HAL open science

Déchirure ductile des aciers à haute résistance pour gazoducs (X100)

Thanh Trung Luu

▶ To cite this version:

Thanh Trung Luu. Déchirure ductile des aciers à haute résistance pour gazoducs (X100). Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2006. Français. NNT : . tel-00142118

HAL Id: tel-00142118

https://pastel.hal.science/tel-00142118

Submitted on 17 Apr 2007

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.

MINES PARIS
Collège doctoral

ED n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

N° attribué par la bibliothèque

|__|__|__|__|__|__|__|__|__|__|

T H E S E

pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole des Mines de Paris
Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"

présentée et soutenue publiquement par

Thanh Trung LUU

le 24 novembre 2006

DECHIRURE DUCTILE DES ACIERS A HAUTE RESISTANCE POUR GAZODUCS (X100)

Directeurs de thèse : M. Benoît TANGUY , M. Gilles PERRIN
Co-directeurs de thèse : M. André PINEAU, M. Jacques BESSON

Jury

M. Michel BRUNET INSA de Lyon Président	Rapporteur
M. Thomas PARDOEN Université Catholique de Louvain	Rapporteur
M. John YATES University of Sheffield	Examinateur
M Thierry IUNG Arcelor Research	Examinateur
M. Gilles PERRIN IFP	Examinateur
M. Benoît TANGUY Ecole des Mines de Paris	Examinateur
M. Jean-Pierre JANSEN EUROPIPE	Invité
M. André PINEAU Ecole des Mines de Paris	Invité
M. Jacques BESSON Ecole des Mines de Paris	Invité

A ma famille !
A ma femme, Thao Ly !
A mon fils, Thanh Nam !

Remerciements

Ce travail a été réalisé dans le cadre d'une convention CIFRE entre le Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris et l'IFP.

Tout au long de ma thèse jusqu'à la présentation finale, j'ai bénéficié de nombreux et divers appuis pour mener à bien ce travail. Un chaleureux remerciement à tous ceux qui m'ont permis d'aller au bout de l'aventure.

Mes remerciements vont à mes directeurs de thèse Benoît TANGUY, Gilles PERRIN, André PINEAU et Jacques BESSON qui ont encadré ce travail au quotidien respectivement au Centre des Matériaux et à l'IFP. Leurs qualités tant scientifiques qu'humaines ont été pour moi un soutien inestimable. Aussi, ce que je retiendrai de ces trois ans de thèse va bien au-delà de la mécanique de la rupture. Je le leur dois en grande partie.

Je voudrais remercier Michel BRUNET et Thomas PARDOEN d'avoir accepté de rapporter avec rigueur et précision sur ce travail. Michel BRUNET m'a également fait l'honneur de présider le jury. Je remercie particulièrement John YATES d'avoir accepté de participer à mon jury de thèse et de s'être déplacé spécialement à Paris à cette occasion. Je remercie également d'autres membres du jury : Thierry IUNG, Jean-Pierre JANSEN, Gilles PERRIN, Benoît TANGUY, André PINEAU et Jacques BESSON.

J'ai eu la chance au cours de cette étude de bénéficier l'appui technique d'autres laboratoires. Je tiens à remercier André GALTIER, Patrick BORGIANI de Arcelor Research de Metz.

Ma reconnaissance s'adresse également à Henri GODINOT, Stéphane HERTZ-CLEMENS pour tout l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail.

Je tiens à associer à ces remerciements tout le personnel technique et administratif du Centre des Matériaux et particulièrement Liliane LOCICERO, Odile ADAM. Je voudrais également remercier toutes les personnes que j'ai croisées sur les sentiers du Centre des Matériaux ou d'ailleurs. Je pense à Anne-Sophie et Philippe qui ont partagé le même bureau pendant ces années et aux nombreux thésards.

J'aimerais enfin avoir une pensée particulière pour mes parents et pour Thao Ly qui m'ont toujours donné leur soutien et leur patience au long de ces trois années de thèse.

Thanh Trung LUU

Table des matières

I Introduction générale **5**

I.1 Contexte industriel 6

I.2 Eclatement de gazoducs 8

I.2.1 Décompression du gaz 8

I.2.2 Déformation du tube 9

I.2.3 Comportement en pointe de fissure 9

I.3 Prévision de l'éclatement d'un gazoduc 9

I.3.1 Essais d'éclatement de tubes et corrélations 9

I.3.2 Modèles d'éclatement de tubes 19

I.4 Fabrication de tubes soudés longitudinalement 22

I.5 Effet de la pré-déformation 24

I.6 Objectifs de l'étude 26

II Matériaux de l'étude **29**

II.1 Présentation des matériaux 30

II.1.1 Composition chimique 30

II.1.2 Microstructure 31

II.1.3 Structure des tôles suivant l'épaisseur 38

II.1.4 Caractéristiques mécaniques de base 40

II.2 Étude des inclusions 41

II.2.1 Nature des inclusions 41

II.2.2 Analyse inclusionnaire 41

II.3 Conclusions 46

III Étude expérimentale des aciers P1 et Tu **47**

III.1 Étude expérimentale du comportement 48

III.1.1 Essais de traction 48

III.1.2 Essais de fatigue oligo-cyclique 55

III.1.3 Essais de déformation plane 57

III.2 Étude expérimentale de la rupture 61

III.2.1 Essais de traction sur éprouvettes entaillées 61

III.2.2 Essais sur éprouvettes fissurées 71

III.2.3 Essais de résilience 81

III.3 Étude des mécanismes de rupture . . . 87
III.3.1 Procédure expérimentale . . . 87
III.3.2 Résultats . . . 87
III.4 Conclusions . . . 99

IV Effet de la pré-déformation 101
IV.1 Approche expérimentale . . . 102
IV.1.1 Matériau de base. . . . 102
IV.1.2 Pré-déformation . . . 104
IV.2 Effet de la pré-déformation sur les caractéristiques de traction . . . 106
IV.3 Effet de la pré-déformation sur les propriétés mécaniques à rupture. . . . 111
IV.4 Conclusion . . . 116

V Modèles de comportement et d'endommagement de l'acier P1 117
V.1 Modélisation du comportement . . . 118
V.1.1 Comportement élastoplastique . . . 118
V.1.2 Anisotropie de comportement . . . 122
V.1.3 Effet de vitesse . . . 125
V.1.4 Validation sur éprouvettes de déformation plane . . . 125
V.1.5 Conclusions . . . 128
V.2 Modélisation de l'endommagement ductile . . . 129
V.2.1 Modèle d'endommagement utilisé . . . 129
V.2.2 Etude paramétrique . . . 129
V.2.3 Prise en compte de la germination . . . 133
V.2.4 Identification du modèle d'endommagement . . . 134
V.2.5 Résultats . . . 138
V.2.6 Conclusions . . . 139
V.3 Simulation de la localisation en déformation plane . . . 146
V.4 En résumé . . . 150

VI Déchirure Ductile Dynamique : Expérience et Modélisation 151
VI.1 Dispositif expérimental . . . 152
VI.1.1 Présentation de la machine d'essai . . . 152
VI.1.2 Eprouvette de déchirure ductile dynamique . . . 153
VI.1.3 Déroulement de l'essai D3 . . . 153
VI.1.4 Instrumentation de l'essai . . . 154
VI.2 Résistance à la propagation de fissure . . . 156
VI.3 Résultats . . . 157
VI.3.1 Analyse mécanique d'essais particuliers . . . 160
VI.3.2 Ensemble des essais réalisés . . . 164
VI.3.3 Ensemble des résultats disponibles . . . 168
VI.3.4 Modes de rupture . . . 168
VI.3.5 Conclusions . . . 175

VI.4 Simulation de la rupture des éprouvettes D3 176
VI.4.1 Maillages et modèle utilisés 176
VI.4.2 Résultats 179
VI.5 En résumé 185

VII Conclusions et Perspectives 187

A–I Étude expérimentale tôle-tube (complément) 197
A-I.1 Prélèvement des éprouvettes des aciers P1 et Tu 198
A-I.2 Résultats expérimentaux des aciers P1 et Tu 200

A–II Effet de pré-déformation (complément) 213
A-II.1 Prélèvement des éprouvettes de l'acier P2 214
A-II.2 Résultats expérimentaux 215

A–III Essais de Déchirure Ductile Dynamique 223
A-III.1 Eprouvettes en acier X70 224
A-III.2 Eprouvettes en acier P1 228
A-III.3 Eprouvettes en acier P2 232

Tableau des notations

P1, P2	Dénomination des tôles de l'étude.
Tu	Dénomination du tube de l'étude.
L	Direction longitudinale (direction de laminage de la tôle).
T	Direction circonférentielle (direction travers).
S	Direction radial (direction travers court).

Corrélations donnant l'énergie Charpy minimale

A	Aire de l'éprouvette Charpy 2/3 épaisseur (mm^2).
$C_v^{[2/3]}$	Energie Charpy requise pour l'arrêt de fissure mesurée sur éprouvette réduite (2/3 épaisseur) (J).
$D = 2R$	Diamètre, rayon du tube (mm).
E	Module de Young (MPa).
e	Epaisseur du tube (mm).
e_c	Epaisseur de l'éprouvette Charpy réduite (mm).
H	Profondeur d'enfouissement (mm).
P	Pression interne du tube (bar).
v_d	Vitesse de l'onde de décompression (m/s).
v_f	Vitesse de fissure (m/s).
σ_H	Contrainte circonférentielle maximale admissible dans le tube (MPa).
σ_Y	Limite d'écoulement (MPa).
σ_0	Limite d'écoulement pour un matériau rigide parfaite (MPa).
γ	rapport des chaleurs spécifiques iso-pression et isochore du gaz.

Général

$\mathrm{A_r}$	Allongement réparti lors de l'essai de traction (%).
B	Epaisseur des éprouvettes fissurées (mm).
B_n	Epaisseur de l'éprouvette entre les entailles (mm).
C	Complaisance (N/m).
C_v	Energie Charpy (J).
F	Chargement (kN).
HV_{10}	Dureté Vickers à 10kg.
J	Intégral J, résistance à la rupture ductile (kJ/m^2).
$J_{0.2}$	Valeur de J pour $\Delta a = 0.2$mm.
L_0	Longueur initiale (mm).
R	Taux de dissipation d'énergie (J/mm^2).
$R(\alpha)$	Coefficient d'anisotropie plastique de Lankford en fonction de la direction de prélèvement.
$\mathrm{R_m}$	Résistance à la traction (MPa).

$R_{p0.2\%}$	Limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique (MPa).
$R_{p0.5\%}$	Limite d'élasticité à 0.5% de déformation plastique (MPa).
S_0	Section initiale de l'éprouvette (m^2).
S	Section actuelle de l'éprouvette (m^2).
Z	Taux de striction à rupture.
$\Delta\Phi$	Réduction diamétrale d'une éprouvette AE (mm).
$\epsilon_{\max}$	Allongement maximal de l'essai de fatigue oligo-cyclique.
$\epsilon_{\min}$	Allongement minimal de l'essai de fatigue oligo-cyclique.
ϵ_{pre}	Pré-déformation plastique (%).

Paramètres des modèles de comportement et d'endommagement

C_i	Paramètre du i^{eme}terme cinématique (MPa).
D_i	Paramètres du i^{eme}terme terme cinématique.
K	Paramètre du terme visqueux (MPa $s^{1/n}$).
Q_i	Paramètre du i^{eme}terme isotrope.
R_0	Limite d'élasticité (MPa).
a, b, c, d, e, f	Coefficients du critère de Hill.
a, α, c_i^k	Coefficients du critère de Bron et Besson.
b_i	Paramètre du i^{eme}terme isotrope.
f	Porosité.
f_0	Fraction volumique initiale de cavités.
f^*	Porosité effective (modèle GTN).
f_c	Porosité critique (modèle GTN).
n	Paramètre du terme visqueux.
p	Déformation plastique cumulée.
δ	Pente d'accélération de la croissance de la porosité (modèle GTN).

Abréviations

AE_X	Eprouvette Axisymétrique entaillée, l'axe est orienté suivant X.
BDWTT	Battelle Drop Weight Tear Test.
CDM	Centre Des Matériaux de l'école des Mines de Paris.
CTOA	Crack Tip Opening Angle.
D3	éprouvette de Déchirure Ductile Dynamique.
WDS	Wavelength Dispersion Spectrometry (analyse par rayon X).

Conversion des unités de mesure

1 psi = 6.895e-3MPa

1 ksi = 6.895MPa

1 psig = 14.5bar

1 inche = 0.0254m

1 in-lbf = 0.112985J

Chapitre -I-

Introduction générale

Le transport du gaz dans des conditions économiques nécessite l'utilisation de pressions de transport élevées, et donc l'utilisation d'aciers à haute limite d'élasticité. De plus, la sécurité des installations demande une bonne ténacité pour éviter la ruine de la structure par propagation rapide de fissures.

Nous présentons dans une première partie de ce chapitre introductif les méthodes traditionnellement utilisées pour l'évaluation de la nocivité des défauts dans l'industrie du transport des hydrocarbures. Toutefois, ces méthodes ne s'appliquent pas avec une précision suffisante aux aciers pour gazoducs à haute limite d'élasticité comme l'acier X100. On est ainsi conduit naturellement à mettre en oeuvre une approche plus moderne, celle de l'approche locale de la mécanique de la rupture.

Dans un second temps, la fabrication des tubes soudés longitudinalement est présentée. La mise en forme de tube à partir des tôles provoque une pré-déformation de quelques pour cent. L'effet de cette pré-déformation sur les propriétés mécaniques de déformation et de rupture des aciers est ensuite abordé.

I.1 Contexte industriel

Les sites de production de gaz sont souvent très éloignés des centres de consommation. Le gaz est alors acheminé à l'aide de canalisations sur des distances de plusieurs milliers de kilomètres. Pour augmenter la rentabilité d'un gazoduc, il est intéressant d'utiliser des structures de diamètre plus grand et de transporter le gaz sous une pression élevée. L'évolution des conditions de transport des gazoducs depuis 90 ans est présentée dans le tableau I.1. Nous voyons que, de 1910 à 2000, le diamètre des plus gros gazoducs ou pipelines utilisés a été multiplié par 4 et la pression de transport par 60.

Année	Pression (bar)	Diamètre (mm)	Capacité annuelle (10^6(N)m^3)	Perte de charge après 6000m (%)
1910	2	400	80	49
1930	20	500	650	31
1965	66	900	830	14
1980	80	1420	2600	11
2000	120	1620	52000	8

Tableau I.1 : Evolution des conditions de transport des gazoducs [Hulka, 1997].

Ces augmentations de performance ont été possibles grâce à l'amélioration des caractéristiques mécaniques des aciers utilisés pour la fabrication des tubes. En effet, la contrainte maximale circonférentielle d'un tube mince soumis à une pression interne est donnée par la relation suivante:

$$\sigma_H = \frac{PD}{2e} \tag{I.1}$$

où D est le diamètre, e l'épaisseur et P la pression de service du tube. Pour éviter une augmentation trop importante de l'épaisseur des tubes rendant les coûts de production et d'investissement rédhibitoires, il faut développer des aciers possédant une limite d'élasticité de plus en plus élevée. Le développement des pipelines en acier dans le temps est ainsi donné par la figure I.1. Les aciers sont classés d'après l'American Petrolium Institute (API). Le tableau I.2 rassemble les propriétés mécaniques minimales requises pour les pipelines en acier. Les recherches sur la mise au point des aciers à très haute résistance sont essentielles. Pour l'acier X100, elles ont commencé dès 1978 et se poursuivent toujours.

Un gazoduc est une structure dont l'intégrité doit être garantie. En particulier, pour éviter tout amorçage de rupture, le dimensionnement de la structure est effectué pour travailler dans le domaine élastique avec un coefficient de sécurité adéquat, ce qui autorise une taille critique de défaut. De plus, la température de transition ductile-fragile de l'acier est choisie de façon à empêcher une rupture fragile du tube. Cependant, la probabilité d'amorçage n'est jamais nulle. Des statistiques établies par l'European Gas pipeline Incident Group [EGIG, 2002] recensent, en effet, 1060 cas de rupture en service entre 1970 et 2001. 50% de ces ruptures sont causées par des "agressions extérieures". Les autres causes d'incidents notables sont: la présence de défauts

Acier	Yield strength		Tensile strength	Elongation
	(ksi)	(MPa)	(MPa)	(%)
API-X65	65	448	530	24
API-X70	70	483	566	23
API-X80	80	551	620	22
API-X100	100	690	770	25

Tableau I.2 : Caractéristiques mécaniques requises des pipelines en acier de grade API.

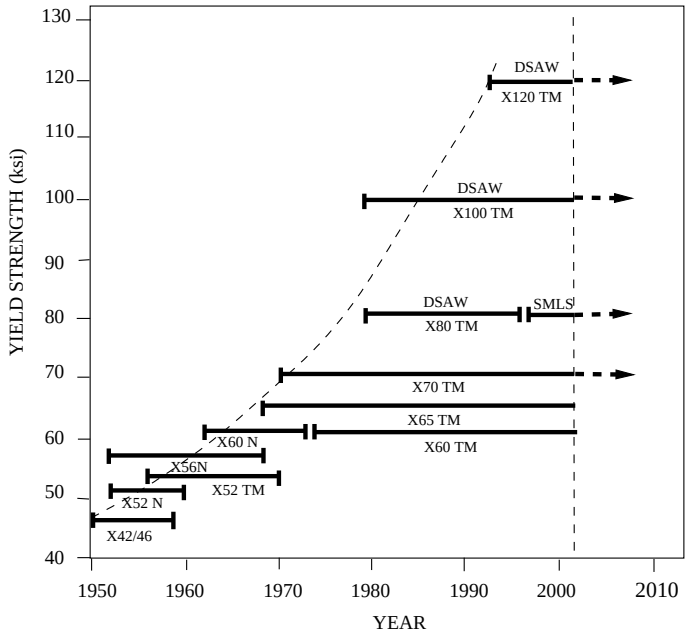


Figure I.1 : Développement des gazoducs en acier à haute résistance dans le temps [Gray, 2002]

dans le matériau (17%), la corrosion (15%), ou encore les mouvements de sol (7%).

Pour atteindre un niveau de sécurité plus grand, il est nécessaire de comprendre sous quelles conditions une fissure amorcée dans un pipeline peut s'arrêter rapidement. Pour cela, les spécifications requises pour les aciers de gazoducs prévoient un niveau de résilience suffisant dans les conditions de service.

I.2 Eclatement de gazoducs

Cette section et la section I.3 font des emprunts à la thèse de Rivalin [Rivalin, 1998]. L'éclatement d'un gazoduc, dû à la propagation d'une fissure longitudinale, est présenté sur la photographie I.2. I s'agit d'un problème complexe dans lequel intervient un couplage entre plusieurs disciplines : l'hydrodynamique (décompression de gaz), la déformation des coques (parois du gazoduc) et la mécanique de la rupture (comportement du matériau en pointe de fissure).

Figure I.2 : Eclatement d'un pipeline [Mannucci and Demofonti, 2001]

I.2.1 Décompression du gaz

Le gaz s'échappe par l'ouverture créée dans la paroi du tube par la fissure. Une onde de décompression commence alors à se propager dans le tube à une vitesse de l'ordre de 300 à 400m.s^{-1}. Le rapport entre la vitesse de l'onde de décompression et celle de la fissure joue un rôle majeur sur la dynamique de propagation. En effet, si la fissure se propage plus vite que l'onde de décompression, la pointe de fissure est toujours chargée par la pression initiale P_0. Si, au contraire, la vitesse de fissuration est inférieure, la fissure est progressivement de moins en moins chargée, et s'arrête naturellement.

La décompresssion du fluide est étudiée expérimentalement à l'aide d'expériences d'expansion des tubes à choc. Le tube est bouché par un disque de rupture et instrumenté par des capteurs de pression dynamiques le long du tube. Dans un modèle à une dimension et pour un gaz pur

monophasé, la pression agissant en pointe de fissure est donnée par:

$$\begin{cases} v_f > v_d & P = P_0 \\ v_f < v_d & P = P_0 \left(\frac{2}{\gamma+1} + \frac{\gamma-1}{\gamma+1} . \frac{v_f}{v_d} \right)^{\frac{2\gamma}{\gamma-1}} \end{cases} \tag{I.2}$$

avec
- P_0, P pression initiale et de fuite dans la conduite,
- v_d, v_f vitesses respectives de l'onde de décompression et de la fissure,
- γ rapport des chaleurs spécifiques iso-pression et isochores du gaz ($\gamma = 1.32$ pour le gaz naturel).

L'équation I.2 est donnée pour un gaz monophasé, ce qui est une simplification de la réalité. Le cas d'une détente d'un liquide ou d'un mélange biphasé liquide+vapeur a également été étudié. Le cas le plus défavorable est celui d'un gaz transporté à l'état biphasé [Maxey, 1981].

I.2.2 Déformation du tube

Sous l'effet de la pression du gaz sur les parois du tube ouvert, celui-ci se déforme. La section du tube passe d'une géométrie en "O" à une forme en "U" et puis reste inchangée. Cette ouverture du tube n'est pas à négliger car elle participe au chargement de la pointe de fissure.

Ce phénomène explique les différences entre les essais réalisés avec des tubes à l'air libre et des tubes enterrés. Ce dernier cas limite la déformation de la coque, et favorise ainsi l'arrêt de la fissure.

I.2.3 Comportement en pointe de fissure

Notre travail s'intéresse à ce troisième point qui intervient lors de l'éclatement d'un gazoduc: le comportement de la fissure en cours de propagation de l'acier X100, sous un chargement donné, et plus particulièrement dans le domaine ductile. Ce mode de rupture est le plus important pour la tenue en service d'un pipeline.

I.3 Prévision de l'éclatement d'un gazoduc

I.3.1 Essais d'éclatement de tubes et corrélations

Pour garantir l'arrêt rapide d'une fissure dans le domaine ductile, les normes spécifient des niveaux minimum de résilience, définis par des corrélations empiriques entre des essais d'éclatement de tubes et des essais Charpy. Le tube testé est rempli de méthane ou d'air sous pression. Il peut être enterré ou non. Il est fermé aux deux bouts et sa longueur est suffisamment grande pour que les réflexions d'onde n'affectent pas la propagation de la fissure sur le bref instant où on l'étudie. Une entaille longitudinale est créée au centre, sur le haut du tube, à l'opposé du joint soudé longitudinal, et elle est maintenue fermée par un fusible. Après la mise en pression du tube, on fait exploser le fusible ce qui provoque l'éclatement du tube. La propagation d'une fissure dans un tube suit normalement trois stades: une phase d'amorçage

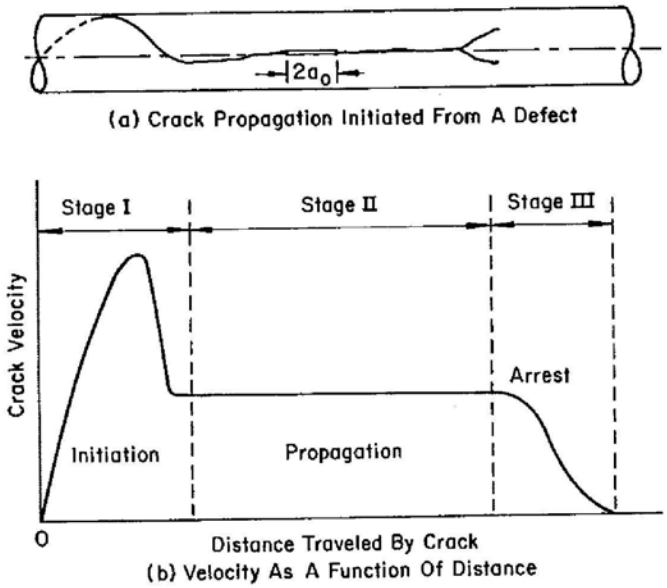


Figure I.3 : Caractéristiques de la propagation de fissure dans un tube [Civallero et al., 1981]

durant laquelle la fissure atteint sa vitesse maximale, une phase stationnaire à vitesse constante, et enfin une phase d'arrêt, voir figure I.3

Au début des années 70, une grande campagne d'essais d'éclatement de tubes a été organisée par l'A.G.A. (American Gas Association). Les essais ont été réalisés au Battelle Memorial Institute (B.M.I.) [Maxey, 1981] et par l'American Iron and Steel Institute (A.I.S.I.). Ils ont abouti à l'établissement de relations donnant le niveau de résilience minimum admissible en fonction des caractéristiques de la structure (diamètre, épaisseur), celles de l'acier (limite d'élasticité, résilience), et des conditions opératoires (pression de service, nature du fluide, enfouissement éventuel de la ligne). Plus tard, les laboratoires européens de British Gas Corporation (B.G.C.) [Fearnehough and Jones, 1981], de Centro Sviluppo Materiali (C.S.M.) [Bonomo et al., 1981], de Mannesmann [Vogt and Weidenhoff, 1984] ainsi que les laboratoires japonais [Kurita et al., 1981] [Sugie et al., 1982] ont également réalisé de tels essais et établi leurs propres corrélations. Le tableau I.3 donne quelques-unes de ces corrélations basées sur plus de 200 essais effectués depuis 30 ans.

Le domaine de validité approché de ces corrélations est reporté dans le tableau I.4.

Corrélation du B.M.I. Cette corrélation est basée sur la comparaison des relations entre la force motrice et la vitesse de fissure ductile du tube et entre le niveau de pression de la décompression et la vitesse de l'onde de pression de fluide. La décompression du fluide peut être étudiée indépendamment de la rupture. Par contre, la rupture du pipe doit être étudiée simultanément avec la décompression.

organisme [référence]	relation
Battelle Memorial Institute (Maxey, 1974)	$C_v^{[2/3]} = 2.382\ 10^{-5}\sigma_H^2(eR)^{1/3}$
American Iron and Steel Institute	$C_v^{[2/3]} = 2.377\ 10^{-4}\sigma_H^{3/2}(2R)^{1/2}$
British Gas Corporation [Fearnehough and Jones, 1981]	50% confidence: $C_v^{[2/3]} = \frac{PR^2}{e^{1.5}}10^{-3}(1.54 - 0.288\frac{R^{0.25}}{e})$ 95% confidence: $C_v^{[2/3]} = \frac{PR^2}{e^{1.5}}10^{-3}(1.76 - 0.288\frac{R^{0.25}}{e})$
Centro Sviluppo Materiali Italsider [Bonomo et al., 1981]	$C_v^{[2/3]} = -0.627e - 6.8\ 10^{-8}\frac{R^2}{e} + 2.52\ 10^{-4}R\sigma_H$ $+1.245\ 10^{-5}\frac{Re\sigma_H^2}{d}$
Nippon Kokan [Kurita et al., 1981]	$C_v^{[2/3]} = 1.765\ 10^{-6}\sigma_H^{2.1}D^{0.6}e^{0.05}$
Japon [Sugie et al., 1982]	$C_v^{[2/3]} = 2.498\ 10^{-6}\sigma_H^{2.33}D^{0.3}e^{0.47}$
Mannesmann [Vogt and Weidenhoff, 1984]	$C_v^{[2/3]} = 19.99 \exp 0.287\ 10^{-8}\sigma_H^{1.76}D^{1.09}e^{0.585}$

$C_v^{[2/3]}$: énergie Charpy (J) requise mesurée sur éprouvette réduite (épaisseur 2/3),
$D = 2R$, e : diamètre et épaisseur du tube (mm),
σ_H : contrainte circonférentielle maximale admissible dans le tube (MPa),
H : profondeur d'enfouissement (mm),

Tableau I.3 : Corrélations donnant l'énergie Charpy minimale pour garantir l'arrêt de fissure

Diamètre du tube	600 à 1420mm
Epaisseur des pipes	6 à 26mm
Contrainte circonférentielle	130 à 450MPa
Profondeur d'enfouissement	jusqu'à 1.3m
Milieu utilisé	méthane, air
Matériaux grade	jusqu'à X80
Energie Charpy maximale	$C_v^{[2/3]} = 100$J

Tableau I.4 : Domaine de validité approché des corrélations données dans la tableau I.3.

Maxey [Maxey, 1981] détaille le principe de la corrélation. Il y a un niveau de contrainte au dessous duquel la rupture ductile ne peut pas avoir lieu. On considère que la "longueur caractéristique" d'une coque cylindrique est $a = b = 3\sqrt{Re}$ (Fig. I.4) et le modèle de Dugdale Barenblalt conduit à (plasticité parfaite) :

$$\cos\left(\frac{\pi}{2}\frac{\sigma_a}{\sigma_0}\right) = \exp\left(-\frac{\pi E G_c}{8\sigma_0^2 a}\right) \tag{I.3a}$$

$$\sigma_a = \beta\frac{2\sigma_0}{\pi}\arccos\exp -\frac{\pi E G_c}{24\sigma_0^2\sqrt{Re}} \tag{I.3b}$$

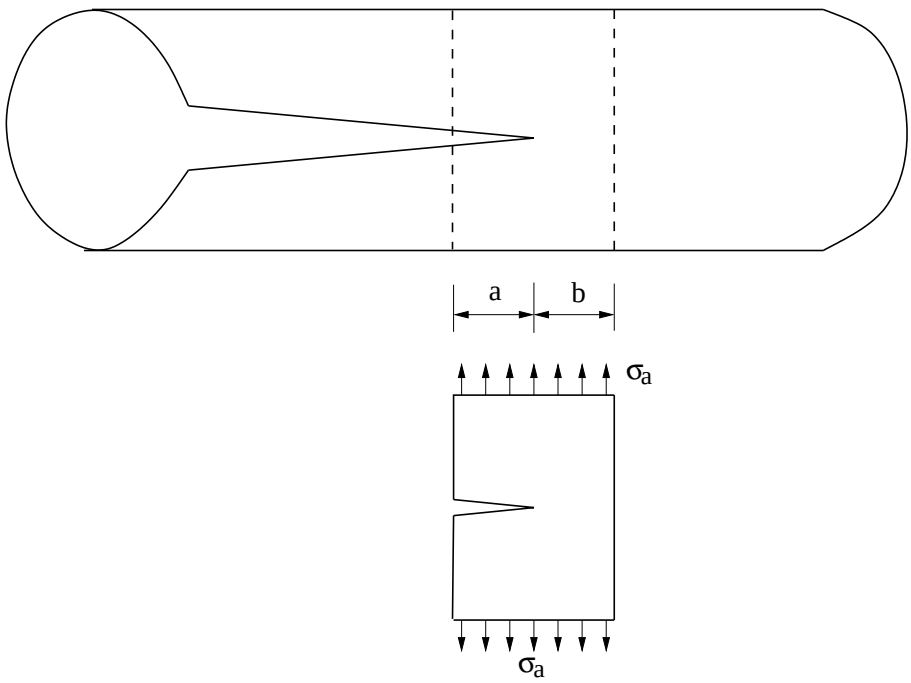


Figure I.4 : Modèle de propagation de demie longueur de fissure.

avec
- σ_a contrainte d'arrêt (psi),
- E module de Young (psi),
- P_a pression d'arrêt (psig),
- R, e rayon et épaisseur du tube (inches),
- G_c résistance à la rupture ductile du matériau, on considère que $G_c = C_v^{[2/3]}/A$,
- $C_v^{[2/3]}$ énergie Charpy (in-lbs),
- A aire de l'éprouvette Charpy 2/3 épaisseur (inches^2),
- σ_0 limite d'élasticité de l'acier (psi),
- β coefficient ajustable.

En reportant tous les essais dans un graphique contrainte-énergie (Fig. I.5), une frontière régulière sépare les essais où la fissure s'est propagée ou s'est arrêtée. L'équation de cette frontière est représentée par la contrainte d'arrêt, σ_a:

$$\sigma_a = P_a\left(\frac{R}{e}\right) = \frac{2\sigma_0}{3.33\pi}\arccos\exp - \frac{\pi E G_c}{24\sigma_0^2\sqrt{Re}} \tag{I.4}$$

Les résultats expérimentaux permettent également de corréler la vitesse de propagation de la rupture, v_f, à la pression agissant à la pointe de la fissure, P (Fig. I.6):

$$v_f = c.\frac{\sigma_0}{(C_v^{[2/3]}/A)^{1/2}}[\frac{P}{P_a} - 1]^{1/6} \tag{I.5}$$

c est une constante. Elle est égale à 0.47 avec enfouissement et 0.65 à l'air.

La loi de décompression du gaz est supposée connue. Munis des équations I.4 et I.5, on peut tracer dans le plan (P, v) deux courbes, l'une représente l'évolution de la pression dans le

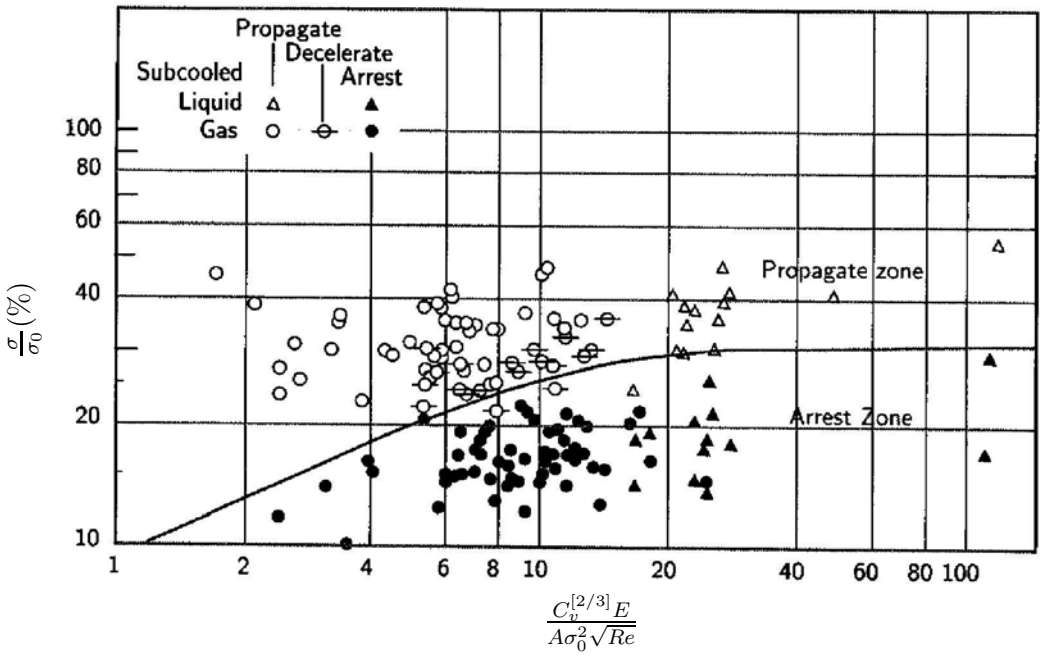


Figure I.5 : Essais d'éclatement de tubes. Relation entre la contrainte à l'arrêt et l'énergie Charpy [Maxey, 1981].

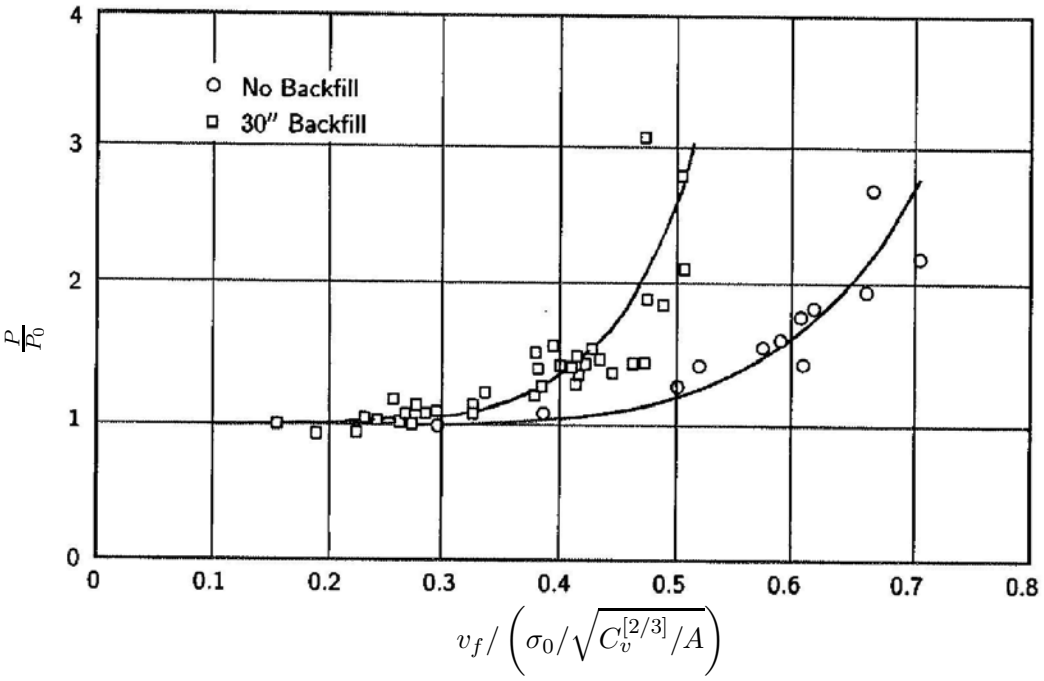


Figure I.6 : Essais d'éclatement de tubes. Relation entre la pression et la vitesse de la fissure [Maxey, 1981]

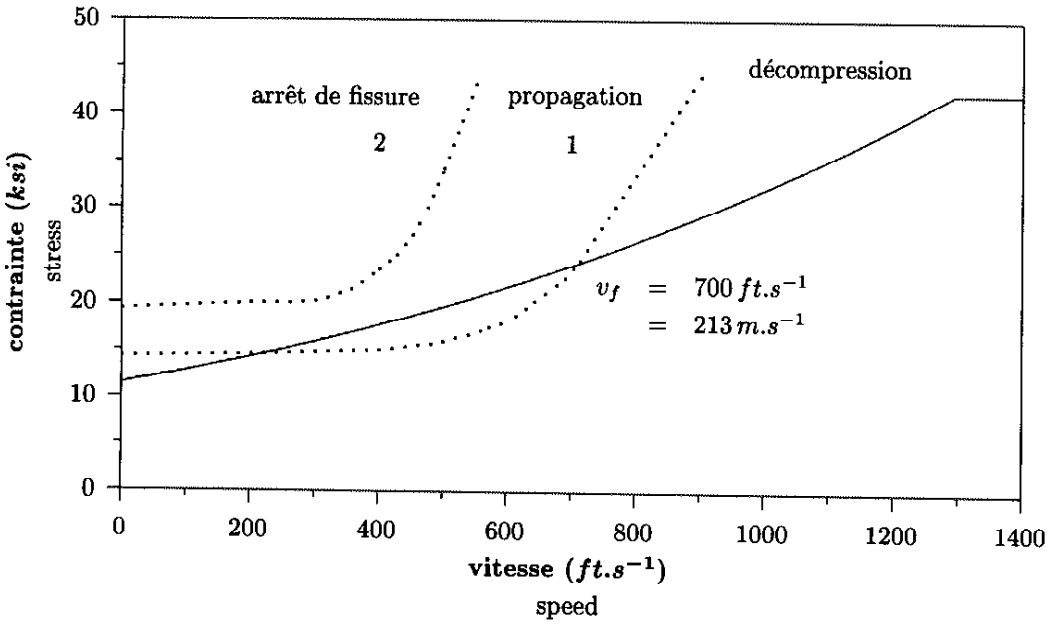


Figure I.7 : Principe de détermination des corrélations de B.M.I. [Maxey, 1981]

tube, l'autre la pression qui, compte tenu de la géométrie du tube et de la résistance de l'acier, arrêtera la fissure. Sur la figure I.7 , deux configurations sont envisagées. Dans le premier cas, la courbe prévoit une propagation stationnaire de la fissure à une vitesse de 213m.s^{-1} (700ft.s^{-1}). Dans le second cas, quelle que soit la vitesse, la pression exercée par le gaz est trop faible pour permettre à la fissure de se propager de manière stationnaire. Il y a donc arrêt de la fissure. Le cas critique est obtenu lorsque les deux courbes sont tangentes. De cette manière, on détermine pour chaque essai d'éclatement la valeur C_v du niveau Charpy minimal nécessaire pour que la fissure s'arrête. Notons que ce niveau est mesuré sur des éprouvettes dont l'épaisseur est égale à 2/3 de celle de l'éprouvette Charpy normalisée ($C_v^{[2/3]}$) qui sont prélevées dans l'épaisseur du tube de sorte que la direction de traction est suivant la direction circonférentielle et la direction de propagation de fissure est suivant la direction longitudinale du tube. Cette valeur est ensuite reliée à la géométrie de l'essai (contrainte circonférentielle σ_H, épaisseur e, rayon du tube R). La première corrélation a été obtenue par le Battelle Memorial Institute et est donnée par:

$$C_v^{[2/3]} = 2.38210^{-5}\sigma_H^2(eR)^{1/3} \tag{I.6}$$

Pour les unités, R et e sont en mm, $C_v^{[2/3]}$ en Joules, σ_H en MPa.

Corrélation de A.I.S.I. Une analyse considérant toutes les variables possibles et arrivant à définir une équation statistique qui détermine les éléments supportant la propagation de fissure et ceux supportant l'arrêt de fissure a été faite par l'American Iron and Steel Institute. En se basant sur des essais d'éclatement de tubes réalisés, on a abouti à une corrélation donnant

l'énergie Charpy minimale pour l'arrêt de fissure dans le tube:

$$C_v^{[2/3]} = 2.37710^{-4}\sigma_H^{3/2}(2R)^{1/2} \tag{I.7}$$

Pour les unités, R est en mm, $C_v^{[2/3]}$ en Joules, σ_H en MPa.

Corrélation de B.G.C. Un modèle avec des paramètres géométriques d'un tube fissuré, ensemble avec une analyse des forces dans un tube dues au gaz s'échappant afin d'établir un équilibre de taux d'énergie est établi. Cet équilibre du taux d'énergie lie l'énergie fournie par le gaz et perdue par l'énergie cinétique absorbée par la rupture de l'épaisseur du pipe et l'énergie absorbée par le phénomène de rupture.

B.G.C. a établi un équilibre thermodynamique du taux d'énergie. Pour une fissure se propageant le long d'un tube à une vitesse constante, et pour un incrément de l'extension de fissure, da, nous avons:

$$\frac{dU_g}{da} + \frac{dS_e}{da} = \frac{d(Te)}{da} + \frac{dK_e}{da} \tag{I.8}$$

où
U_g est l'énergie fournie par du gaz d'expansion agissant sur la paroi du tube juste à la pointe de fissure,
S_e est l'énergie de déformation élastique de la paroi du tube (stockée avant la propagation),
(Te) est l'énergie absorbée en pointe de fissure par la rupture, e l'épaisseur du tube, et
K_e est l'énergie cinétique absorbée par le tube fissuré.

Afin de résoudre le bilan du taux d'énergie, il est nécessaire d'obtenir l'estimation des paramètres individuels. Pour cela, les informations suivantes sont requises:

- Déformation des coques: pour déterminer l'énergie du gaz et l'énergie cinétique absorbée par la paroi du tube.
- Pression du gaz: la pression du gaz agissant sur la paroi du tube est requise afin de déterminer le travail du gaz.
- Energie de rupture: L'énergie au palier ductile de l'essai Charpy est utilisée par la formule suivante :

$$T = kC_v^{[2/3]}\sqrt{\frac{e}{e_c}} \tag{I.9}$$

  où k est une constante supérieure à 1 et e_c est l'épaisseur de l'éprouvette Charpy 2/3.

En considérant ces aspects, l'équation d'équilibre du taux d'énergie donne pour l'arrêt de fissure :

$$\frac{C_v^{[2/3]}\sqrt{\frac{e}{e_c}}}{P\epsilon R} = f\left(v_a\epsilon^{1/4}\right) \tag{I.10}$$

avec $\begin{cases} v_a & \text{vitesse acoustique du gaz,} \\ \epsilon & \frac{R}{e}. \end{cases}$

Poynton et al [Poynton et al., 1974] ont défini deux groupes paramétriques :

$$\frac{C_v^{[2/3]}\sqrt{\frac{e}{e_c}}}{P\epsilon R} \text{ et } v_a\epsilon^{1/4}$$

En reportant sur le plan $\left(\frac{C_v^{[2/3]}\sqrt{\frac{e}{e_c}}}{P\epsilon R}, v_a\epsilon^{1/4}\right)$ des points représentant des essais d'éclatement de structure à l'échelle 1 réalisés, l'équation de la droite séparant les essais où la fissure se propage et ceux où la fissure s'arrête donne l'énergie Charpy minimale requise:

$$\text{50\% confidence: } C_v^{[2/3]} = \frac{PR^2}{e^{1.5}}.10^{-3}(1.54 - 0.288\frac{R^{0.25}}{e}) \tag{I.11a}$$

$$\text{95\% confidence: } C_v^{[2/3]} = \frac{PR^2}{e^{1.5}}.10^{-3}(1.76 - 0.288\frac{R^{0.25}}{e}) \tag{I.11b}$$

Corrélation de C.S.M.-Italsider Un modèle fondé sur le bilan d'énergie a également été développé par C.S.M.-Italsider. Ce bilan d'énergie s'écrit sous la forme :

$$\frac{dL_g}{dt} = \frac{dU}{dt} + \frac{dK}{dt} + \frac{dD_p}{dt} + \frac{dD_f}{dt} + \frac{dD_b}{dt} \tag{I.12}$$

Le terme de gauche représente la variation de travail dû à l'expansion du gaz, tandis que la partie droite comprend les contributions de l'énergie élastique (U), cinétique (K) et énergies de dissipation dues à la déformation plastique (D_p) de l'épaisseur du pipe, la rupture du matériau (D_f) et l'enfouissement (D_b). L'évaluation de l'énergie élastique indique que ses contributions sont petites par rapport aux autres termes, et peuvent donc être négligées. Pour définir la limite propagation-arrêt, les termes dépendant de l'accélération de la rupture comme l'énergie cinétique, peuvent également être négligés. Pour évaluer les termes individuels, l'équation de bilan de l'énergie précédente est appliquée à une section de tube après la pointe de fissure comme l'indique la figure I.8. L'énergie de rupture du matériau est évaluée par l'énergie Charpy ($C_v^{[2/3]}$).

La fissure est arrêtée quand il n'existe pas une valeur réelle de vitesse de propagation de fissure v_f (à l'exception de $v_f = 0$) satisfaisant l'équation de bilan d'énergie (équation I.12), ce qui donne:

$$\frac{C_v^{[2/3]}}{A} = -\frac{C_p\sigma_0 e}{C_f} - q\frac{R^2 H C_b^I}{C_f e} + \frac{0.28 C_g R\sigma_H}{C_f} + \frac{0.58^2 C_g^2 R g e \sigma_H^2}{4 C_f q V_0^2 C_b^{II} H} \tag{I.13}$$

avec $\begin{cases} q & \text{poids spécifique du sol (kg/m}^3\text{),} \\ g & \text{accélération due à la gravité (m.s}^{-2}\text{),} \\ V_0 & \text{vitesse de la décompression (m.s}^{-1}\text{),} \\ H & \text{profondeur d'enfouissement (mm),} \\ C_p & \overline{\alpha}/2, \\ C_f & \text{coefficient déterminé à partir des essais d'éclatement de tubes,} \\ C_g,\, C_b^I,\, C_b^{II} & \text{coefficients dépendant de } \overline{\alpha} \text{ et } \nu. \end{cases}$

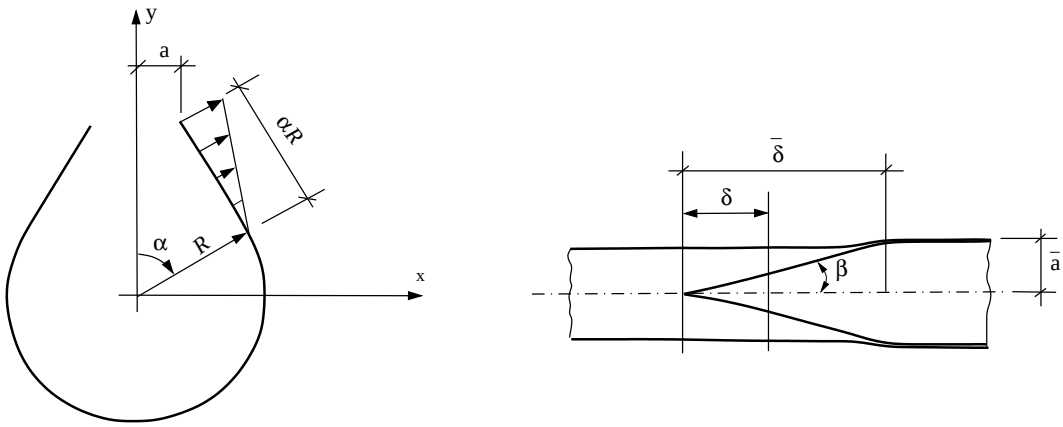


Figure I.8 : Déformation des parois du tube. (a) section transversale, (b) vue horizontale [Fearnehough and Jones, 1981]

En analysant les résultats des essais d'éclatement de tubes, on obtient $\overline{\alpha} \in [85°, 90°]$ et $2\beta \in [9°, 10°]$ où $\overline{\alpha}$ et β sont des valeurs moyennes des angles α et β (Fig. I.8). Les coefficients deviennent $C_p = 0.76$, $C_g = 0.46$, $C_b^I = 2.2$ et $C_b^{II} = 0.013$. Une valeur moyenne de $\sigma_0 = 4200\text{kg/m}^2$ est utilisée pour les aciers X52 à X70; $q = 1.6\ 10^3\text{kg/m}^3$, $V_0 = 36\text{m/s}$. C_f est évalué sur les essais d'éclatement. La valeur optimum de 27.11 est obtenue. La formule finale de Italsider-CSM est donc suivante:

$$C_v^{[2/3]} = -0.627e - 6.8\ 10^{-8}\frac{R^2}{e}H + 2.52\ 10^{-4}R\sigma_H + 1.245\ 10^{-5}\frac{Re\sigma_H^2}{H} \tag{I.14}$$

Pour les unités, R et e sont en mm, $C_v^{2/3}$ en Joules, σ_H en MPa.

Corrélations japonaises En se basant sur des essais d'éclatement, on a choisi une fonction de la ligne de démarcation, séparant les essais avec propagation de fissure et ceux avec arrêt de fissure de type :

$$C_v^{[2/3]} = a\sigma_H^x D^y e^z \tag{I.15}$$

où σ_H est la contrainte circonférentielle, D est le diamètre de tube, et e est l'épaisseur de tube.

Les variables a, x, y et z sont déterminées empiriquement. Ces travaux japonais ont permis de proposer les corrélations suivantes :

- Nippon Kokan [Kurita et al., 1981]

$$C_v^{[2/3]} = 1.765\ 10^{-6}\sigma_H^{2.1}D^{0.6}e^{0.05} \tag{I.16}$$

- Japon [Sugie et al., 1982]

$$C_v^{[2/3]} = 2.498\ 10^{-6}\sigma_H^{2.33}D^{0.3}e^{0.47} \tag{I.17}$$

Pour les unités, R et e sont en mm, $C_v^{[2/3]}$ en Joules, σ_H en MPa.

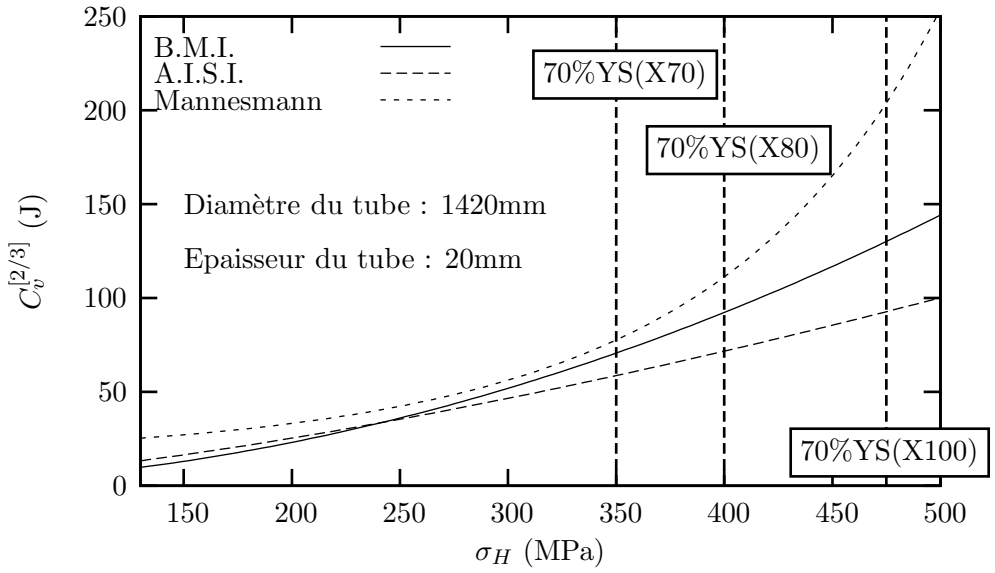


Figure I.9 : Energie Charpy requise pour l'arrêt de fissure en fonction de la contrainte circonférentielle

Corrélation de Mannesmann Comme dans les travaux japonais, Mannesmann [Vogt and Weidenhoff, 1984] a choisi une fonction de la ligne de démarcation différente:

$$C_v^{[2/3]} = a \exp b(\sigma_H^x D^y e^z) \tag{I.18}$$

Les variables a, b, x, y et z sont déterminées empiriquement par méthode itérative. Les calculs numériques conduisent à : $a = 19.99$, $b = 0.287\ 10^{-8}$, $x = 1.76$, $y = 1.09$ et $z = 0.585$. L'équation de la ligne de démarcation proposée par Mannesmann est ainsi:

$$C_v^{[2/3]} = 19.99 \exp 0.287\ 10^{-8} \sigma_H^{1.76} D^{1.09} e^{0.585} \tag{I.19}$$

Pour les unités, D et e sont en mm, $C_v^{[2/3]}$ en Joules, σ_H en MPa. On notera que le domaine de validité de la corrélation de Mannesmann est exactement celui précisé au tableau I.4.

Choisissons une géométrie de tube comme référence ($R = 710$mm, $e = 20$mm), la comparaison des corrélations établies par différents organismes est présentée sur la figure I.9 où l'énergie Charpy requise est en fonction de la contrainte circonférentielle du tube.

Ces corrélations ont été établies pour les aciers ferrito-perlitiques jusqu'au grade 70. Il est dangereux d'utiliser ces corrélations pour les aciers de grades plus élevés car : (i) elle s'accompagne d'un passage aux microstructures bainitiques ou ferrito-bainitiques, (ii) elle conduit à utiliser ces corrélations hors de leur domaine de validité. L'European Pipeline Research Group (E.P.R.G.) l'a montré sur une dizaine de tests d'éclatement des tubes en acier X80 et X100 [Vogt et al., 1993,Demofonti et al., 2003]. La figure I.10 représente l'énergie réelle Charpy V, $C_v^{[2/3]}$, des tubes en acier X80 et X100 en fonction des valeurs données par la corrélation de BMI. Contrairement au résultat donné par la corrélation, qui prédisait un arrêt de fissure pour

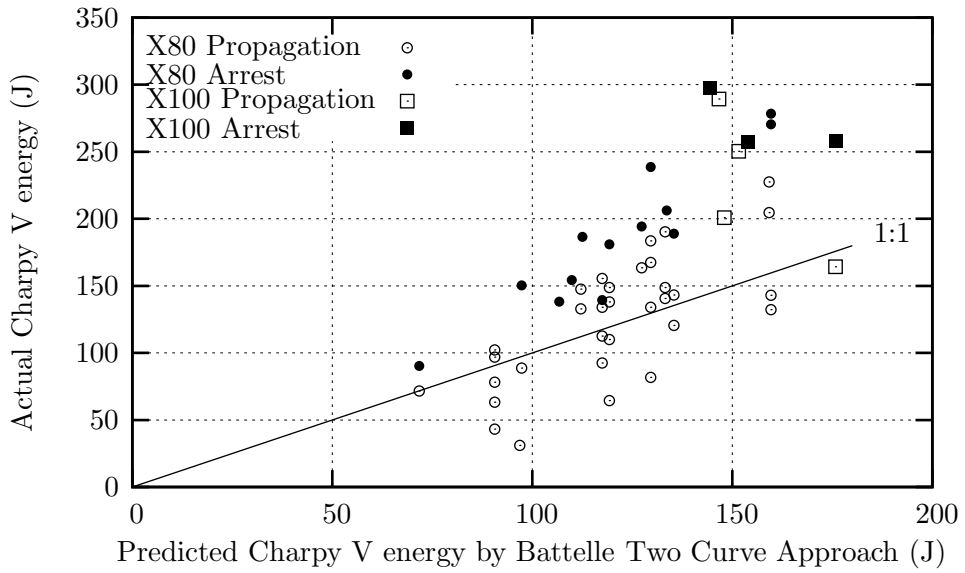


Figure I.10 : Energie de Charpy réelle en fonction de la valeur donnée par la corrélation de BMI. Tubes en X80 : $D \in [1066.8, 1422.4]$mm, $e \in [16, 26]$mm, $\sigma_H \in [336, 440]$MPa, tubes en X100 : $D \in [914.4, 1422.4]$mm, $e \in [16, 19.1]$mm, $\sigma_H \in [469, 551]$MPa.

les points au-dessus de la droite 1:1, plusieurs tubes ont éclaté, le défaut se propageant à une vitesse d'environ 100m/s. La corrélation sous-estime donc la valeur maximale requise de $C_v^{[2/3]}$ pour l'arrêt de fissure.

I.3.2 Modèles d'éclatement de tubes

Parallèlement aux corrélations empiriques établies pour l'arrêt de fissures, des modèles numériques ont été développés pour représenter la propagation d'une fissure dans un tube. Les principales difficultés liées à l'établissement de tels modèles sont de deux ordres:

- déterminer un critère de rupture du matériau en pointe de fissure dans le pipeline,
- établir le couplage entre la décompression du fluide et la propagation de la fissure.

Modèle de Kobayashi Le modèle présenté par Emery et Kobayashi [Emery et al., 1981] considère le tube comme une série d'anneaux coaxiaux, indépendants initialement fermés, mais pouvant s'ouvrir (Fig. I.11) . La section du tube reste circulaire et la déformation axiale et circonférentielle est négligée. Les calculs montrent que la pression, P, est liée à l'ouverture de l'anneau, par la relation suivante:

$$\frac{d^2x}{dt^2}(t) = a_0 \frac{P(t)}{P_0} \tag{I.20}$$

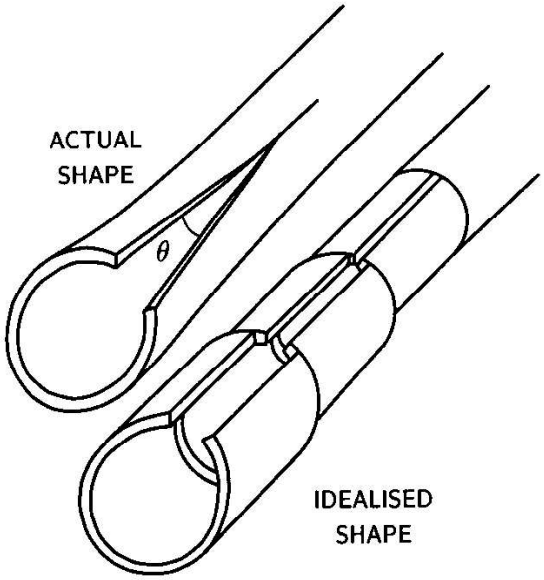


Figure I.11 : Modèle d'éclatement de Kobayashi [Emery et al., 1981]

x est l'ouverture de l'anneau. Elle est gouvernée par l'inertie de la coque et la décompression du fluide. Reste alors le problème du critère de rupture. Emery et Kobayashi utilisent le CT0A [1]. On considère que l'anneau est rompu lorsque l'angle d'ouverture atteint une valeur critique reliée à un $(\text{CTOA})_c$.

Le calcul suit les étapes suivantes:

- chaque anneau est initialement fermé,
- on choisit l'un d'entre eux et on lui laisse la possibilité de s'ouvrir,
- on détermine la pression du gaz qui s'exerce sur l'anneau considéré. Ensuite, l'ouverture de l'anneau est calculée en intégrant l'équation I.20,
- le CTOA est alors défini par le rapport entre cette ouverture et la longueur d'un anneau. Si celui-ci est supérieur au $(\text{CTOA})_c$ du matériau, on permet à l'anneau suivant de s'ouvrir. Sinon, on retourne à l'étape 3.

Ce modèle présente deux principaux inconvénients. Les anneaux sont supposés indépendants. On ne peut ainsi pas prendre en compte l'effort exercé en pointe de fissure par l'ouverture des

[1] Crack Tip Opening Angle

parois en arrière de la fissure. De plus, certains résultats montrent que la déformation axiale, négligée dans le modèle, joue un rôle important lors d'un essai d'éclatement [Emery et al., 1986].

Modèle de Kanninen Le modèle développé par Kanninen et al [Kanninen et al., 1976], Popelar et al [Popelar et al., 1977] s'applique à la propagation longitudinale stationnaire d'une fissure. Les auteurs effectuent un bilan énergétique. Pour un système dans lequel le processus anélastique associé à l'avancée de fissure est confiné pour une région infinitésimale en pointe de fissure, le taux dynamique d'énergie ou force motrice G pour une fissure en pleine épaisseur peut être écrit comme suit:

$$G = \frac{1}{e}\left(\frac{dW}{da} - \frac{dU}{da} - \frac{dT}{da}\right) \tag{I.21}$$

avec $\begin{cases} W & \text{travail des forces extérieures (énergie élastique du gaz),} \\ U & \text{énergie de la déformation élastique de la structure fissurée,} \\ T & \text{énergie cinétique communiquée à la coque,} \\ e & \text{épaisseur du tube et a est la longueur de fissure.} \end{cases}$

Chaque terme énergétique est évalué en fonction de la vitesse. La propagation de fissure a lieu seulement si G représentant l'énergie disponible de la structure supportant la propagation de fissure, par unité de surface de l'avancée de fissure, est exactement égal à l'énergie dissipée requise à la pointe de fissure, R_f, par unité de surface de l'avancée de fissure. Cette dernière quantité dépend généralement de la vitesse de propagation. Elle dépend du matériau et peut être mesurée expérimentalement. Le critère de rupture utilisé par Kanninen est assimilé à l'énergie spécifique de rupture des éprouvettes BDWTT [2]. La condition de propagation peut être exprimée comme:

$$G(v) = R_f(v) \tag{I.22}$$

Si $G < R$, la propagation stationnaire de fissure n'a pas lieu. Dans le cas contraire, le modèle permet d'estimer la vitesse de propagation de la fissure.

Dans des travaux plus récents, le développement des moyens de calcul par éléments finis a permis à O'Donoghue, Kanninen et al [O'Donoghue et al., 1991] d'établir le couplage entre un code d'écoulement de fluides et un code de calcul de structure par éléments coques. La phase de propagation stationnaire est simulée. Mais le choix du critère de rupture du matériau reste un problème. Les auteurs proposent de calculer un facteur d'intensité de contrainte en dynamique. Ce paramètre est comparé à la ténacité du matériau, donnée qui est évaluée par des corrélations avec des essais Charpy. Dans d'autres travaux [O'Donoghue et al., 1997], les auteurs proposent un critère basé sur un CTOA critique. Pour garantir l'arrêt de fissure, les calculs avec différentes vitesses de propagation stationnaires sont effectués pour évaluer le CTOA. A partir de ces calculs, il est possible de déterminer $(\text{CTOA})_{\max}$ qui est la valeur maximale atteinte si la propagation stationnaire ductile a lieu. Cette valeur de $(\text{CTOA})_{\max}$ doit être inférieure à

[2] Battelle Drop Weight Tear Test

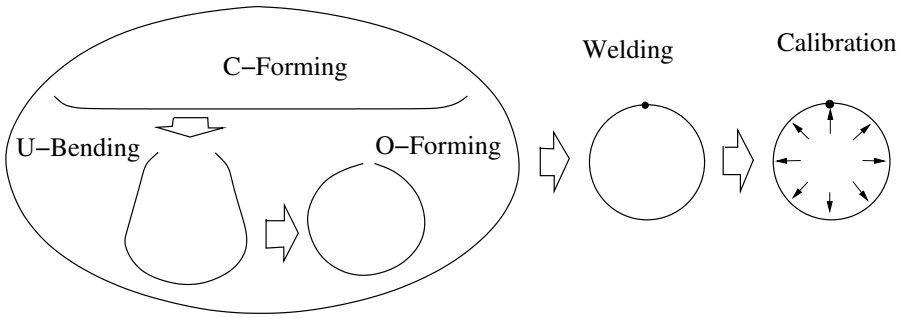


Figure I.12 : Les étapes de fabrication de tubes soudés en long [Palumbo and Tricarico, 2005]

$(\text{CTOA})_c$ du matériau.

Ce modèle nécessite des calculs lourds et compliqués. O'Donoghue et al [O'Donoghue et al., 1997], ont donc effectué différents calculs en faisant varier la pression dans le tube et la géométrie de celui-ci. Ils proposent ensuite des formules analytiques qui traduisent, avec une erreur de 8%, les résultats numériques. La valeur maximum de CTOA dépend de la géométrie selon la formule:

$$\text{CTOA}_{\max} = C\left(\frac{\sigma_H}{E}\right)^m \left(\frac{\sigma_H}{\sigma_Y}\right)^n \left(\frac{D}{e}\right)^q \tag{I.23}$$

C, m, n, q sont des constantes qui dépendent du type de gaz considéré. Pour le méthane, on a : $C = 106$; $m = 0.753$; $n = 0.778$ et $q = 0.65$

I.4 Fabrication de tubes soudés longitudinalement

Les tubes de grand diamètre soudés longitudinalement sont essentiellement utilisés pour le transport du pétrole et du gaz. Ils sont fabriqués par des tuberies comme Europipe par le procédé "UOE" (Fig. I.12). La fabrication de ces tubes comporte trois étapes: formage, soudage et expansion et calibrage. De plus, la première étape est divisée en trois sous-étapes: croquage, formage en U et formage en O.

Formage: Le formage des gros tubes soudés longitudinalement s'effectue à partir de tôles dont la largeur est voisine du périmètre du tube fabriqué et l'épaisseur égale à celle du tube. La mise en forme de la tôle est réalisée de façon unitaire par croquage des rives (C-forming en anglais, Fig. I.12) et formage à la presse (Fig. I.13a,b).

Plus précisément, la tôle est cisaillée à largeur et chanfreinée. Les rives sont croquées au rayon du tube, soit à la presse, soit par des galets. La tôle est ensuite formée en "U" et "O" par des presses extrêmement puissantes (2000 à 20000 tonnes).

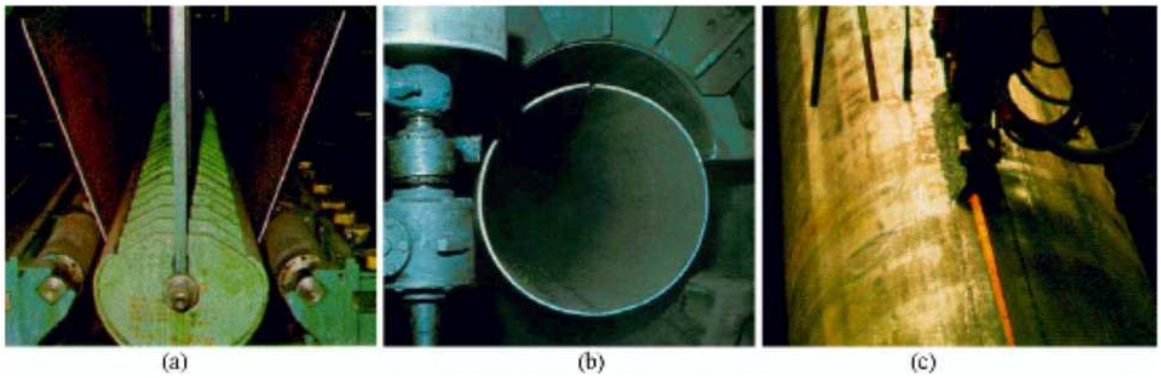


Figure I.13 : Formage en U (a), formage en O (b) et soudage (c) de la fabrication des tubes soudés en long

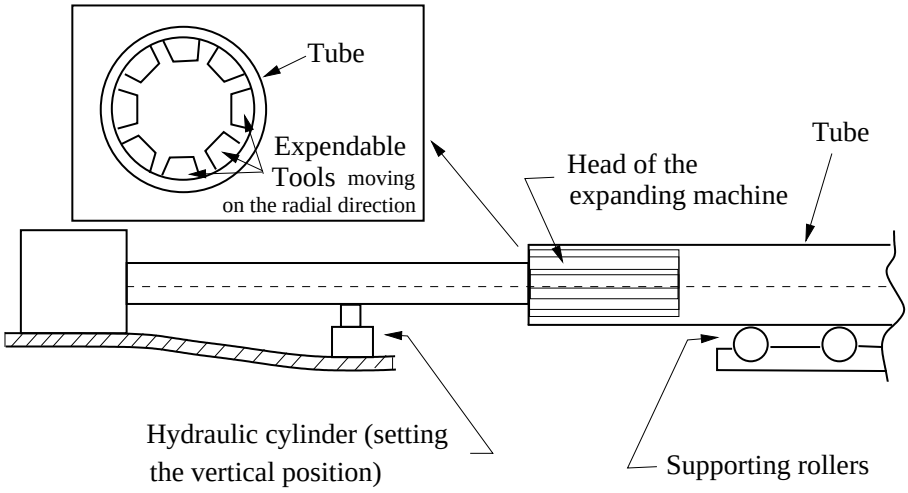


Figure I.14 : Machine d'expansion [Palumbo and Tricarico, 2005]

Pour obtenir des produits de haute qualité, il est nécessaire de comprendre parfaitement chaque étape de la mise en forme. L'effet de chaque opération de formage: croquage, U-formage et O-formage a été étudié par Buffo et al [Buffo et al., 2001] en utilisant la méthode des éléments finis. Ils ont montré qu'elles sont directement liées l'une à l'autre et influencent la forme finale ainsi que les caractéristiques mécaniques du tube.

Soudage: Le soudage est effectué intérieurement et extérieurement à l'aide de têtes soudeuses automatiques en utilisant la technique de soudage à l'arc sous flux (Fig. I.13c). Le cordon intérieur est en général réalisé le premier.

Calibrage: Dans le but d'obtenir des tubes de section parfaitement circulaire, ceux-ci sont soumis à une expansion mécanique qui leur fait subir une augmentation de diamètre de 1 à 1.5% [GDF, 1985]. Cette troisième étape permet également de corriger l'inflexion longitudinale due au soudage.

Le principe du calibrage est très simple: la machine d'expansion est équipée d'un expanseur mécanique dont la forme extérieure est circulaire. Il peut se déplacer radialement, donc tirer le tube suivant la direction circonférentielle et la section du tube devient circulaire (voir figure I.14). La tête de la machine d'expansion est assemblée à une longue poutre qui peut se déplacer suivant la direction longitudinale. Un vérin hydraulique est utilisé pour maintenir la parfaite rectitude du tube.

Comme le tube est très long (12 à 14m), deux machines d'expansion symétriques sont utilisées pour le calibrage. Chaque machine agit sur une moitié du tube. De plus, comme l'expanseur est d'environ 800mm de long, la phase de calibrage est divisée en plusieurs étapes successives. Les travaux de Palumbo et al [Palumbo and Tricarico, 2005] sur la modélisation 3D par éléments finis ont montré un rôle important du calibrage sur la forme finale et l'inflexion longitudinale du tube.

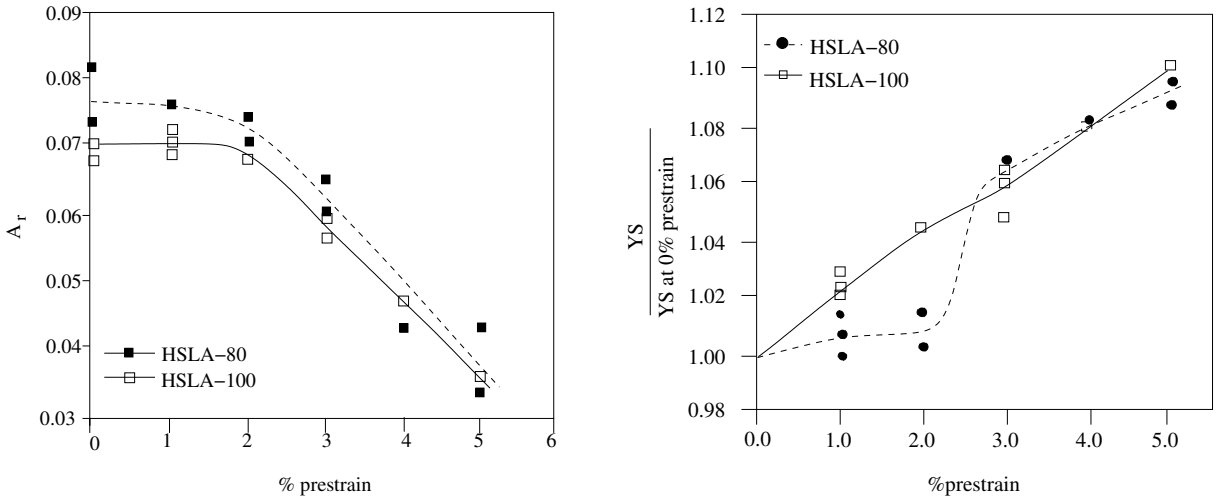
La mise en forme du tube est complexe. Les paramètres de fabrication influencent considérablement sur les caractéristiques du produit final. Il est ainsi intéressant de comparer les caractéristiques mécaniques de la tôle servant à fabriquer une tube et celles du tube fini.

I.5 Effet de la pré-déformation

Une pré-déformation a des effets sur les propriétés de traction et sur la ténacité du matériau.

Propriétés de traction: L'effet immédiat d'une pré-déformation est d'augmenter la limite d'élasticité par écrouissage. L'effet sur les autres propriétés de traction est moins évident. D'après Reed et Knott [Reed and Knott, 1996], pour l'acier A533B seule la limite d'élasticité varie, sauf à -196°C où la résistance à la traction R_m diminue après une pré-déformation. De

même le coefficient de striction reste constant après pré-déformation, sauf à 196°C où il chute. Sur des aciers HSLA-80 et HSLA-100, Sivaprasad et al [Sivaprasad et al., 2000] ont observé une chute de l'allongement uniforme A_r après pré-déformation avec $\Delta A_r = \epsilon_{pre}$ où ϵ_{pre} est la pré-déformation plastique (Fig. I.15a). En présence d'un palier de Lüders sur la courbe de traction (HSLA-80), une pré-déformation n'a d'effet immédiat sur la limite d'élasticité, R_e, que si elle est supérieure à la longueur du palier (Fig. I.15b).



(a) (b)

Figure I.15 : Effet de la pré-déformation sur la déformation uniforme vraie (a) et sur la limite d'élasticité (b) [Sivaprasad et al., 2000]

Rupture ductile. Enami [Enami, 2005] a étudié l'effet de la pré-traction et pré-compression sur l'amorçage de la rupture ductile sur des aciers bainitique ($R_e = 409MPa$) et ferrito-perlitique SM490B en utilisant des éprouvettes axisymétriques entaillées. Ces auteurs ont trouvé que la pré-déformation en traction fait diminuer la réduction diamétrale à rupture qui représente l'amorçage de la rupture ductile.

L'effet de la préd-éformation sur la ténacité a été étudié par Amouzouvi et Bassim sur l'acier 4340 à l'état recuit [Amouzouvi and Bassim, 1983]. Ces auteurs ont rapporté que la ténacité augmente après une pré-déformation allant jusqu'à 2%. Au dela de 2% de pré-déformation, la ténacité diminue et elle est inférieure à celle du matériau non déformé lorsque la pré-déformation atteint 10%. Sivaprasad et al [Sivaprasad et al., 2000] ont remarqué sur des aciers HSLA-80 et HSLA-100 que la ténacité à l'amorçage de la rupture (J_i) augmente pour des pré-déformations inférieures à 2% et diminue pour des pré-déformations supérieures à 2% (voir figure I.16). A l'encontre de ces résultats, les études sur l'acier inoxydale 310 [Amouzouvi, 1986], les aciers pour pipelines X60, X65 [Hagiwara et al., 2001], l'acier à bas carbone [Miyata et al., 1997], l'acier de cuve 20MnMoNi55 [El-Fadaly et al., 1995] et un alliage d'alluminium AI 7075-T7351 [Banks-Sills and Dunye, 1997], ont montré que la ténacité diminue de façon continue avec la pré-déformation. Les observations des faciès de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées de Mitaya et

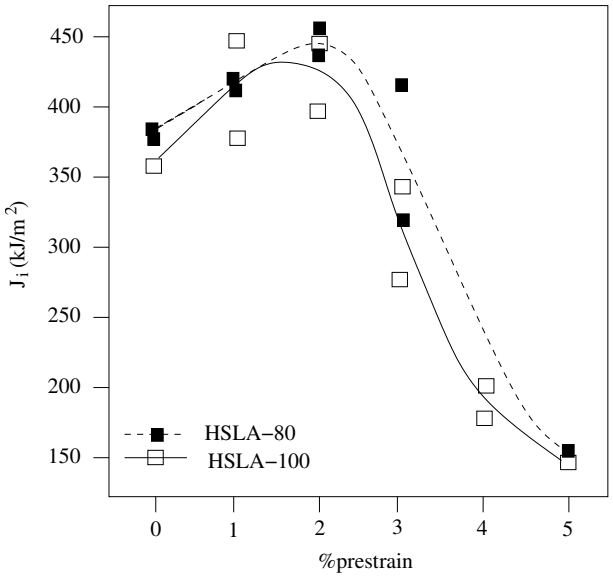


Figure I.16 : Effet de la pré-déformation sur la ténacité à l'initiation de la rupture, J_i [Sivaprasad et al., 2000]

al [Miyata et al., 1997] montrent que les cupules sont plus nombreuses et plus petites après pré-déformation en traction. Ceci pourrait indiquer que l'amorçage de la rupture ductile par décohésion est plus aisé après pré-déformation.

Dans la littérature, il apparait ainsi que les connaissances existantes sur l'effet de la pré-déformation sont contradictoires et dépendent du matériau considéré. De plus, l'effet de la pré-déformation sur les aciers pour pipelines qui ont souvent subi une pré-déformation suivant la direction circonférentielle lors de la mise en forme, n'est pas encore bien compris. Pour mieux comprendre le comportement et la rupture des tubes, l'étude de l'effet de pré-déformation sur les propriétés mécaniques de l'acier X100 fait l'objet du chapitre IV de cette thèse.

I.6 Objectifs de l'étude

Nous avons vu dans ce premier chapitre la nécessité de l'utilisation des aciers à haute limite d'élasticité comme l'acier X100. Toutefois, l'emploi de ces aciers se heurte à une barrière puisque les méthodes traditionnelles globales de mécanique de la rupture ne s'appliquent pas avec une précision suffisante. Le développement, récent, de l'approche locale de la rupture a permis d'envisager l'évaluation de la nocivité des défauts fondée sur une démarche plus physique. En effet, celle-ci prend en compte par le truchement des éléments finis les phénomènes survenant en tout point de la structure étudiée, en particulier dans la zone plastique. L'objectif de la thèse est d'étudier par cette méthode la rupture de tôles à tubes et d'un tube en acier X100, afin de construire un outil de simulation numérique de la rupture dans cet acier, et de pouvoir à terme

analyser puis certifier la tenue des pipelines. On utilise à cette fin des approches expérimentales, numériques et théoriques. Pour y répondre, on étudie des géométries fissurées, d'abord de petite taille et chargées en conditions quasistatiques, ensuite de grande taille et chargées en conditions rapides. Le travail est présenté en plusieurs parties :

- La première partie du mémoire est consacrée aux matériaux de l'étude (chapitre II). Deux tôles pour tubes référencées P1, P2 et un tube référencé Tu sont utilisés. Il s'agit de produits commerciaux. L'étude sur la microstructure ainsi que l'analyse inclusionnaire sont présentées.

- Le chapitre III est consacré à l'étude expérimentale de la tôle P1 et du tube Tu. Le comportement anisotrope est étudié à partir d'essais de traction conduits suivant trois directions principales. La réalisation des essais interrompus avant et après la striction permet de mesurer les coefficients de Lankford et de décrire l'écrouissage pour des fortes déformations plastiques. Le comportement à rupture est étudié à l'aide d'essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées. Les essais sur ce type de géométrie sont réalisés en contrôle de déformation. La ténacité est ensuite déterminée sur des éprouvettes CT(05T) avec et sans entailles latérales. Ces éprouvettes servent également à valider les modèles utilisés dans cette étude. Enfin, l'éprouvette Charpy V est utilisée pour déterminer l'énergie à rupture et pour identifier des paramètre des modèles. Les résultats obtenus sont présentés de façon à pouvoir comparer la tôle et le tube. La différence de propriétés mécaniques entre ces deux aciers est relevée. Cette différence est liée soit à la pré-déformation lors de la mise en forme soit à la microstructure.

- L'effet de pré-déformation sur les propriétés mécaniques est présenté au chapitre IV. L'étude a été réalisée sur la tôle P2. Les propriétés mécaniques de l'état initial de la tôle sont d'abord abordées. Les barreaux de traction sont usinés et pré-déformés sur une machine de traction de grande capacité à 1.6, 3.6 et 5.9% de déformation plastique. Ensuite, on prélève des éprouvettes de traction, éprouvettes Charpy V, et éprouvettes CT afin de caractériser l'état pré-déformé du matériau.

- Le chapitre V est dédié à l'identification des modèles utilisés dans cette étude. Le comportement est décrit par une loi élastoviscoplastique. L'anisotropie plastique est représentée par le modèle de Bron et Besson. L'identification des paramètres de comportement anisotrope est basée sur des essais de traction suivant 3 directions de sollicitation en tenant compte des coefficients de Lankford mesurés et des essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées. Le modèle d'endommagement de Gurson,Tvergaard et Needleman (GTN) est utilisé. Les paramètres de ce modèle sont identifiés sur des essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées contrôlés en déformation et sur éprouvettes Charpy. Ils sont ensuite validés sur les essais sur éprouvettes CT(05T). Enfin, la simulation de la rupture par cisaillement des éprouvettes de déformation plane est abordée.

- La résistance des aciers P1 et P2 vis à vis de la rupture par cisaillement est évaluée à l'aide des essais de déchirure ductile dynamique (D3). Cette expérience, originale développée à

l'IRSID, permet d'étudier la déchirure des tôles à tubes sur des distances importantes et dans des conditions dynamiques. La description de cette expérience, l'exposé des résultats expérimentaux ainsi que la simulation numérique de la déchirure ductile en utilisant les modèles de comportement et d'endommagement identifiés au chapitre V font l'objet du chapitre VI.

Chapitre -II-

Matériaux de l'étude

Nous présentons dans ce chapitre les microstructures et les caractéristiques des aciers dont nous disposons. Trois matériaux ont en effet été utilisés dans cette étude :

- Deux tôles, référencées P1 et P2, issues de la même coulée et ayant été obtenues par un laminage de type TMCP suivi d'un refroidissement accéléré et d'un refroissement à l'air. Mais, les schémas de laminage sont différents l'un de l'autre. Elles sont prêtes à être mises en forme pour la production de tubes en acier X100.
- Un tube en acier X100, référencé Tu, obtenu à partir d'une tôle par le procédé de mise en forme 'UOE'.

L'étude porte sur les tôles avant la mise en forme et sur le tube final. Tous sont des produits commerciaux.

II.1 Présentation des matériaux

Les matériaux de l'étude ont été approvisionnés par Europipe sous forme de deux tôles référencées 720830-15 (acier P1), 720825-13 (acier P2) et d'un tube référencé 994808 (acier Tu). Le tube Tu a un diamètre extérieur de 925mm (36.5 inch) et une épaisseur égale à 20mm. Il comporte une soudure longitudinale. Les tôles P1 et P2 ont une épaisseur de 18.4mm et 19mm respectivement. La géométrie des aciers de l'étude est donnée sur la figure II.1. Par la suite on désignera, comme sur la figure II.1, par L la direction de laminage, T la direction tranvers et S la direction de travers-court.

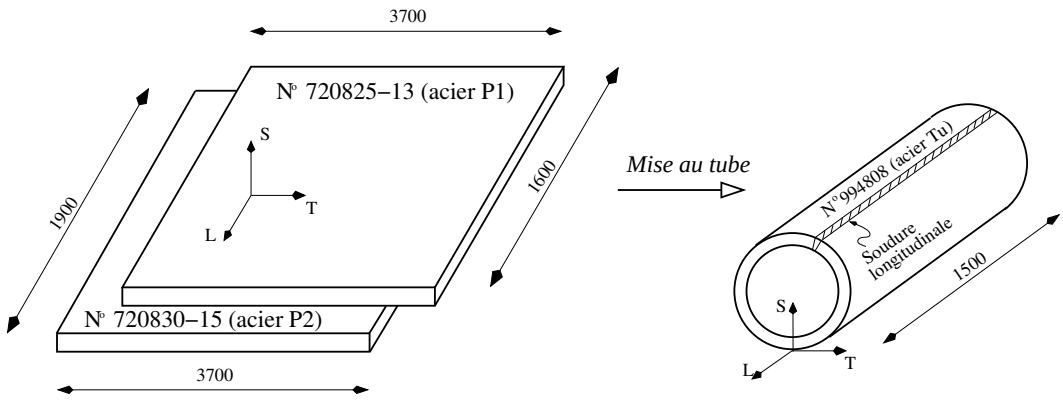


Figure II.1 : Géométrie des tôles et du tube de l'étude.

II.1.1 Composition chimique

Les compositions chimiques des deux tôles et du tube sont reportées dans le tableau II.1. On dispose d'une analyse chimique globale de l'acier Tu. Pour les aciers P1 et P2, seuls les éléments principaux sont donnés, les additions sont Ni, Mo, Nb, V et Ti. Le résultat obtenu à l'aide d'une analyse à la microsonde est donné dans le tableau II.2.

On notera que la teneur en soufre est très basse par rapport aux teneurs rencontrées dans les nuances des tubes de transport actuels (X52 : 90ppm). Il en résulte une basse teneur inclusionnaire et donc une bonne ductilité. Par ailleurs, on revèle la présence de l'aluminium (pour la désoxydation), du silicium (pour empêcher la formation de perlite), de manganèse (pour la création des structures bainitiques) et de niobium (pour l'affinement de la structure à travers le processus de laminage et pour le durcissement par précipitation) [Okatsu et al., 2002]. La teneur de cuivre des tôles est plus importante que dans l'acier Tu.

La faible teneur en carbone et en éléments d'alliage rend ces aciers soudables. On valide la soudabilité en dessous d'une valeur de carbone équivalente de 0.25% avec le coefficient Pcm utilisé par l'American Welding Society [Moriyasu et al., 1992]. La teneur en carbone équivalente est calculée par la formule II.1. Elle reste faible : C_{eq}=0.22 pour l'acier Tu, et C_{eq}=0.21 pour

les tôles P1, P2.

$$C_{eq} = C + Mo/15 + V/10 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Si/30 + Ni/60 + 5B \quad \text{(II.1)}$$

où les symboles chimiques représentent la concentration en % en poids de l'élément considéré dans l'acier.

Acier	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	B
Tu	0.063	1.807	0.349	0.013	6ppm	0.029	0.018	0.006
P1	0.06	1.9	0.25	0.011	10ppm	0.029	–	
P2	0.06	1.9	0.25	0.011	10ppm	0.029	–	

Acier	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	V	Ca	C_{eq}
Tu	0.250	0.034	0.021	0.282	0.040	0.006	0.023	0.22
P1	–		–	–	–	–		0.21
P2	–		–	–	–	–		0.21

Tableau II.1 : Composition chimique en % en poids des aciers Tu, P1 et P2.

Acier	Mn	Si	P	S	Ni	Cu	Mo	Nb
Tu	1.84	0.298	0.012	–	0.16	0.02	0.295	0.043
P1	2.013	0.24	0.012	0.005	0.182	0.203	0.295	0.046
P2	1.93	0.236	0.01	0.005	0.171	0.206	0.236	0.042

Tableau II.2 : Composition chimique en % en poids des aciers Tu, P1 et P2 (mesure microsonde CDM en WDS).

II.1.2 Microstructure

Acier Tu

Le matériau est prélevé à 90° par rapport à la soudure longitudinale. La microstructure de l'acier Tu est observée après polissage et attaque au Nital (Fig. II.2 et II.3 a). Elle est constituée d'une alternance de bandes de ferrite (grains blancs - zone A) et de bainite (aiguilles grises - zone B) [Lopez, 2003].

Les zones de type A, comme celle agrandie (microscopie électronique à balayage) sur la figure II.3b, sont caractérisées par des groupes de lattes plus ou moins allongées, séparées par des liserés de phase. Ces liserés apparaissent foncés en optique et clairs en électrons secondaires au MEB. Il s'agit de l'austénite résiduelle sous forme de MA (composés martensite-austénite). La structure de ces zones est obtenue par trempe, à partir d'un grain d'austénite non recristallisé ayant assez d'énergie pour se transformer en ferrite. La largeur de ces zones est environ 10μm. On peut également retrouver des sous joints des anciens grains d'austénite qui se sont transformés en

ferrite.

Les zones de type B, comme celle agrandie sur la figure II.3c, sont constituées de grains relativement équiaxes, mais possédant une sous structure très fine. Une telle structure provient de la transformation de petits grains d'austénite possédant une faible énergie interne lors du refroidissement après le laminage. N'ayant pas suffisamment d'énergie pour se transformer, ces petits grains d'austénite se transforment plus tard, donc à plus basse température. En regardant plus près, on trouve également dans ces zones de nombreuses particules massives qui apparaissent claires en mode électron secondaire. Ce sont des constituants MA.

Les MA sont des composés d'austénite non transformée en bainite (Fig. II.4b). Ils sont très riches en carbone. Le taux d'austénite résiduelle mesuré par dosage magnétique est estimé à 3% ±1% [Bilat, 2004].

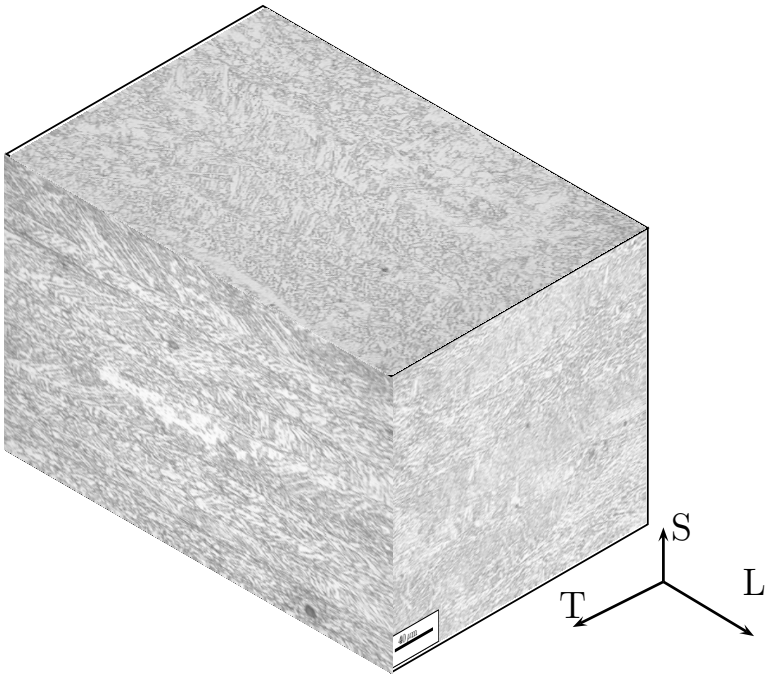


Figure II.2 : Micrographie optique de la microstructure de l'acier Tu (attaque Nital 4%)

Acier P1

La microstrusture de cet acier est aussi ferrito-bainitique (Fig. II.5). Elle est plus fine en peau qu'à coeur de la tôle. Elle contient plus de ferrite à coeur de la tôle. Des observations au microscope optique montrent également que la microstructure de l'acier P1 est plus homogène et plus fine que celle de l'acier Tu.

Acier P2

L'acier P2 possède également une structure organisée en bandes de ferrite et de bainite. Il y

a une différence marquée de la microstructure entre la peau et le coeur de la tôle. Elle est plus fine et possède moins de ferrite en peau qu'à coeur de la tôle.

La microstructure de cet acier se trouve entre les deux aciers Tu et P1. Elle est moins fine et moins homogène que celle de l'acier P1. Mais les structures en bandes sont moins remarquées que celles de l'acier Tu.

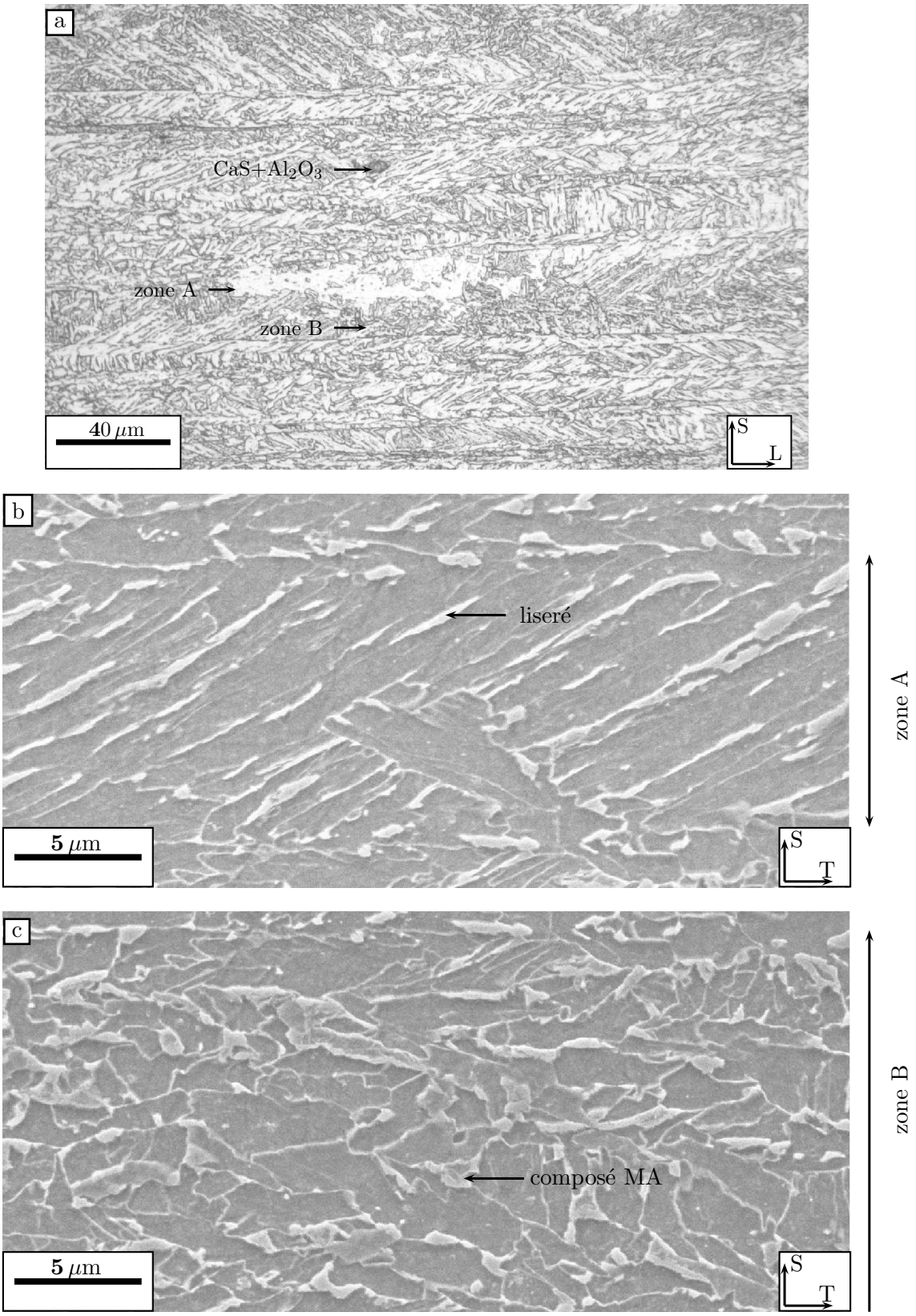
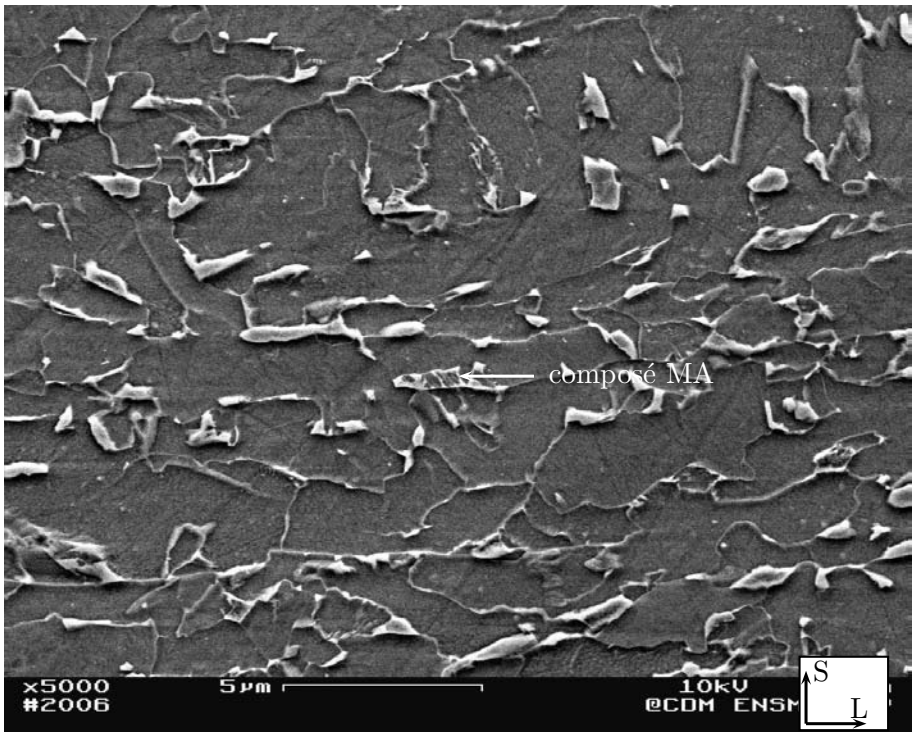


Figure II.3 : Microstructure de l'acier Tu (attaque nital 4%). a : microscopie optique, b : zone de la ferrite(en électrons secondaires), c : zone de la bainite (en électrons secondaires).

a



b

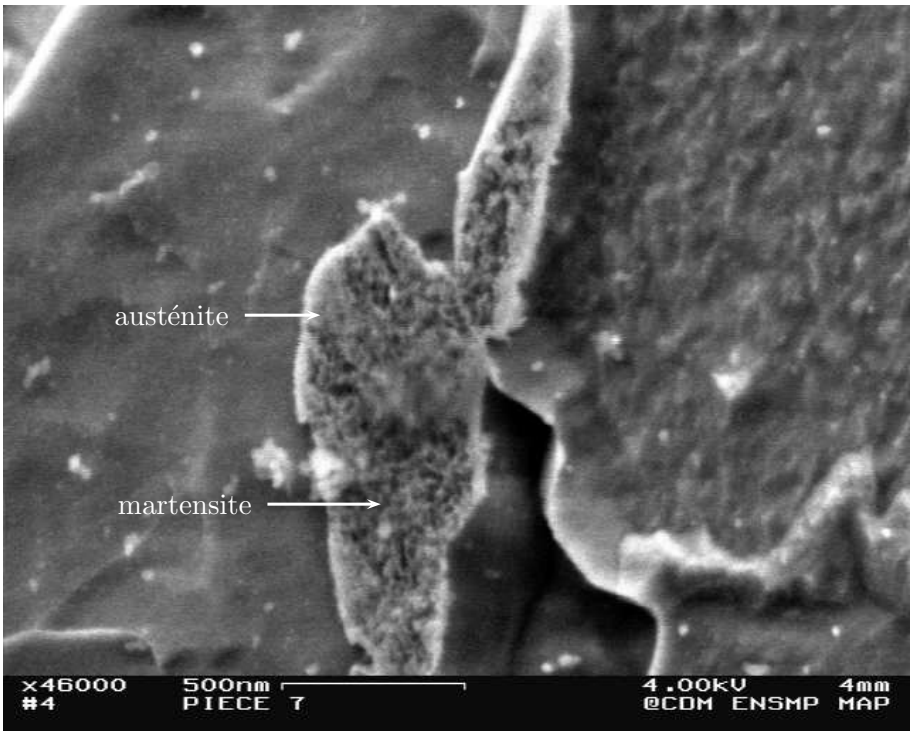


Figure II.4 : Composé martensite-austénite (MA). a : acier P1 (attaque Métalbisulfite), b : acier Tu (attaque Villela).

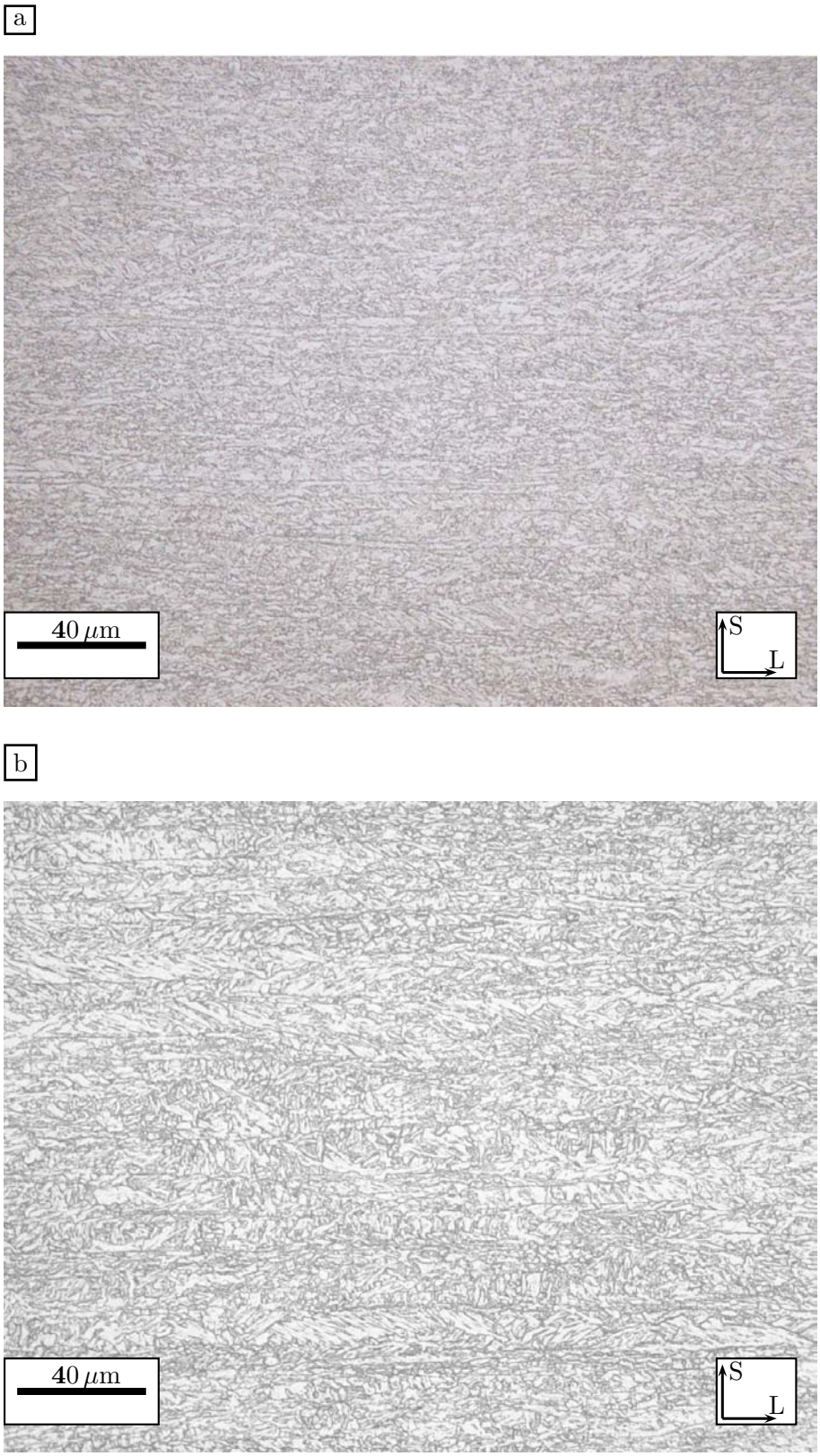


Figure II.5 : Micrographie optique de la microstructure de l'acier P1 (attaque nital 4%). a : peau de tôle. b : coeur de tôle.

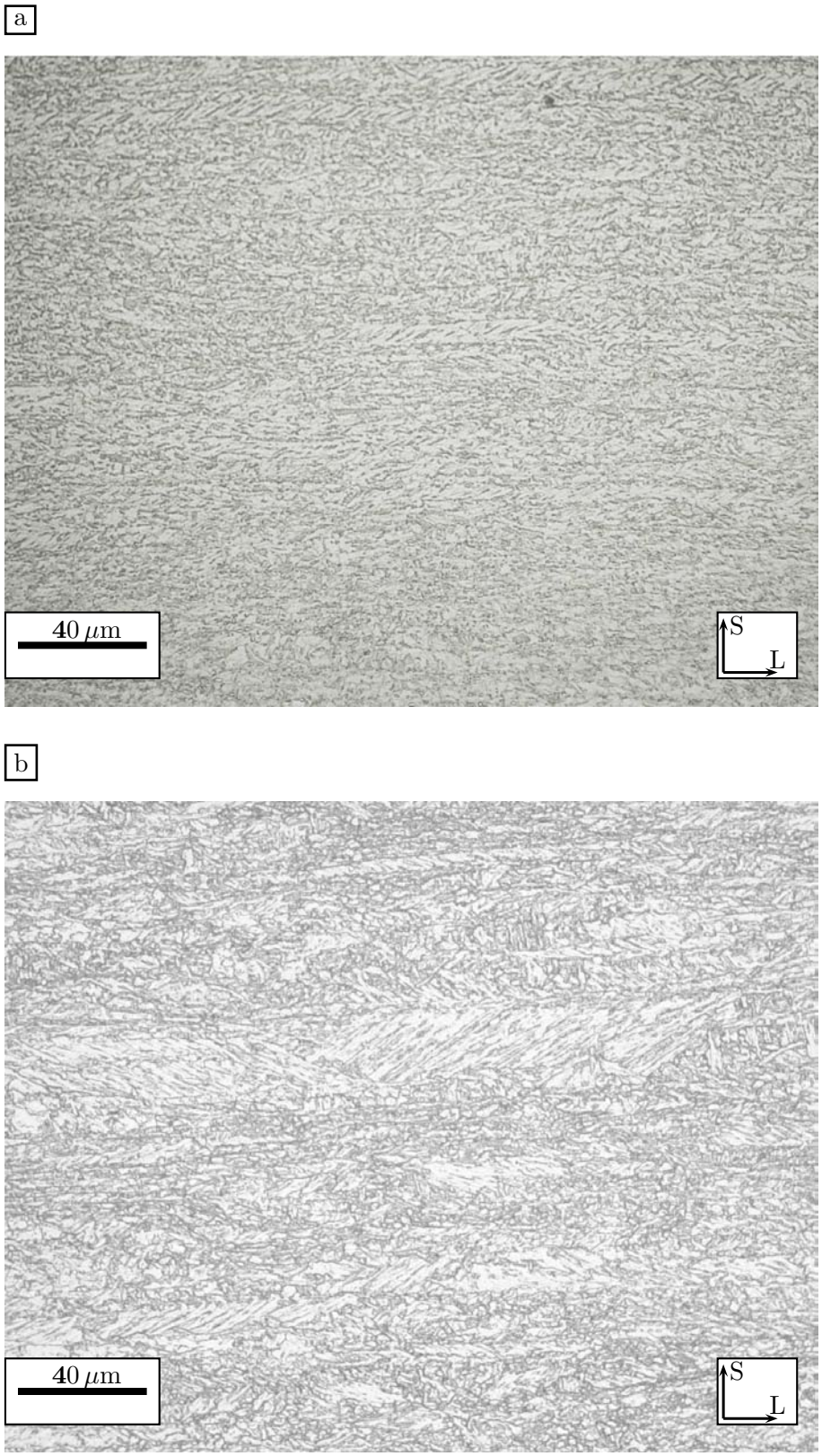


Figure II.6 : Micrographie optique de la microstructure de l'acier P2 (attaque nital 4%). a : peau de tôle. b : coeur de tôle.

II.1.3 Structure des tôles suivant l'épaisseur

L'étude des différents aciers a mis en évidence des changements microstructuraux importants entre les peaux et le coeur des aciers de l'étude. Ceci est particulièrement visible pour les aciers P1 et P2. Une filiation de dureté Vickers dans la direction de l'épaisseur, sous 10kg de charge revèle l'effet de ces gradients sur les propriétés mécaniques locales.

La dureté HV_{10} moyenne de l'acier Tu est de 270, résultat comparable à ceux obtenus sur un acier X100 de composition proche [Bilat, 2004]. Une augmentation sensible de la dureté se produit lorsqu'on s'approche des bords (Fig. II.7). Pour les aciers P1 et P2, la peau est plus dure que le coeur d'environ 15%, et ce sur une épaisseur de 5mm. Les changements microstructuraux importants entre le coeur et les surfaces permettent d'expliquer cette différence de dureté. Les surfaces contiennent moins de ferrite et possèdent une microstructure plus fine à cause d'une vitesse de refroidissement supérieure.

Des profils de concentration ont été également réalisés par analyse X à l'aide d'une microsonde de Castaing pour examiner les ségrégations chimiques suivant l'épaisseur. Ils ne revèlent pas de macro-ségrégation majeure entre le coeur et la peau des aciers de l'étude (Fig. II.8). En revanche, une analyse plus fine à l'échelle de la microstructure permet de mettre en évidence les hétérogénéités locales entre les bandes ferritiques et bainitiques (Fig. II.9). On remarque que la concentration en manganèse est plus faible dans la zone ferritique.

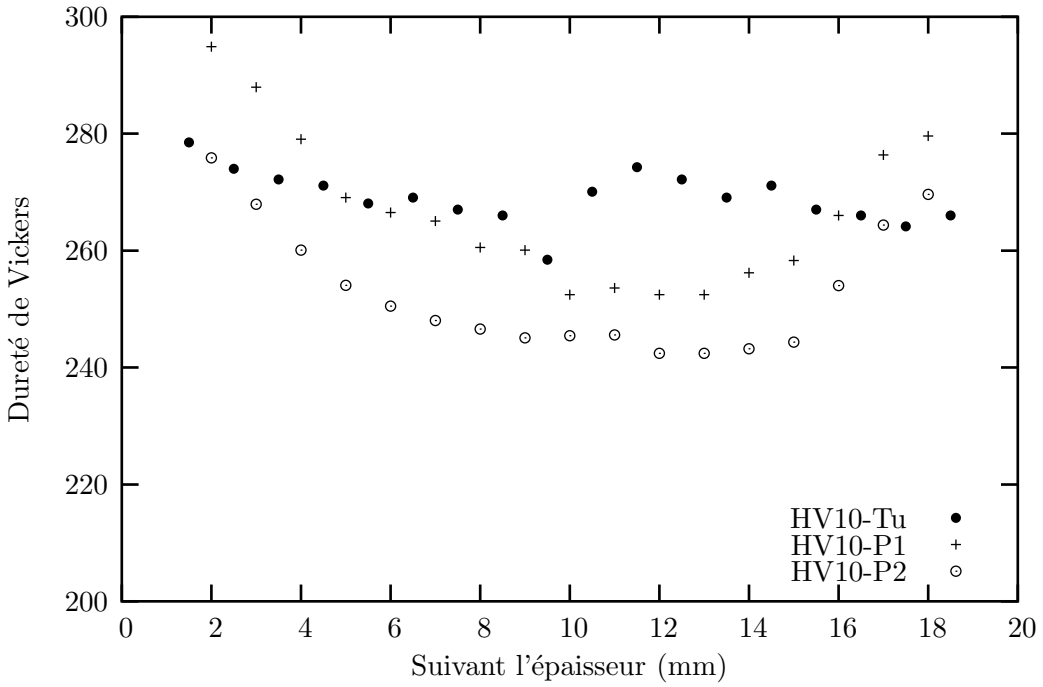


Figure II.7 : Filiation de dureté suivant l'épaisseur des aciers Tu, P1 et P2 sous 10kg de charge.

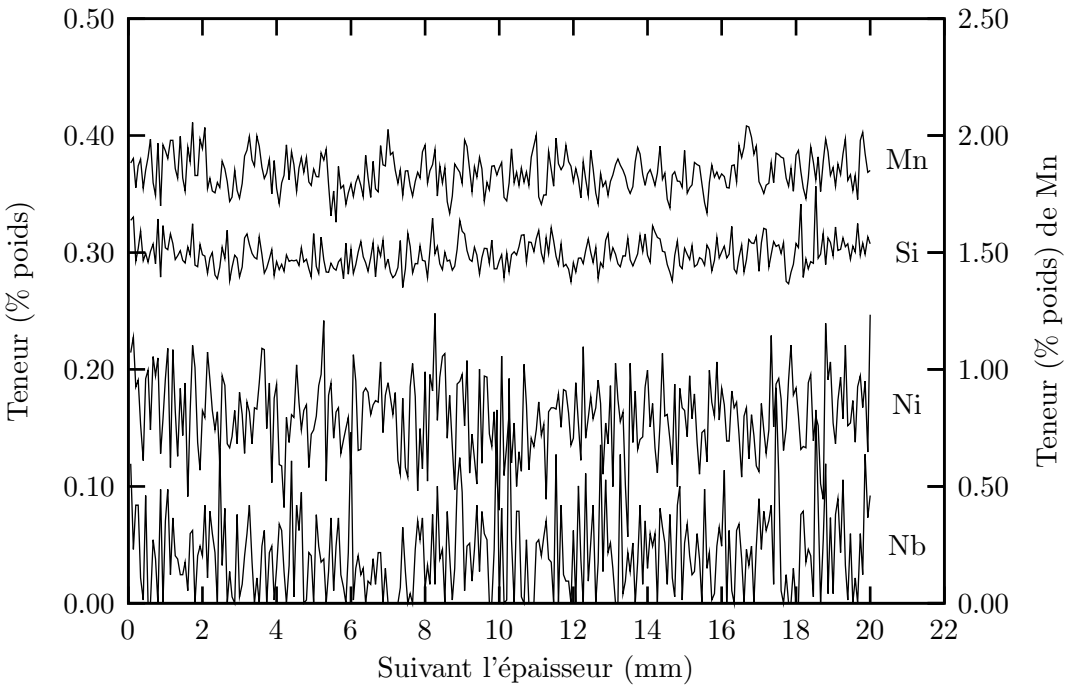


Figure II.8 : Profils de concentration en manganèse, nickel et silicium suivant l'épaisseur de l'acier Tu (mesure microsonde CDM en WDS).

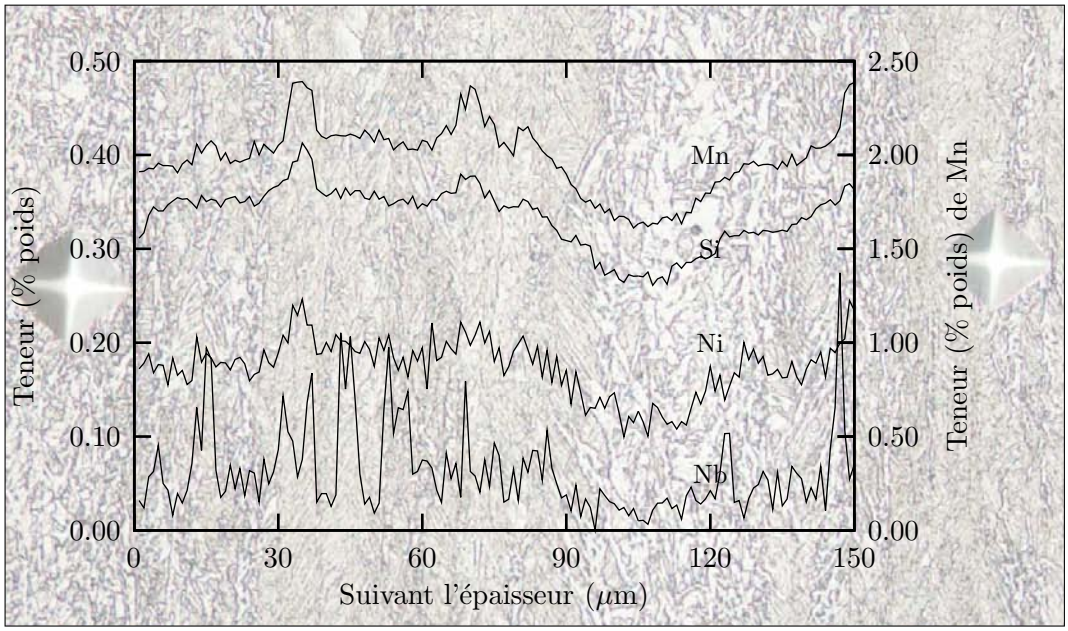


Figure II.9 : Variations des concentration en manganèse, nickel et silicium à la traversée d'une bande ferritique de l'acier Tu (mesure microsonde CDM en WDS).

II.1.4 Caractéristiques mécaniques de base

Les tableaux II.3 et II.4 résument les propriétés mécaniques de traction et la résilience des matériaux de l'étude en indiquant le sens de sollicitation. Les plans des éprouvettes de traction et de résilience sont donnés sur les figures III.1 et III.30.

Au premier abord, la différence en termes de résistance à traction, R_m, semble minime entre le tube, Tu, et les tôles, P1 et P2. La différence est beaucoup plus notable en ce qui concerne la limite d'élasticité, $R_{p0.2\%}$, l'allongement homogène réparti, A_r, la résilience, C_v. Les tableaux II.3 et II.4 seront commentés plus amplement au chapitre III.

Acier	Orientation	$R_{p0.2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_r (%)	Z (%)
Tu	L	658	748	4.6	84
	T	746	772	4.1	80
	S	683	754	5.3	78
P1	L	574	770	7.8	84
	T	614	797	6.6	79
	S	606	759	6.1	79
P2	L	530	750	8.0	76
	T	550	780	8.6	75

Tableau II.3 : Propriétés mécaniques de traction des aciers Tu, P1 et P2 ($5 \times 10^{-4} s^{-1}$, 20°C).

Acier	Orientation	C_v (J)
Tu	L-T	277
	T-L	237
P1	L-T	296
	T-L	309
P2	L-T	278
	T-L	264

Tableau II.4 : Résilience des aciers Tu, P1 et P2 (20°C).

Les éprouvettes Charpy V sont sollicitées dans deux configurations T-L et L-T. La première lettre renvoie à la direction de traction, la seconde à la direction de propagation de la fissure.

II.2 Étude des inclusions

Cette partie est consacrée à l'étude des inclusions présentes dans les matériaux de cette étude. Le rôle des inclusions dans les mécanismes de la rupture ductile a été montré par de nombreuses études [Benzerga, 2000, Tanguy, 2001]. Dans le but de modéliser l'endommagement et la rupture des aciers de l'étude, on cherche à déterminer la nature des inclusions, et à évaluer leur fraction volumique.

II.2.1 Nature des inclusions

- Acier Tu : Les principales inclusions sont les inclusions mixtes de sulfure de calcium, CaS, et oxyde d'aluminium, Al_2O_3 (Fig. II.10).
- Acier P1 : Les principales inclusions sont les nitrures de titane purs (TiN), les inclusions mixtes sulfures de calcium entourées par nitrure de titane (Fig. II.11a), et les sulfures de calcium - oxydes (MgO, Al_2O_3, etc ...) (Fig. II.12).
- Acier P2 : Les principales inclusions sont TiN (Fig. II.11b), CaS et oxydes. Il y a plus de TiN purs et moins d'inclusions mixtes CaS-TiN que dans l'acier P1.

La forme des inclusions bi-phasées CaS et oxydes est globulaire. La taille des inclusions observées n'excède pas 5μm. Elle est plus généralement de l'ordre de 2μm. Les inclusions TiN sont de forme rectangulaire. Elles font d'envriron 5μm de diamètre. Nous n'avons pas observé d'inclusions de sulfure de manganèse, rencontrée classiquement dans les aciers à plus forte teneur en soufre.

II.2.2 Analyse inclusionnaire

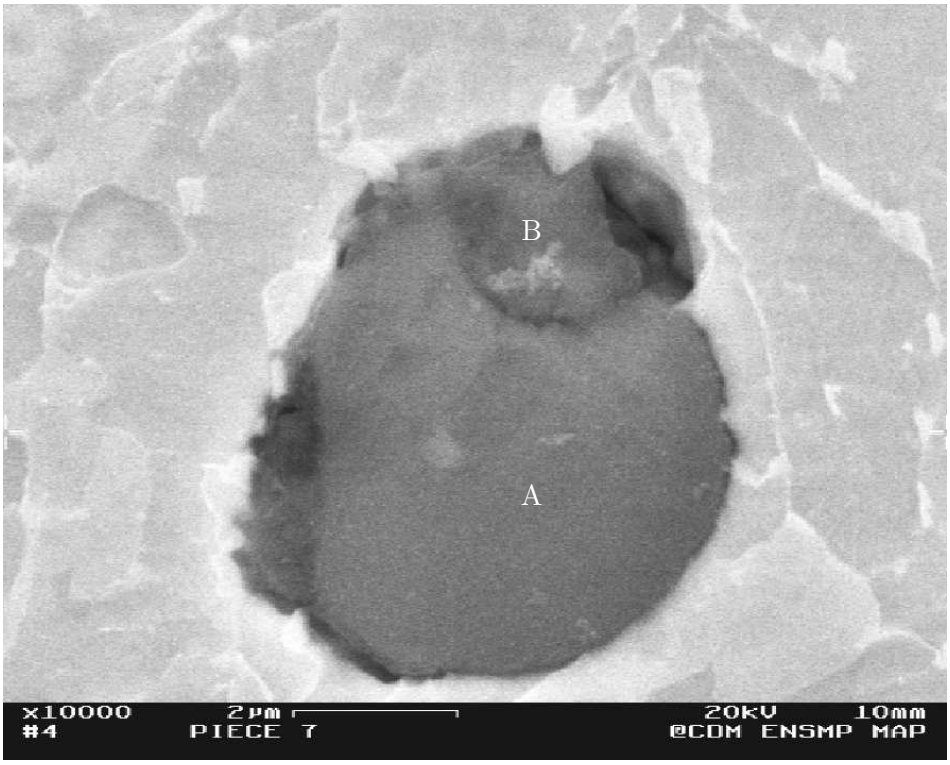
Dans cette étude, nous avons effectué une analyse inclusionnaire au microscope électronique à balayage. Pour chacun des trois aciers P1, P2 et Tu, deux plans de type L-S et T-S ont été polis jusqu'au quart de micron (sans attaque) et observés au MEB. Pour chacun des aciers, une surface de 1.5mm^2 a été balayée à coeur. Chaque échantillon est analysé par un balayage de champs jointifs. Chaque champ élémentaire représente une surface de 110μm $\times$ 110μm. Les images sont obtenues en électrons secondaires au grandissement 700. Le format de l'image est de 512$\times$512 pixels et comporte 256 niveaux de gris. La taille d'un pixel est de 0.21μm. La partie de traitement d'images est réalisée avec le logiciel Scion. Il permet d'avoir accès à la taille et la surface de chaque particule repérée.

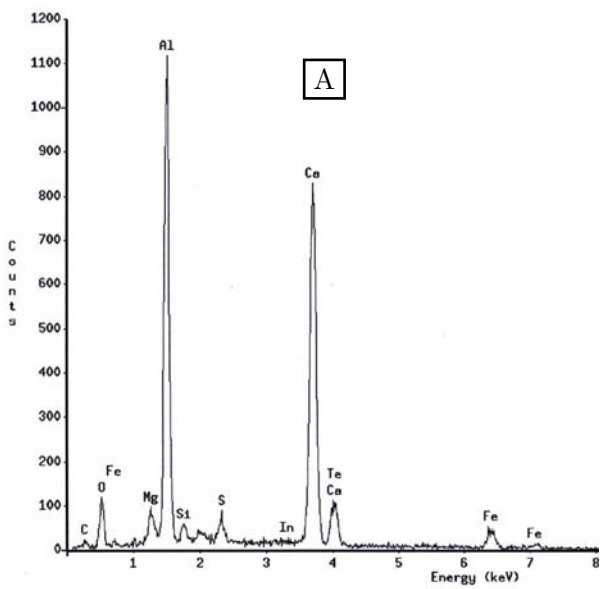
Le résultat de l'analyse est reporté dans le tableau II.5. Les fractions surfaciques des inclusions mesurées suivant deux plans perpendiculaires sont équivalentes. Cette valeur nous donne une estimation de la fraction surfacique des inclusions CaS et oxydes. Les inclusions TiN ne sont pas prises en compte parce qu'elles ne sont pas distinguées de la matrice en électrons secondaires. Hilliard [Hilliard, 1968] montre que la fraction surfacique est égale à la fraction volumique des inclusions. Nous adoptons pour la suite à des fins de modélisation, une valeur moyenne de 1.35×10^{-4} pour l'acier P1.

L'étude de la population inclusionnaire par analyse d'image permet normalement d'obtenir un nombre beaucoup plus riche d'informations que la simple fraction surfacique moyenne, grandeur que nous utilisons. Pour cela, on se reportera utilement aux travaux de thèse de Benzerga [Benzerga, 2000] et de Tanguy [Tanguy, 2001] pour des exemples d'études de la population inclusionnaire (taille, répartition, distance inter-inclusionnaire, etc ...).

Acier	plan L-S	plan T-S	plan L-T
Tu	2.32	2.71	–
P1	1.17	1.85	1.03
P2	1.46	1.73	–

Tableau II.5 : Fractions surfaciques d'inclusions obtenues par analyse d'images ($\times 10^{-4}$).





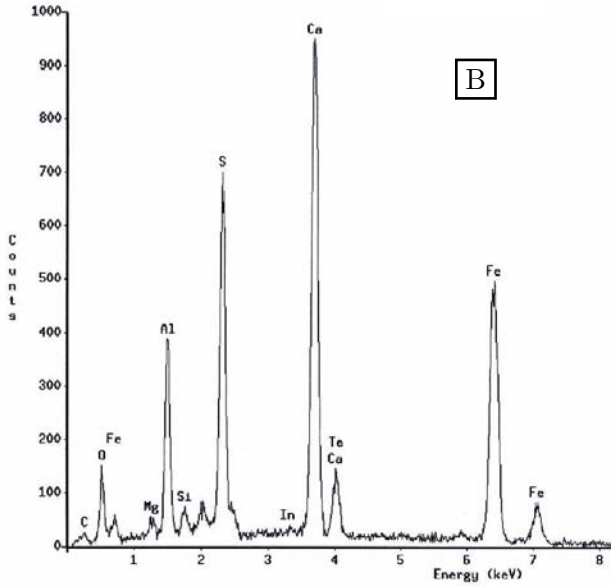


Figure II.10 : Inclusion multiphasée d'oxyde d'Aluminium et de sulfure de Calcium de l'acier Tu [Lopez, 2003].

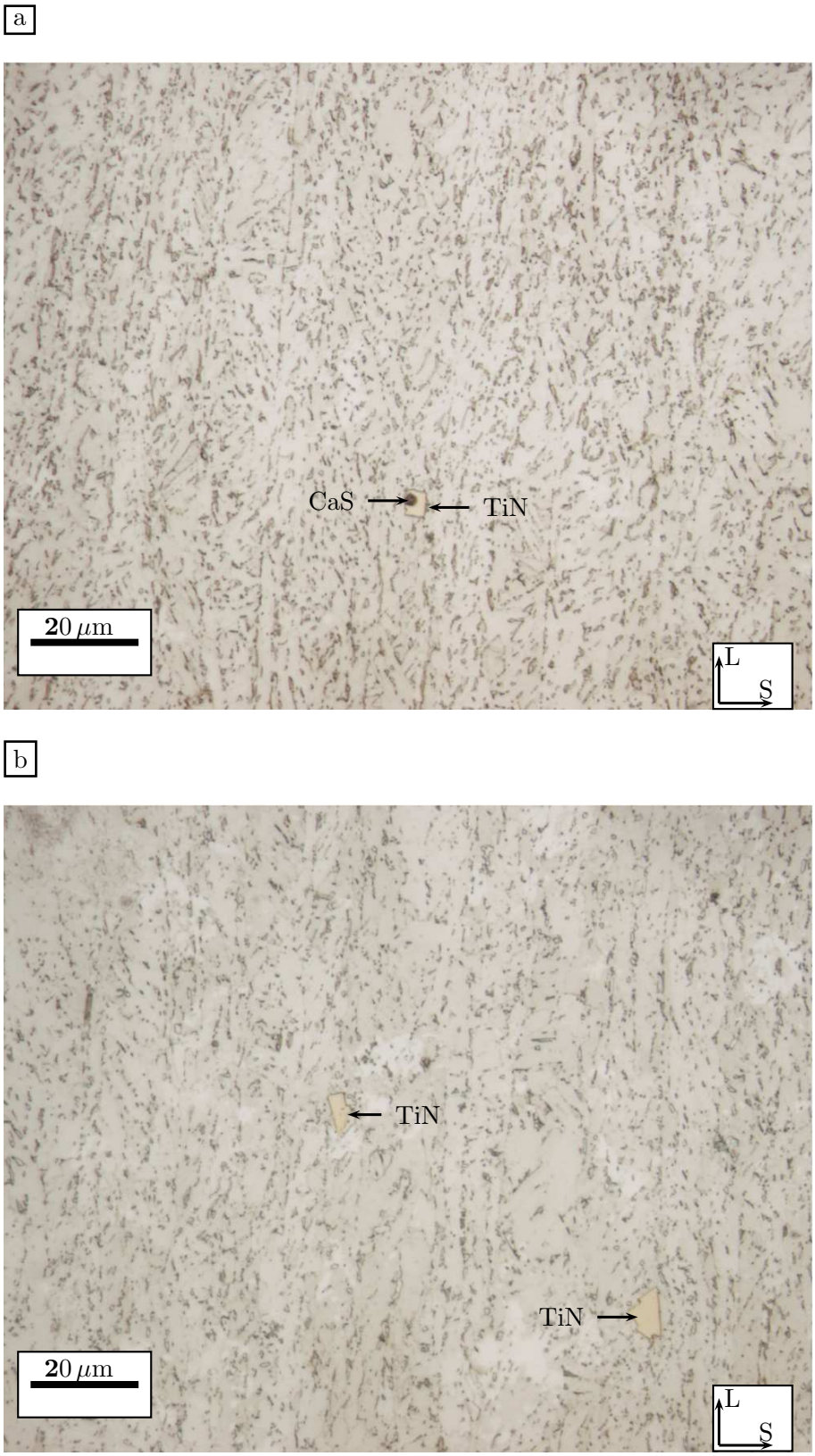


Figure II.11 : Inclusions des aciers P1 et P2 (attaque Métalbisulfite). a : Inclusion mixte de TiN - CaS de l'acier P1. b : Inclusions de TiN pures de l'acier P2.

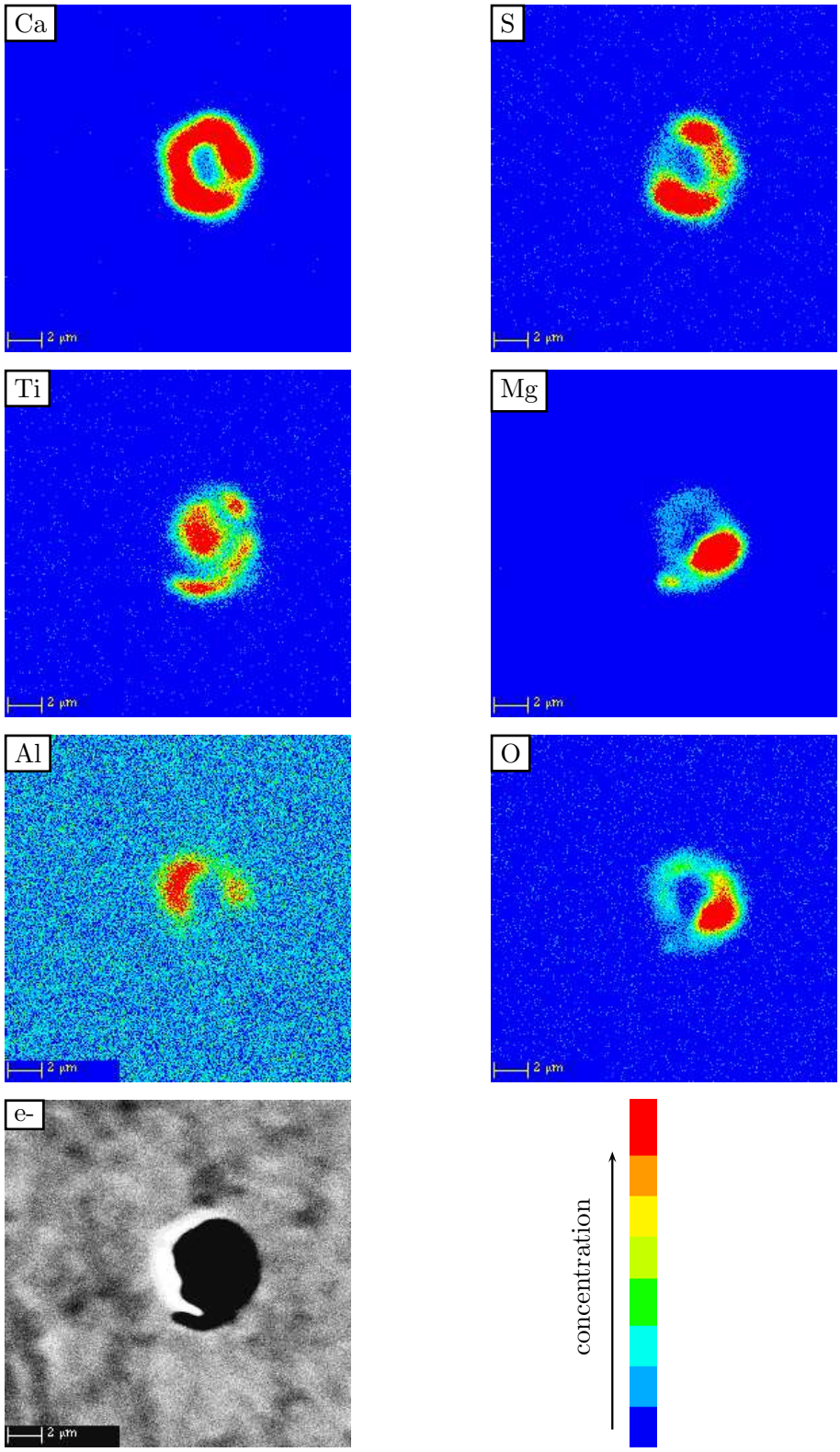


Figure II.12 : Inclusion multiphasée de sulfure de Calcium et d'oxydes de l'acier P1.

II.3 Conclusions

Trois matériaux ont fait l'objet de cette étude. Il s'agit de deux tôles prêtes à être mises en forme et d'un tube final en acier X100. Les trois matériaux de l'étude possèdent une microstructure ferrito-bainitique. La microstructure de l'acier P1 est la plus fine et la plus homogène, vient ensuite la microstructure de l'acier P2 et en dernier celle de l'acier Tu où la structure en bande de ferrite et de bainite est très marquée. Des changements microstructuraux entre les peaux et le coeur des aciers de l'étude expliquent la différence de dureté suivant l'épaisseur. Pour les aciers P1 et P2, la peau est plus dure que le coeur d'environ 15%, et ce sur une épaisseur de 5mm.

L'étude sur surfaces polies permet de mettre en évidence la nature, la taille, la forme et la densité des particules présentes dans les matériaux de l'étude. Les principales caractéristiques sont les suivantes :

- **Acier Tu : les principales inclusions sont des inclusions biphasées couplant une phase d'oxyde (Al_2O_3, MgO, etc) et une phase de sulfure de calcium (CaS).**
- **Acier P1 et P2 : les principales inclusions sont des nitrures de titane purs (TiN), des inclusions mixtes de sulfure de calcium (CaS - oxydes) et des inclusions mixtes CaS entourées par TiN.**
- **La forme des inclusions (CaS - oxydes) est globulaire et leur taille est de l'ordre de 2 microns. Les inclusions TiN sont de forme cubique. Leur taille est d'environ 5μm.**
- **On n'a pas observé d'inclusions de sulfure de manganèse.**
- **La forme globulaire des inclusions et l'absence d'alignement se traduisent par une fraction surfacique équivalente dans les plans L-S et T-S. A cet égard, les propriétés de rupture de ces aciers devraient être moins sensibles à la direction de prélèvement que des aciers plus anciens contenant des sulfures allongés. Ce point sera vérifié par la suite.**

On remarque également la présence de particules de deuxième population : les composés MA d'une part et carbures d'autre part. La taille moyenne des zones MA est inférieure au micron. L'effet de ces deux populations vis-à-vis de la rupture sera donc un paramètre à prendre en compte.

Chapitre -III-

Étude expérimentale des aciers P1 et Tu

Ce chapitre est consacré à l'étude expérimentale des aciers P1 et Tu. La modélisation de la déchirure ductile par l'approche locale doit s'appuyer sur une description précise du comportement. Le chapitre est structuré comme suit : le comportement anisotrope est d'abord caractérisé grâce à des essais de traction dans les trois directions principales de la tôle, P1, et du tube, Tu. Ensuite, l'étude de la mécanique et des mécanismes de la rupture ductile des matériaux est effectuée. La partie mécanique comporte une première famille d'essais sur des éprouvettes entaillées (AE, Charpy V), et une seconde famille d'essais sur éprouvettes fissurées de laboratoire (CT). Dans les deux cas, deux configurations L-T et T-L sont considérées. Les mécanismes de rupture ductile sont étudiés à partir des faciès de rupture et des examens de coupes polies sur éprouvettes issues des essais interrompus.

III.1 Étude expérimentale du comportement

Les éprouvettes utilisées ont été prélevées sur la tôle P1 et le tube Tu. Les plans de prélèvement sont reportés en annexe A-I.

III.1.1 Essais de traction

Dans le but de caractériser l'anisotropie du comportement plastique, des essais de traction ont été réalisés à la température ambiante.

a) Procédure expérimentale

Des éprouvettes cylindriques de traction ont été prélevées dans les aciers P1 et Tu. Les essais de traction sont réalisés selon les 3 directions principales de la tôle et du tube :

- pour les deux premiers axes principaux, L et T, on utilise une éprouvette cylindrique $\Phi_0 = 5$mm (Fig. III.1a).
- pour la direction de travers-court (selon épaisseur), on utilise une géométrie réduite $\Phi_0 =$ 3mm (Fig. III.1b).

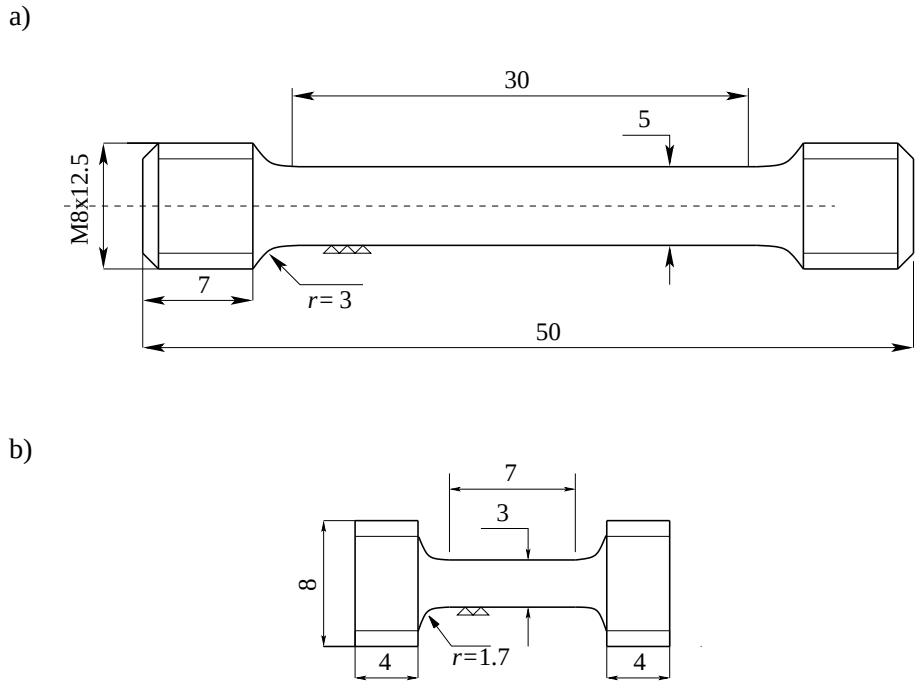


Figure III.1 : Éprouvettes de traction cylindriques. a: de 5mm de diamètre, b: de 3mm de diamètre.

Au moins quatre essais ont été réalisés par direction de traction. Les essais ont été effectués sur une machine de traction Instron 8500 de capacité 250kN, à déplacement imposé tel que la vitesse de déformation moyenne soit initialement égale à 5.10^{-4}s^{-1}. Les mesures effectuées sont :

- **force** : cellule de charge de 50kN,
- **allongement** : extensométrie longitudinale MTS 632-11c-20,
- **réduction diamétrale** : capteur diamétral MTS 632-02c-21.

Un système d'acquisition informatique est utilisé en plus d'une table traçante. Le capteur diamétral est constitué de deux pinces montées sur un extensomètre MTS. Un trait placé sur les têtes des éprouvettes permet, dans tous les cas, de repérer le sens perpendiculaire au travers-court (S).

Les essais ont été interrompus avant la striction de l'éprouvette afin de déterminer les contractions diamétrales $\Delta\Phi_1$ et $\Delta\Phi_2$ des deux directions perpendiculaires servant à calculer le coefficient de Lankford (coefficient R). Ce coefficient caractérisant l'anisotropie de déformation est défini comme le rapport des taux de déformation radiaux. On a aussi effectué des interruptions après la striction pour mesurer les diamètres minimum de la striction afin d'utiliser la modélisation inverse pour identifier des paramètres de la loi de comportement du matériau.

b) Résultats

Les valeurs de la limite d'élasticité ($R_{p0.2\%}$) et de résistance à la traction (R_m) de l'acier de la tôle, P1, et du tube, Tu, sont reportées sur la figure III.2. On constate une dispersion importante sur les valeurs de $R_{p0.2\%}$ et R_m pour une direction de traction donnée de l'acier Tu, alors que la dispersion est faible pour P1. On explique ceci par une prédéformation hétérogène de la mise en forme du tube par le procédé 'UOE'. Cette prédéformation fait aussi augmenter la limite d'élasticité ($R_{p0.2\%}$) de l'acier du tube. Des courbes de traction représentatives sont rappelées sur la figure III.3. A noter que le tube satisfait des exigences imposées par la définition du grade X100, ce qui n'est pas le cas de la plaque P1.

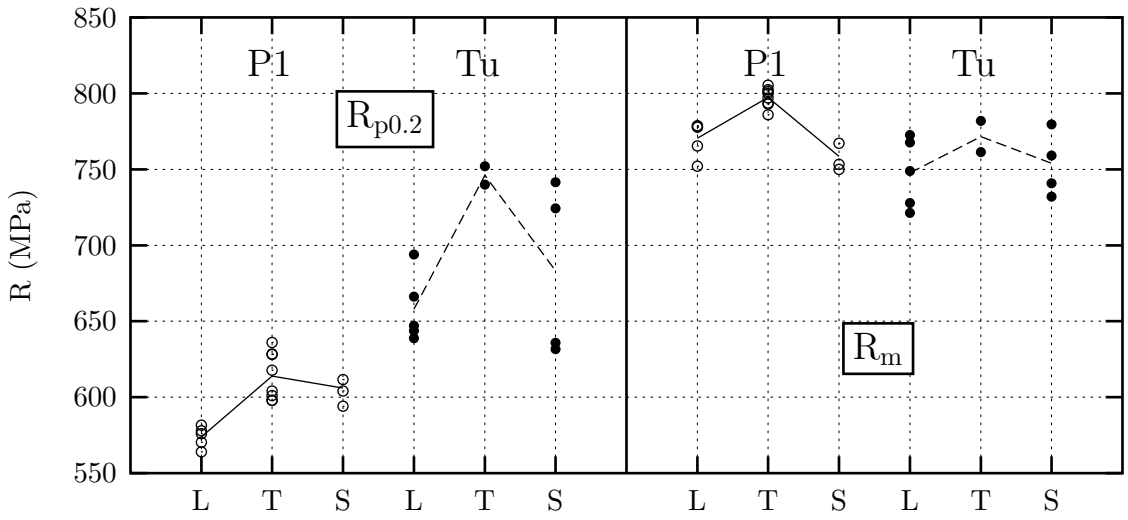


Figure III.2 : Valeurs des limites d'élasticité et des résistances à traction des aciers P1 et Tu.

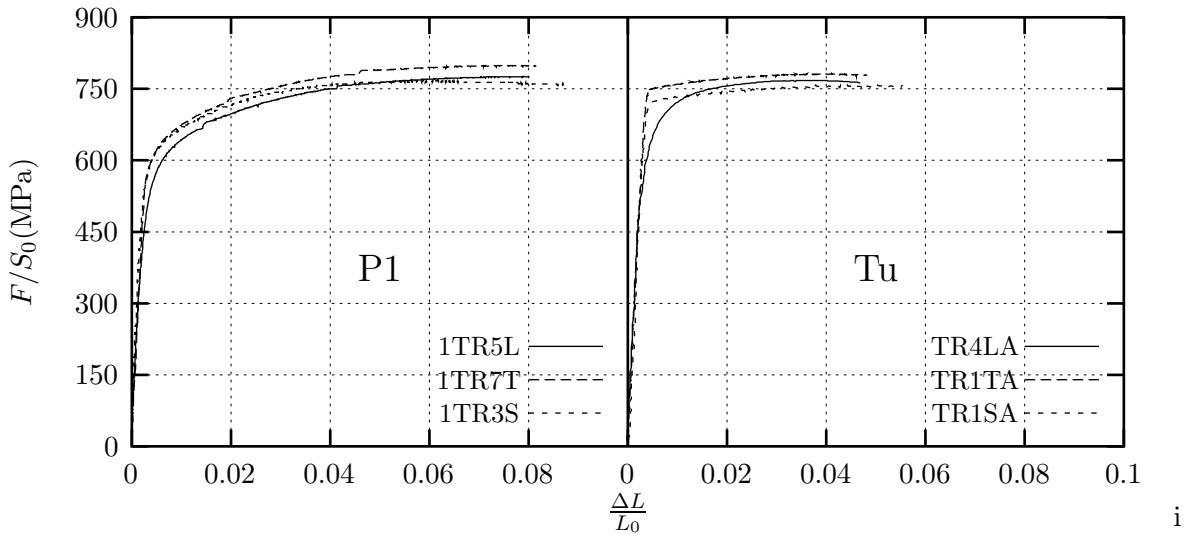


Figure III.3 : Courbes conventionnelles de traction des aciers P1 et Tu. Seules les données jusqu'au maximum de la charge dont tracées.

Les éprouvettes dans le sens T ont la limite d'élasticité et la résistance à traction plus élevées que les éprouvettes dans le sens L (Tab. III.1). La différence est plus notable pour le tube, Tu. Le rapport entre $R_{p0.5\%}$ et R_m de l'acier Tu est proche de 1, ce qui montre que cet acier possède un faible taux d'écrouissage. De plus, l'allongement réparti, A_r, de l'acier Tu est faible, inférieur à 5% pour les directions L et T. Ces caractéristiques sont importantes car elles correspondent à une plus grande sensibilité à la localisation de la déformation.

L'évolution des déformations radiales dans le cas d'une traction L de l'acier P1 est représentée sur la figure III.4. La déformation diamétrale est notablement plus élevée dans le sens de l'épaisseur de la tôle que suivant le diamètre T. Ceci est du à l'anisotropie plastique du matériau. L'origine physique de l'anisotropie plastique au cours d'un essai de traction a deux sources : l'anisotropie initiale du matériau et l'anisotropie induite par la déformation au cours de l'essai de traction:

- l'anisotropie initiale a déjà été mise en évidence quand on compare les limites d'élasticité mesurées dans les trois directions L, T et S.
- l'anisotropie induite est visible sur la figure III.5 qui montre les faciès de rupture des éprouvettes de traction cylindrique. La section initialement circulaire devient elliptique.

Les valeurs du coefficient de Lankford obtenues pour les aciers P1 et Tu sont données dans le tableau III.1. On observe que la plus forte anisotropie se produit pour une sollicitation suivant le sens L, avec R=0.53 pour l'acier P1 et R=0.69 pour l'acier Tu. Toutes les directions donnent une valeur en dessous de l'unité, ce qui nous indique que l'épaisseur se contracte plus par rapport au sens perpendiculaire.

La figure III.6 présente des mesures des réductions diamétrales dans la zone de striction

Acier	Sens	$R_{p0.2\%}$ (MPa)	$R_{p0.5\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_r (%)	Z (%)	$R_{p0.5\%}/R_m$	Lankford $R(\alpha)$ définition	Lankford $R(\alpha)$ valeur
P1	L	574	624	770	7.8	84	0.81	ϵ_T/ϵ_S	0.53
	T	614	662	797	6.6	79	0.83	ϵ_L/ϵ_S	0.79
	S	606	639	759	6.1	79	0.84	ϵ_T/ϵ_L	0.69
Tu	L	658	682	748	4.6	84	0.91	ϵ_T/ϵ_S	0.69
	T	746	750	772	4.1	80	0.97	ϵ_L/ϵ_S	0.87
	S	683	683	754	5.3	78	0.93	ϵ_T/ϵ_L	–

$R_{p0.2\%}$: limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique (MPa),
$R_{p0.5\%}$: limite d'élasticité à 0.5% de déformation plastique (MPa),
R_m : résistance à la traction (MPa),
A_r : allongement homogène réparti (%),
$R_{p0.5\%}/R_m$: rapport entre la limite d'élasticité à 0.5% et la résistance à traction,
Z : taux de réduction d'aire à rupture (%),
$R(\alpha)$: coefficient de Lankford en fonction de la direction de prélèvement.

Tableau III.1 : Propriétés mécaniques de traction des aciers P1 et Tu ($5 \times 10^{-4}s^{-1}$, 20°C) (valeurs moyennes).

dans le cas d'une traction L de l'acier P1. Ces mesures serviront à déterminer le deuxième terme exponentiel de la loi d'écrouissage utilisée (chapitre V).

Les résultats de mesures de la réduction d'aire à rupture, Z, calculées après essai par la mesure de deux diamètres transversaux à rupture sont reportés sur la figure III.7.

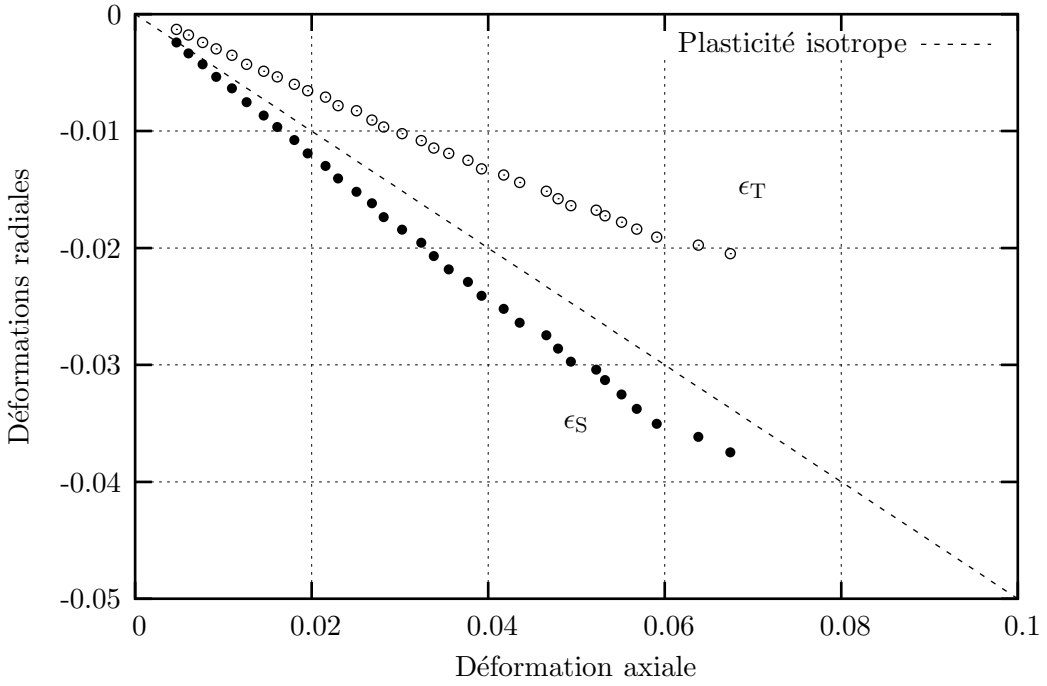


Figure III.4 : Évolution des déformations radiales dans le cas d'une traction L de l'acier P1.

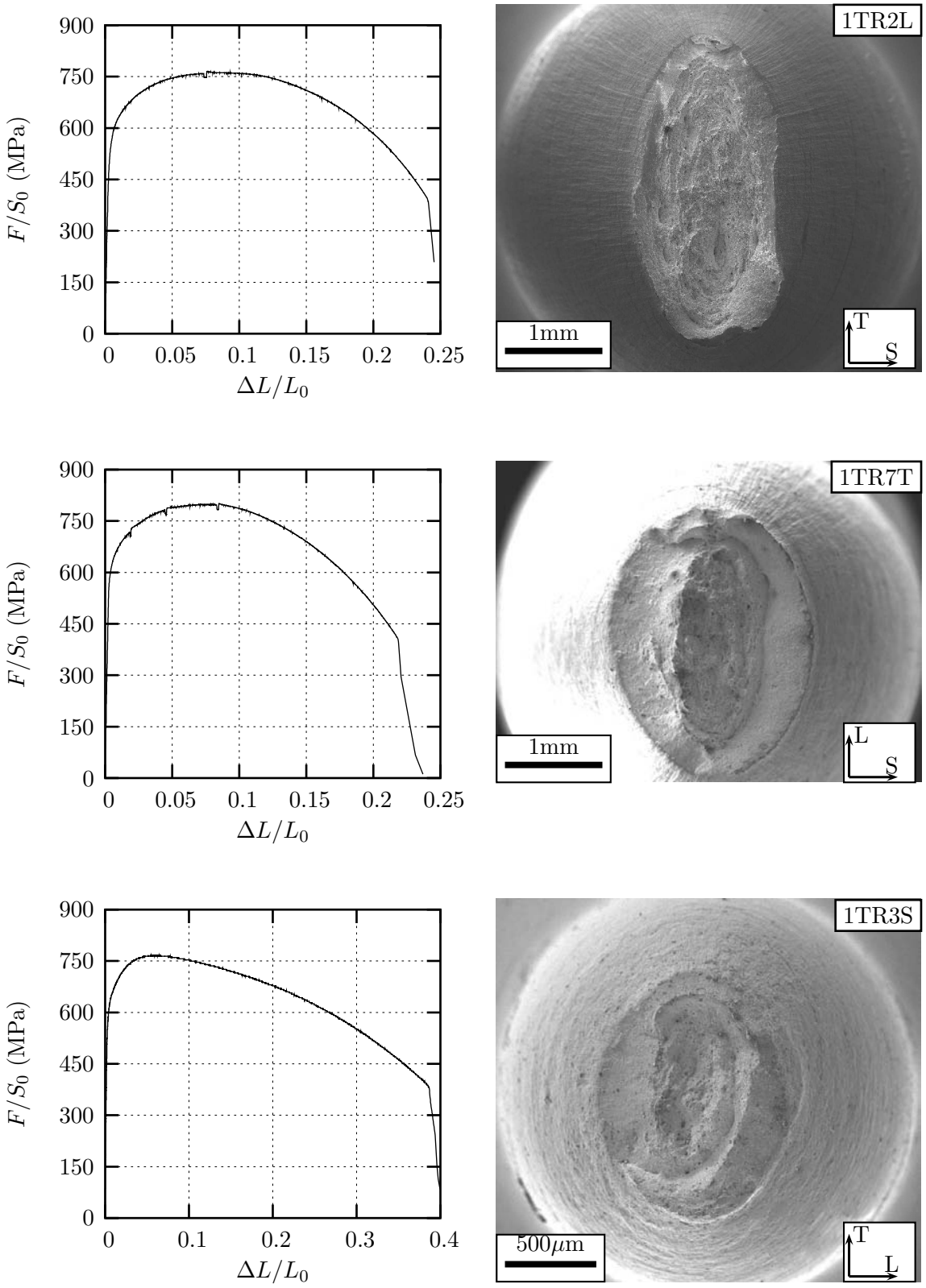


Figure III.5 : Faciès de rupture et courbes conventionnelles des essais de traction de l'acier P1.

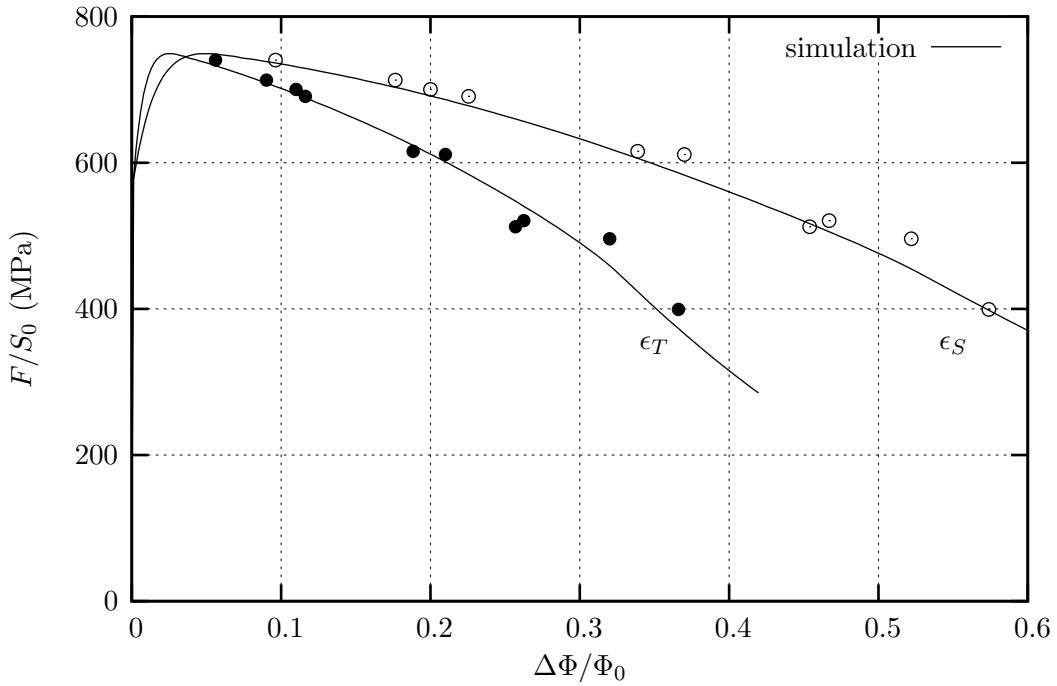


Figure III.6 : Evolution des déformations radiales dans la zone de striction dans le cas d'une traction L de l'acier P1.

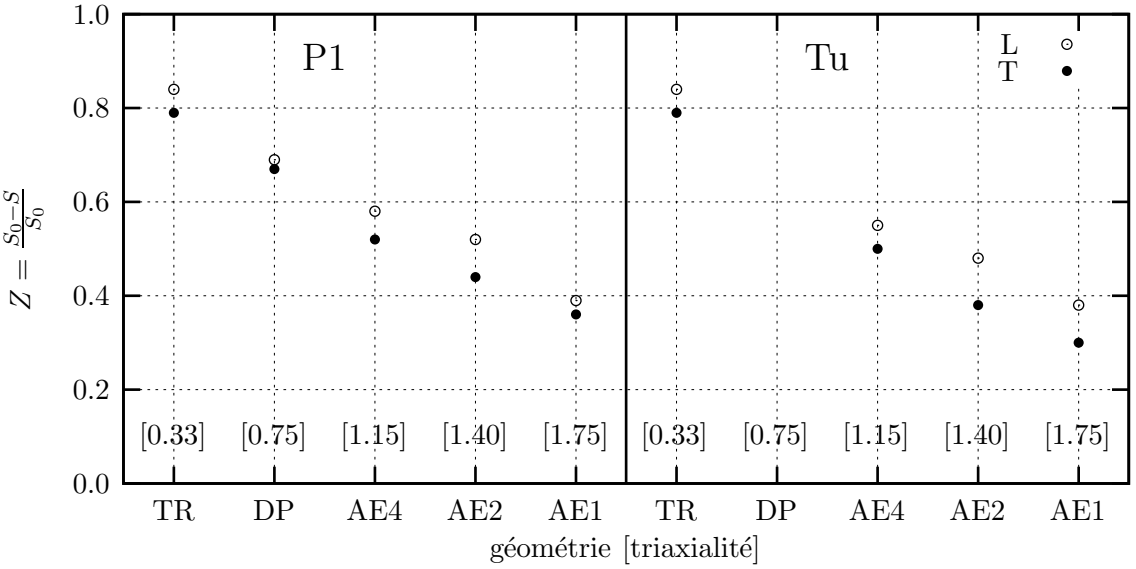


Figure III.7 : Striction à rupture de différentes géométries des aciers P1 et Tu (valeurs moyennes).

III.1.2 Essais de fatigue oligo-cyclique

Dans le but de caractériser l'écrouissage cinématique de la tôle P1, des essais de fatigue oligo-cyclique ont été effectués.

a) Procédure expérimentale

Les éprouvettes ont été prélevées dans la direction transversale de l'acier P1. Le plan de l'éprouvette est présenté sur la figure III.8. Le diamètre du fût de l'éprouvette est de 6mm. Les essais en contrôle de déformation longitudinale ont été réalisés sur une machine de traction MTS de capacité 250kN à déplacement imposé. La vitesse de déformation est de $5.10^{-4}\mathrm{s}^{-1}$. L'allongement, ΔL, est mesuré à l'aide d'un extensomètre longitudinal de grande précision.

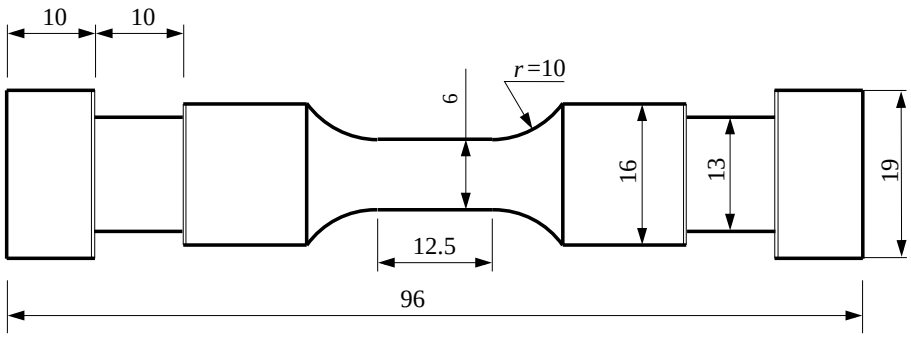


Figure III.8 : Éprouvette de traction et compression cyclique prélevée dans l'acier P1.

Des essais symétriques et non symétriques ont été réalisés. Dans tous les cas, les éprouvettes sont d'abord sollicitées en traction jusqu'à une déformation donnée, $\epsilon_{\max} = \frac{\Delta L}{L_0}$ puis en compression. Pour les essais symétriques, après le départ en traction, l'éprouvette est chargée en compression jusqu'à un allongement nominal de $\epsilon_{\min} = -\epsilon_{\max}$ soit $R_\epsilon = \frac{\epsilon_{\min}}{\epsilon_{\max}} = -1$. Pour les essais non symétriques, après avoir été chargée en traction jusqu'à $\epsilon_{\max}$, l'éprouvette est ramenée à l'allongement nul soit $R_\epsilon = 0$. Les différents essais à $\epsilon_{\max} = 0.75\%$, $\epsilon_{\max} = 1.\%$ et $\epsilon_{\max} = 1.5\%$ ont tous été réalisés en symétrie et en non symétrie.

b) Résultats

L'ensemble des essais réalisés est reporté dans le tableau III.2. Les courbes charge-allongement nominal typiques de l'essai symétrique et non symétrique sont données sur la figure III.9. Le matériau se durcit durant les deux premiers cycles puis s'adourcit progressivement. La contrainte nominale en traction est sensiblement inférieure à celle en compression. Pour l'essai non-symétrique, la contrainte maximale à $\epsilon_{\max}$ est supérieure à celle observée à allongement nul. La contrainte maximale en traction et en compression diminue au cours des cycles. A cinquante cycles, on obtient un état symétrique des contraintes maximales en traction et en compression.

Essai	3T	4T	5T	8T	9T	10T	11T	12T
Type	sym	nsym	sym	nsym	sym	nsym	nsym	sym
ϵ_{max}	1%	1.5%	1.5%	1%	0.75%	1.5%	0.75%	1%
ϵ_{min}	-1%	0%	-1.5%	0%	-0.75%	0%	0%	-1%
n	52	105	70	80	63	2	100	47

sym : essai symétrique,
nsym : essai non-symétrique,
ϵ_{max} : allongement nominal maximal (en traction),
ϵ_{min} : allongement nominal minimal (en compression),
n : nombre de cycles.

Tableau III.2 : Tableau récapitulatif des essais oligo-cycliques réalisés sur l'acier P1.

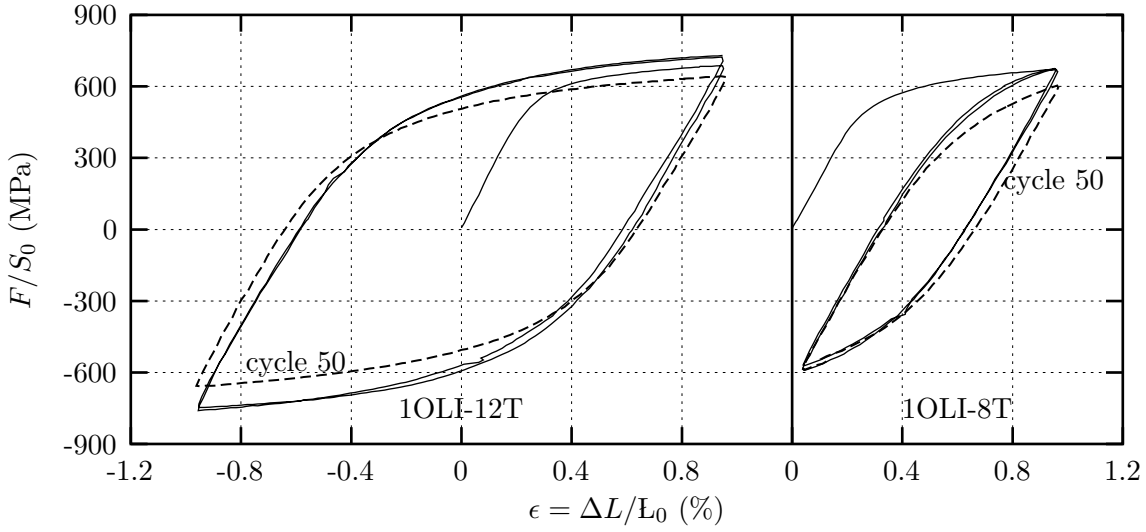


Figure III.9 : Courbes de F/S_0-$\Delta L/L_0$ des essais 1OLI-12T et 1OLI-8T (acier P1).

III.1.3 Essais de déformation plane

L'essai sur éprouvettes de traction en état de déformation plane représente un intérêt particulier dans le contexte gazier. En effet, il permet de reproduire le mode de rupture en cisaillement rencontré lors de l'éclatement d'un tube sous pression. Dans un premier temps, cet essai est utilisé pour étudier le comportement de l'acier P1 en état de déformation plane. Dans un deuxième temps, la rupture en cisaillement est analysée.

a) Procédure expérimentale

Le plan de l'éprouvette de déformation plane est donné par la figure III.10. Toutes les éprouvettes ont été prélevées dans le plan de laminage suivant deux directions principales L et T de l'acier P1.

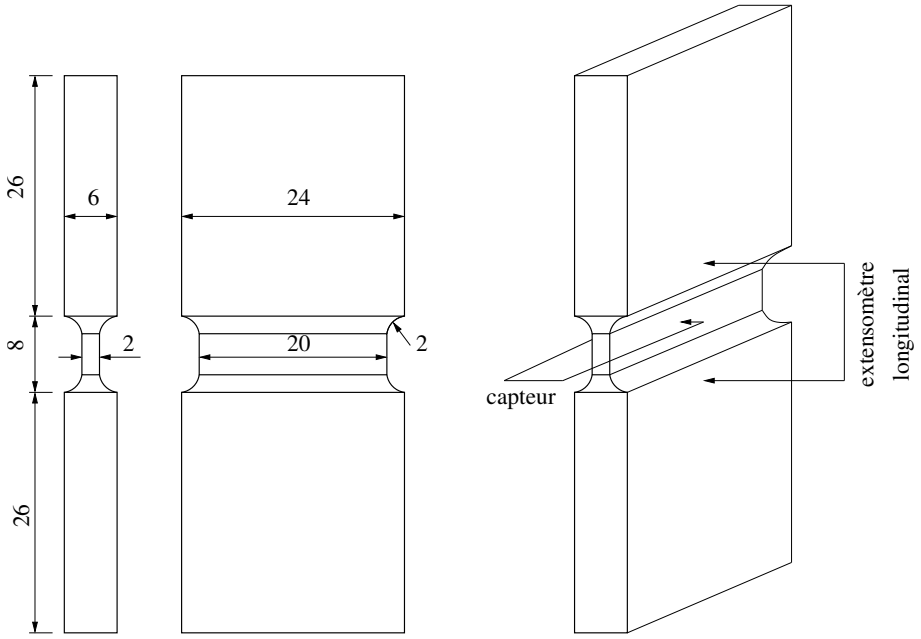


Figure III.10 : Eprouvette de déformation plane prélevée dans l'acier P1 et positionnement des capteurs de mesures.

Les essais ont été réalisés sur une machine de traction Instron 8500 de capacité 250kN à déplacement imposé tel que la vitesse de déformation moyenne est initialement égale à $5.10^{-4}s^{-1}$. Des mors auto-serrants ont été utilisés pour fixer les éprouvettes. Les mesures effectuées sont :

- **force :** cellule de charge de 50kN,
- **allongement :** extensométrie longitudinale MTS 632-11c-20 avec une base de mesure de 12mm,
- **réduction d'épaisseur :** à l'aide d'un capteur spécialement conçu pour cet essai.

b) Résultats

Les courbes de charge-allongement normalisées et de charge-réduction d'épaisseur sont données sur les figures III.11 et III.12 respectivement.

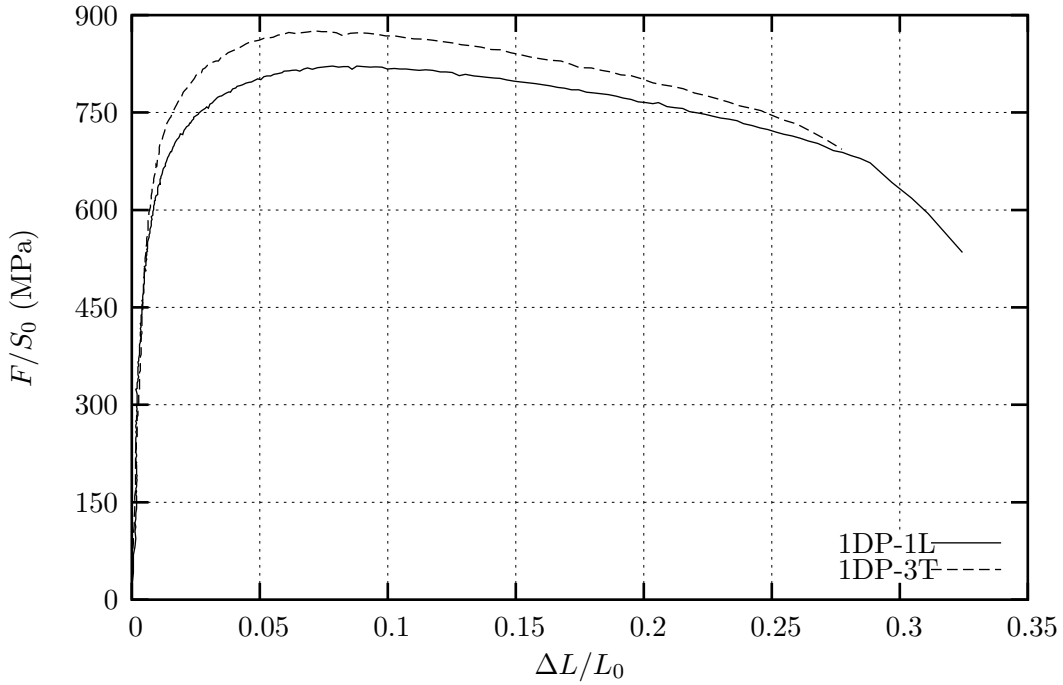


Figure III.11 : Courbes normalisées de charge-allongement des essais de déformation plane (acier P1).

L'analyse des champs de contrainte et de déformation en traction homogène et en déformation indique que, pour un matériau isotrope, le rapport des limites d'élasticité en déformation plane et en traction uniaxiale est de $\frac{2}{\sqrt{3}} = 1.155$. L'anisotropie du comportement plastique modifie ce rapport [Benzerga, 2000]. Dans le cas de l'acier P1, ce rapport est de 1.1 pour la sollicitation T et de 1.07 pour la sollicitation L.

Nous constatons une dispersion sur des mesures de réductions d'épaisseur (Fig. III.12). Cette dispersion est due à la difficulté du positionnement de l'extensomètre dans la zone de striction et au centre de l'éprouvette.

Quelle que soit la direction de traction, L ou T, le mode de rupture macroscopique est le cisaillement pour lequel le plan de fissure est incliné 45° par rapport à l'axe de traction. Il s'agit d'un mode caractéristique de l'état de déformation plane pour une large gamme de matériaux métalliques. Les figures III.13, III.14a et III.14b présentent un faciès de rupture et une coupe longitudinale d'une éprouvette de déformation plane en traction T. Le cisaillement en 'V' est observé pour une grande partie du faciès de rupture de l'éprouvette. Les deux extrémités présentent une rupture de cisaillement complet. La figure III.14c présente un détail

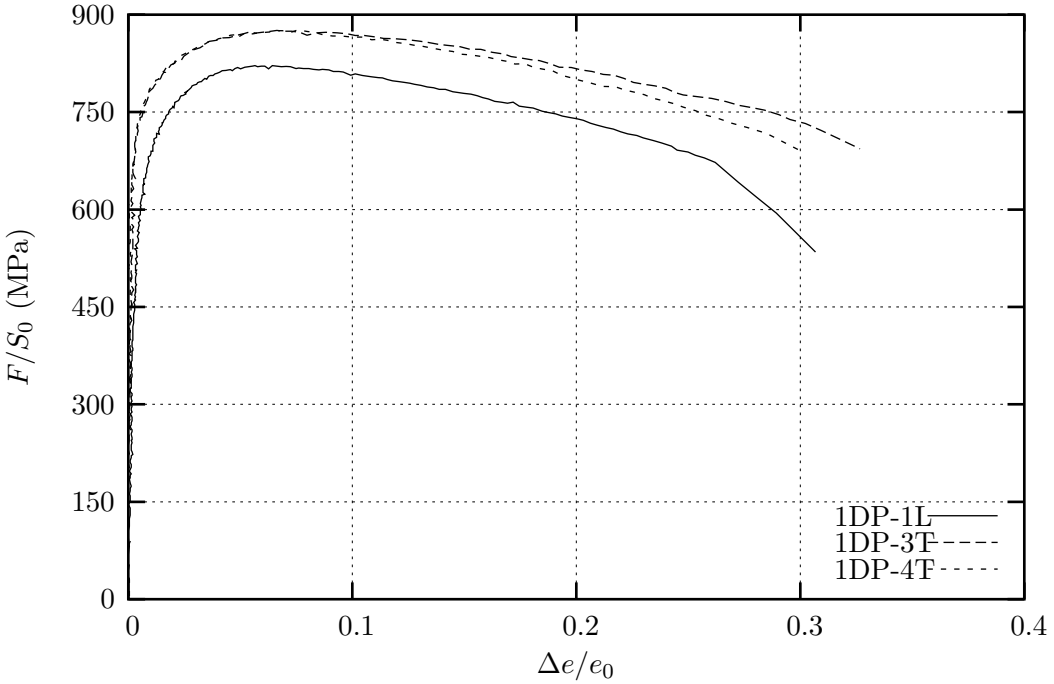


Figure III.12 : Courbes de charge-réduction d'épaisseur des essais de déformation plane (acier P1).

au centre du faciès et montre l'existence de deux populations de cavités où les petites cavités sont dominantes. Des observations faites par Rivalin [Rivalin, 1998] montrent clairement un mode de rupture analogue dans une large plaque en pleine épaisseur.

Figure III.13 : Macro-fractographie d'une éprouvette de déformation plane en traction T (acier P1).

La striction à rupture, Z= e/e_0, est mesurée et reportée sur la figure III.7. Sa valeur moyenne est de 0.67 pour la sollicitation L et de 0.65 pour la sollicitation T.

Résumé

Les aciers P1 et Tu présentent une forte anisotropie plastique. Les essais de traction simple conduits suivant trois directions principales revèlent une différence en termes de la limite d'élasticité et de la résistance à traction entre différentes directions. Cette différence est plus importante pour l'acier Tu que pour l'acier P1. L'anisotropie induite par la déformation plastique est beaucoup plus marquée.

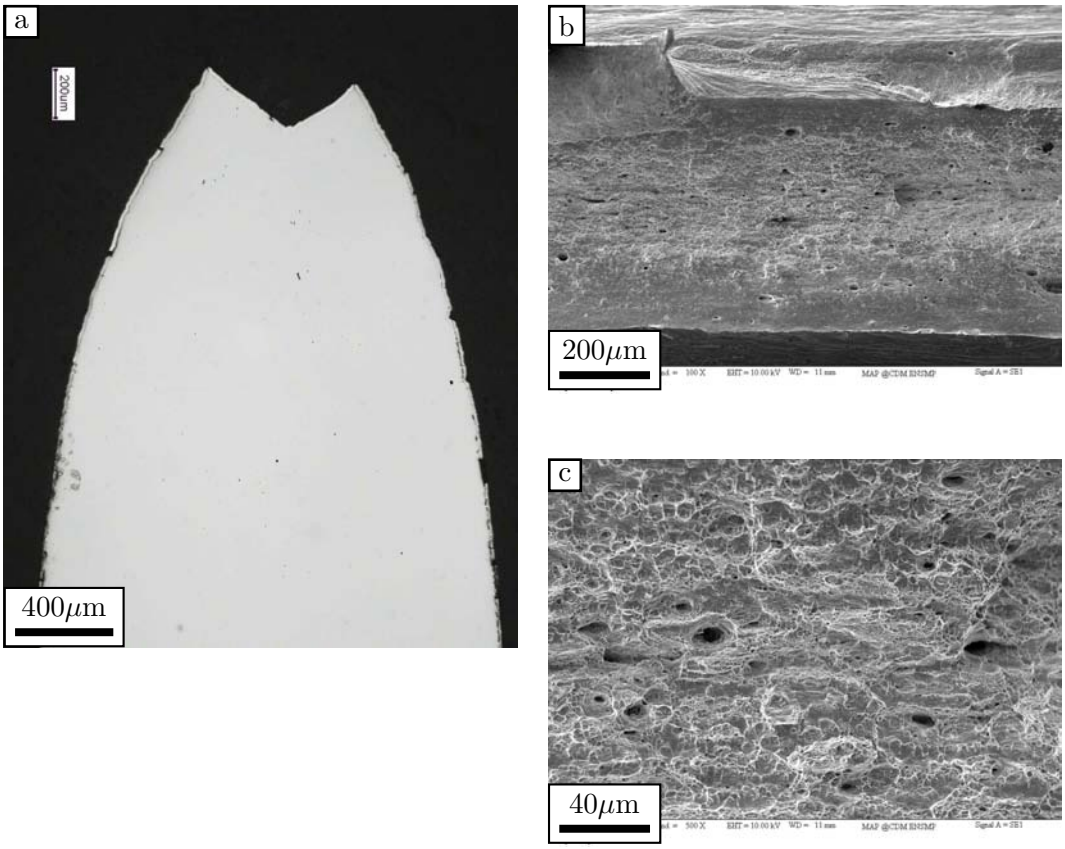


Figure III.14 : Fractographie d'une éprouvette de déformation plane en traction T (acier P1). a : coupe longitudinale, b: faciès de rupture, c : détail au centre.

La section circulaire des éprouvettes cylindriques devient elliptique après la déformation. L'anisotropie de déformation est caractérisée par le coefficient de Lankford qui est calculé à partir des mesures de réductions diamétrales dans les deux directions perpendiculaires. Ces coefficients serviront à caler les paramètres du modèle d'anisotropie plastique.

L'acier P1 n'atteint pas encore le grade X100. La limite d'élasticité dans le sens transversal est de 614MPa qui est inférieure à la la valeur requise pour le grade X100 (690MPa). Par contre, l'acier Tu possède une limite d'élasticité dans le sens transversal plus élevée, R_{p02}=746MPa. Il faut rappeler que l'acier Tu a subi une pré-déformation de quelques pour cent [Palumbo and Tricarico, 2005] lors de la mise en forme. Cette pré-déformation augmente la limite d'élasticité du matériau. Ce n'est donc qu'après la production de tubes que l'acier atteint le grade X100.

III.2 Étude expérimentale de la rupture

III.2.1 Essais de traction sur éprouvettes entaillées

Afin de caractériser le comportement et la rupture du matériau, les essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées dans lesquelles le rayon d'entaille correspond à une sévérité de chargement donnée ou, autrement dit, à un taux de triaxialité des contraintes donné, ont été réalisés.

a) Procédure expérimentale

Des éprouvettes axisymétriques entaillées de dimensions réduites, notées AE_X avec $X = 10\frac{r}{\Phi_0}$ et $\Phi_0 = 6$mm, ont été prélevées dans le plan de laminage suivant les deux directions principales L et T des aciers P1 et Tu. Les géométries testées sont utilisées classiquement dans la méthode de l'approche locale de la rupture AE_1, AE_2 et AE_4, figure III.15

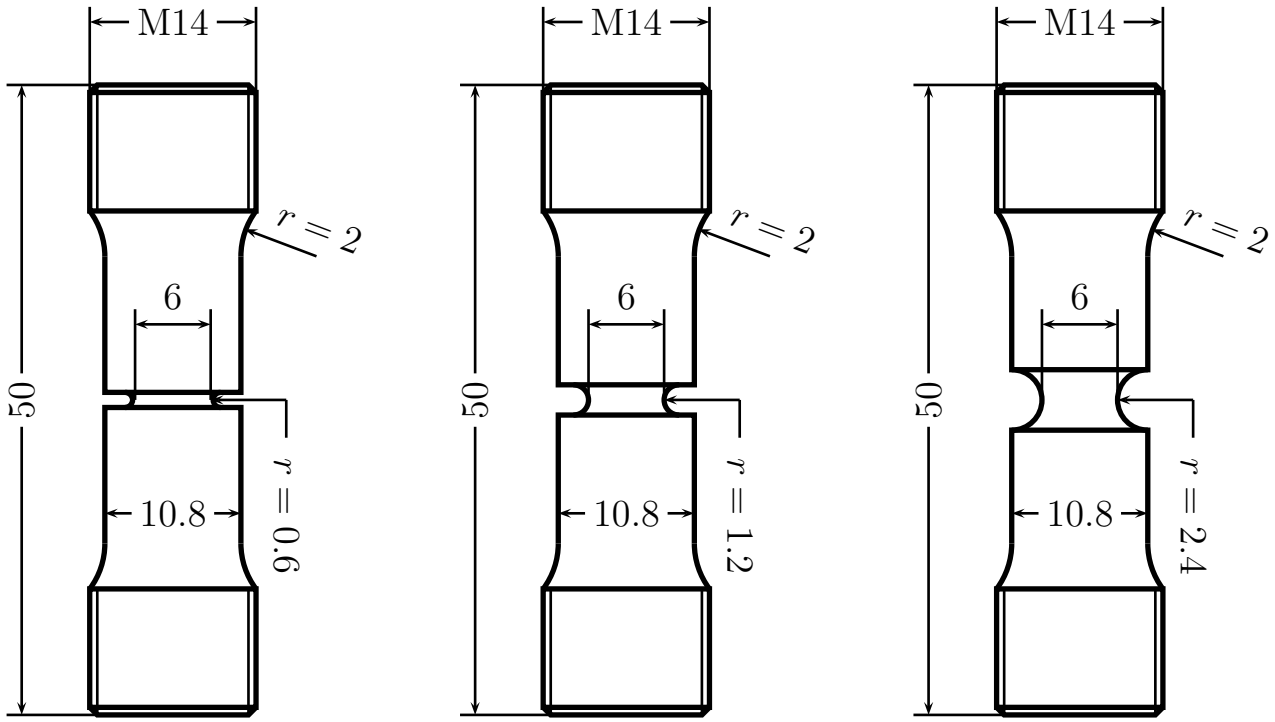


Figure III.15 : Géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées. a : AE_1, b: AE_2 et c: AE_4.

Les essais sur AE_X en contrôle de déformation ont été réalisés, à la température ambiante, sur une machine servohydraulique Instron 8500 de capacité 250kN. La vitesse de déformation recherchée dans la zone utile est de l'ordre de $5.10^{-4}s^{-1}$. Une mesure continue de la contraction diamétrale est acquise grâce à un capteur diamétral conçu à partir d'une extensométrie MTS. La mesure continue, notée par défaut $\Delta\Phi_1$, correspond à la direction travers-court S de la tôle et du tube. Pour certains essais, on a effectué des interruptions pendant l'essai pour

mesurer l'anisotropie plastique. Les interruptions sont régulièrement réparties sur la courbe de chargement macroscopique. A chaque interruption, l'éprouvette est démontée afin de mesurer à la loupe binoculaire les diamètres actuels Φ_1 et Φ_2 dans les deux directions perpendiculaires.

Les essais ont été arrêtés avant la rupture totale. Ensuite, ces éprouvettes ont été soit coupées longitudinalement, soit rompues à la température de l'azote liquide pour étudier les mécanismes de rupture ductile.

b) Résultats des essais $\mathbf{AE}_X$

Une courbe de chargement typique d'un essai de traction d'une éprouvette axisymétrique entaillée est représentée sur la figure III.16. Cette courbe ne peut être obtenue dans son intégralité que lorsque le chargement est piloté par la déformation. On a reporté sur cette courbe les notions qui seront employées pour dépouiller des essais. La phase jusqu'au point C correspond à l'élasticité et au développement de la plasticité dans l'entaille. Au delà du point C, l'endommagement par cavitation va croître plus rapidement. Cependant, l'endommagement reste diffus et influe peu la réponse macroscopique. Au point D, une fissure macroscopique est amorcée. Pour les rayons d'entaille utilisés, l'amorçage a généralement lieu au centre de l'éprouvette. On repérera cet événement par l'indice (c). On notera $F^{(c)}$ et $\Delta\Phi^{(c)}$ la charge et la contraction diamétrale au moment de la coalescence macroscopique. Pendant la propagation de la fissure, on relève la pente $\left(\delta F^{(c)}/\delta\Delta\Phi\right)$ dans la partie quasi-linéaire entre les points D et E.

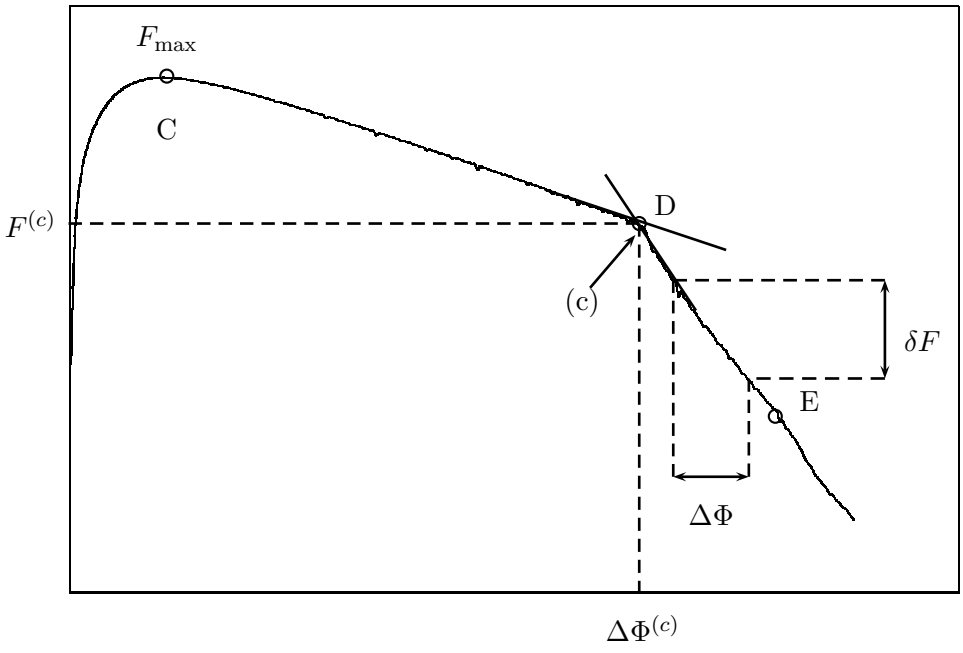


Figure III.16 : Courbe charge-contraction diamétrale représentative d'un essai de traction sur éprouvette entaillée en contrôle de déformation. Notations utilisées.

Les courbes normalisées $F/S_0 - \Delta\Phi_S/\Phi_0$ obtenues pour les trois géométries d'entaille et

relevées sur les aciers P1 et Tu sont reportées sur la figure III.17. L'ensemble des courbes est rassemblé en annexe A-I. Pour chaque essai, on relève la charge maximale, $F_{\max}$, la charge à coalescence, $F^{(c)}$, la réduction diamétrale à coalescence, $\Delta\Phi_{\mathrm{S}}^{(c)}$, et la pente de la partie linéaire qui suit la coalescence, $\frac{\delta F}{\delta(\Delta\Phi_{\mathrm{S}})}$. Ces données sont reportées dans le tableau III.3.

Les essais interrompus ont permis de mesurer les contractions diamétrales $\Delta\Phi_1$ et $\Delta\Phi_2$ des deux directions transverses. Les courbes normalisées $F/S_0 - \Delta\Phi/\Phi_0$ reconstruites à partir de ces mesures rendent mieux compte du développement de l'anisotropie de déformation (Fig. III.18).

L'évolution de la déformation moyenne de coalescence, $\bar{\epsilon}^{(c)} = \Delta\Phi_{\mathrm{S}}^{(c)}/\Phi_0$, en fonction de la géométrie d'entaille est présentée sur la figure III.19. Il faut noter que $\bar{\epsilon}^{(c)}$ décroît avec la sévérité de l'entaille quelle que soit la direction de traction (L ou T). Ceci dénote l'effet bien connu de la triaxialité des contraintes en rupture ductile. On observe une différence des déformations moyennes de coalescence des sens L et T. Cette différence est moins importante pour l'acier P1, ce qui traduit une faible anisotropie d'endommagement du matériau.

Une étude qualitative de l'effet de la triaxialité sur la propagation de la macro-fissure ductile est obtenue par la mesure de la pente $\frac{\delta F}{\delta(\Delta\Phi_S)}$. La tendance montre une diminution de cette pente lorsque la triaxialité diminue (Fig. III.20). Les pentes correspondantes à la sollicitation T sont légèrement supérieures à celles en L.

Pour mettre en évidence l'anisotropie de la zone de propagation ductile et le développement de l'endommagement à partir du centre de l'éprouvette, certaines éprouvettes, où l'on a amorcé et propagé une fissure à la température ambiante, ont été rompues à la température de l'azote liquide. On reporte sur la figure III.21 pour les trois géométries, la courbe normalisée $F/S_0 - \Delta\Phi_{\mathrm{S}}/\Phi_0$ et le faciès de rupture correspondant. Pour les trois géométries, la zone correspondant à un endommagement ductile par mécanisme de croissance et de coalescence a une forme ovalisée. Cette anisotropie observée est due à l'anisotropie plastique du matériau. La figure III.22 montre l'évolution du faciès de rupture avec la charge macroscopique. La fissure macroscopique est créée au centre et se développe vers le bord de l'éprouvette.

Pour les géométries AE_1 et AE_2 de l'acier Tu, on observe le délaminage à travers l'épaisseur des éprouvettes prélevées suivant la direction T (Fig. III.23). Le délaminage est beaucoup plus important pour la géométrie AE_1 que pour la géométrie AE_2. Cela s'explique par le fait qu'on atteint une contrainte transversale plus importante sur les éprouvettes AE_1.

Le taux de striction à rupture en fonction de la géométrie d'entaille, donc de la triaxialité est donné à la figure III.7. Ce taux diminue avec l'augmentation de la triaxialité.

Acier	entaille	sens	essai	$F_{\max}$ (kN)	$\Delta\Phi_S^{(c)}$ (mm)	$F^{(c)}$ (kN)	$\frac{\delta F^{(c)}}{\delta(\Delta\Phi_S)}$ (kN/mm)
P1	AE_1	L	$1AE_1.1L$	36.3	1.343	28.8	35.4
			$1AE_1.2L$	36.2	1.324	29.1	35.3
			$1AE_1.3L$	36	1.281	29	45.4
		T	$1AE_1.1T$	37.6	1.105	31.9	51.6
			$1AE_1.2T$	37.6	1.214	30.8	62.5
			$1AE_1.3T$	37.6	1.175	30.7	61.8
	AE_2	L	$1AE_2.2L$	32.9	1.471	25	24.2
			$1AE_2.3L$	33.2	1.418	26.3	27
		T	$1AE_2.1T$	33.8	1.234	27.9	27.9
			$1AE_2.2T$	34	1.220	28.3	27.2
			$1AE_2.3T$	34.1	1.246	27.6	26.9
	AE_4	L	$1AE_4.1L$	29.8	1.940	21	23.4
			$1AE_4.2L$	29.5	1.916	21	21.8
			$1AE_4.3L$	29.3	1.969	20.6	25.3
		T	$1AE_4.1T$	30.1	1.852	21.3	24.8
			$1AE_4.2T$	29.6	1.909	20.7	27.8
			$1AE_4.3T$	29.6	1.834	21	26.1
Tu	AE_1	L	AE1L1A	37.4	0.962	31.8	
			$AE_1.L2A$	36.2	0.892	31.6	32.9
			$AE_1.L3A$	36.5	0.914	31.5	43.8
		T	$AE_1.T1A$	38.2	0.75	34.6	
			$AE_1.T2A$	37.8	0.7	34.2	
			$AE_1.T3A$	39.3	0.73	35.2	
	AE_2	L	$AE_2.L1A$	33.1	1.000	27.7	22.3
			$AE_2.L2A$	33.7	0.965	28.2	24.1
			$AE_2.L3A$	35	1.034	29.5	27.9
		T	$AE_2.T1A$	33.8	0.739	30.1	27.9
			$AE_2.T2A$	32.3	0.712	29.7	35.6
			$AE_2.T3A$	34.3	0.799	31.7	41
	AE_4	L	$AE_4.L1A$	30.2	1.642	22.8	20.3
			$AE_4.L2A$	30	1.643	22.7	21.4
			$AE_4.L3A$	30.5	1.685	22.7	28.9
		T	$AE_4.T1A$	28.8	1.231	23.5	19.1
			$AE_4.T2A$	28.7	1.076	24.2	19.3
			$AE_4.T3A$	30.3	1.310	24.4	

Tableau III.3 : Grandeurs obtenues à partir des essais de tractions sur des éprouvettes entaillées AE_X (voir figure III.16) des aciers P1 et Tu.

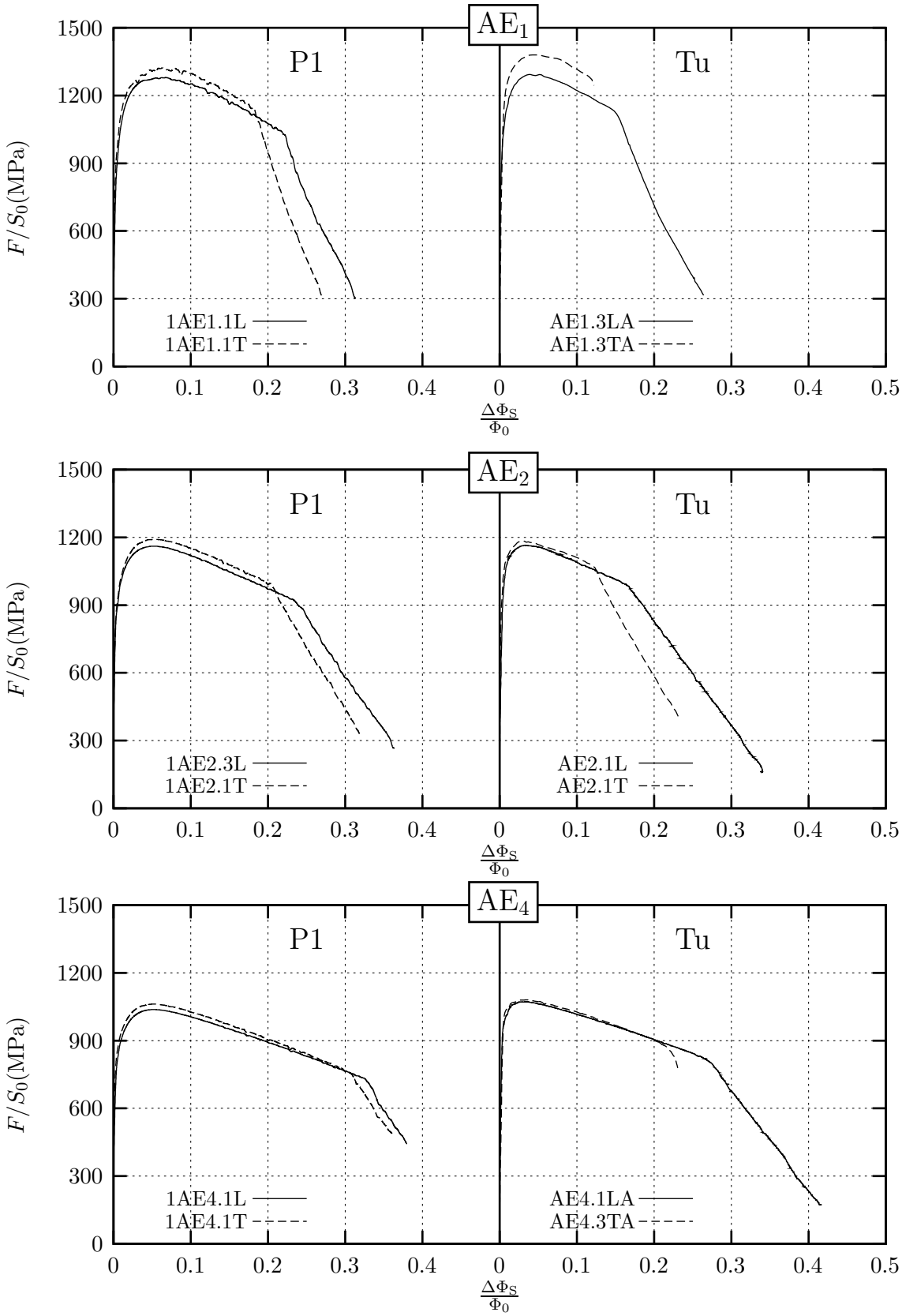


Figure III.17 : Courbes normalisées charge-contraction diamétrale pour les essais sur éprouvettes axisymétriques contrôlés en déformation des aciers P1 et Tu.

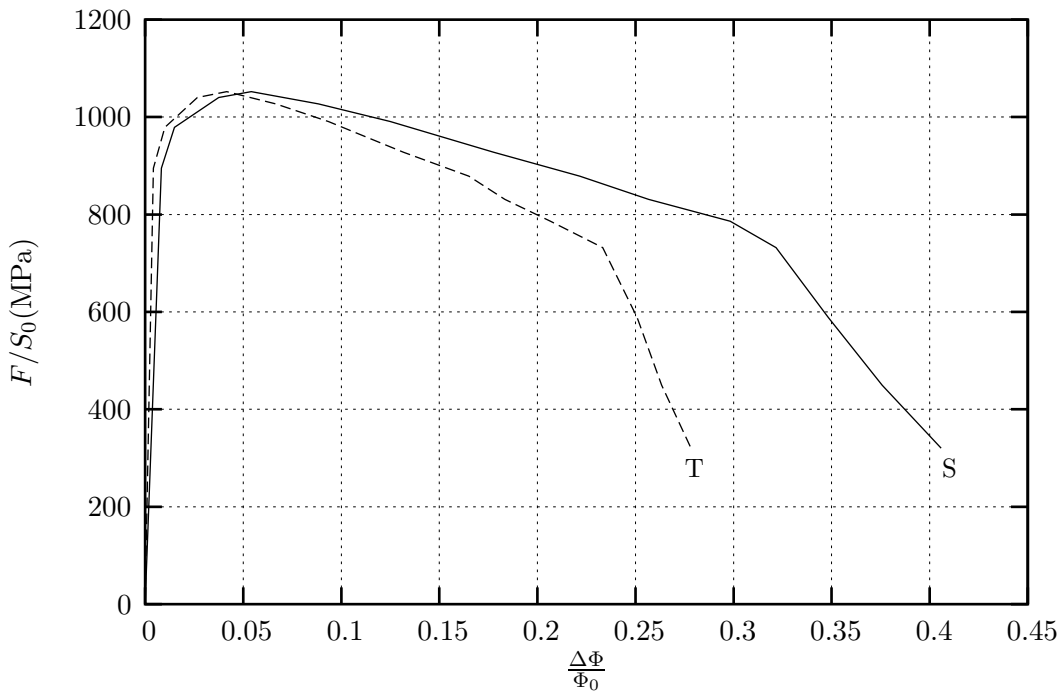


Figure III.18 : Caractérisation de l'anisotropie de déformation. Courbes charge-contraction diamétrale typique d'un essai interrompu. Essai 1AE4-4L de l'acier P1.

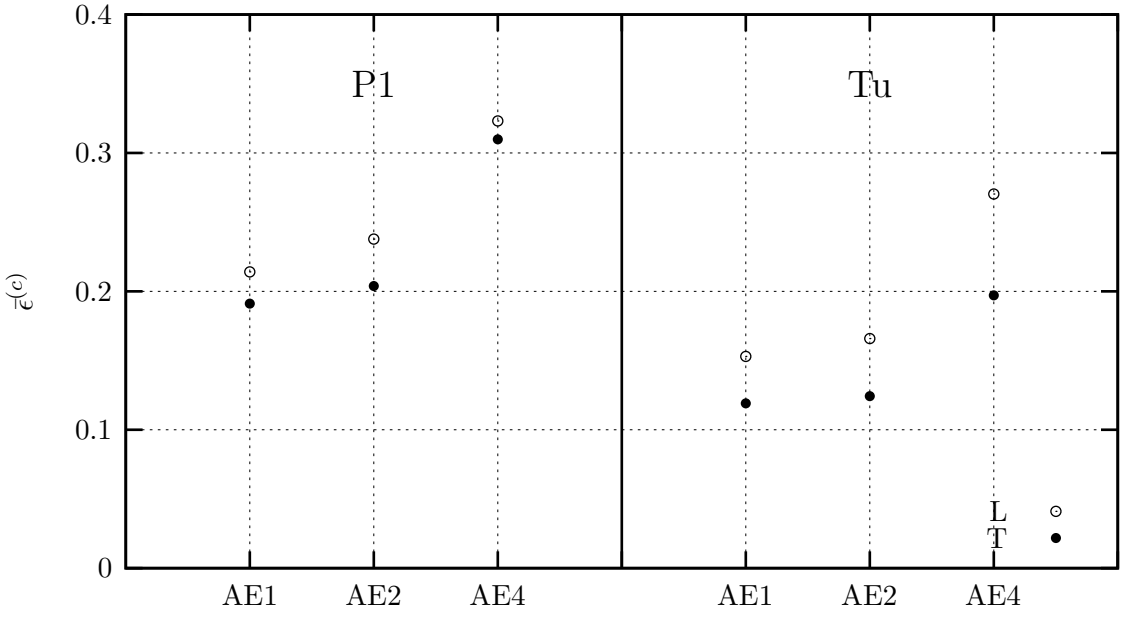


Figure III.19 : Déformation moyenne à coalescence $\bar{\epsilon}^{(c)}$ en fonction de la géométrie d'entaille (aciers P1 et Tu).

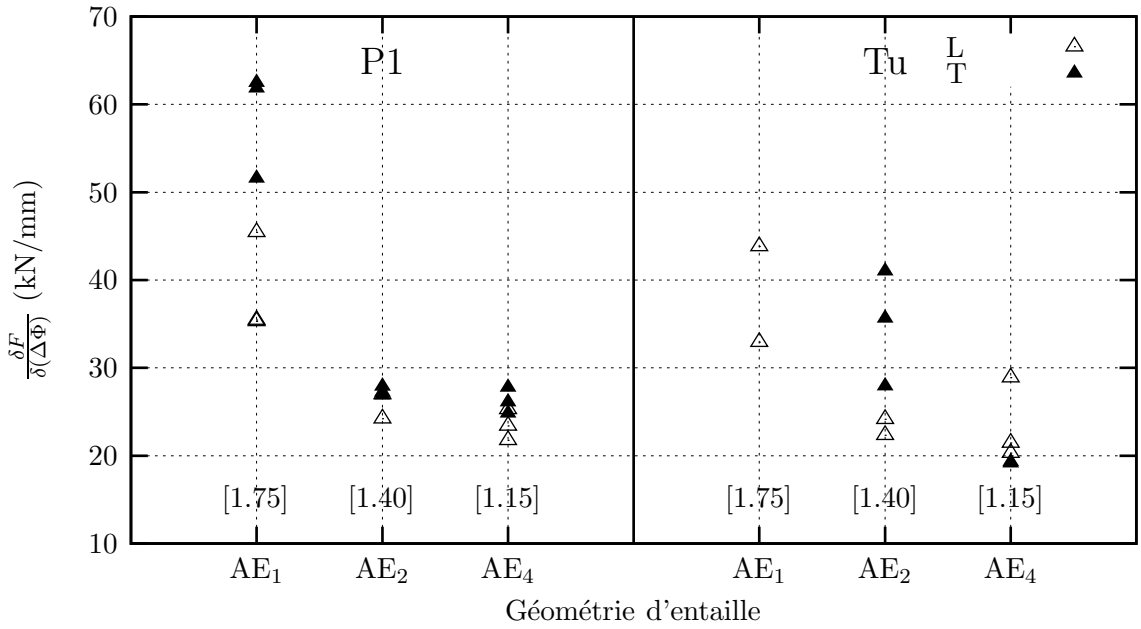


Figure III.20 : Pente normalisée $\frac{\delta F}{\delta(\Delta\Phi_S)}$ en fonction de la géométrie d'entaille (aciers P1 et Tu).

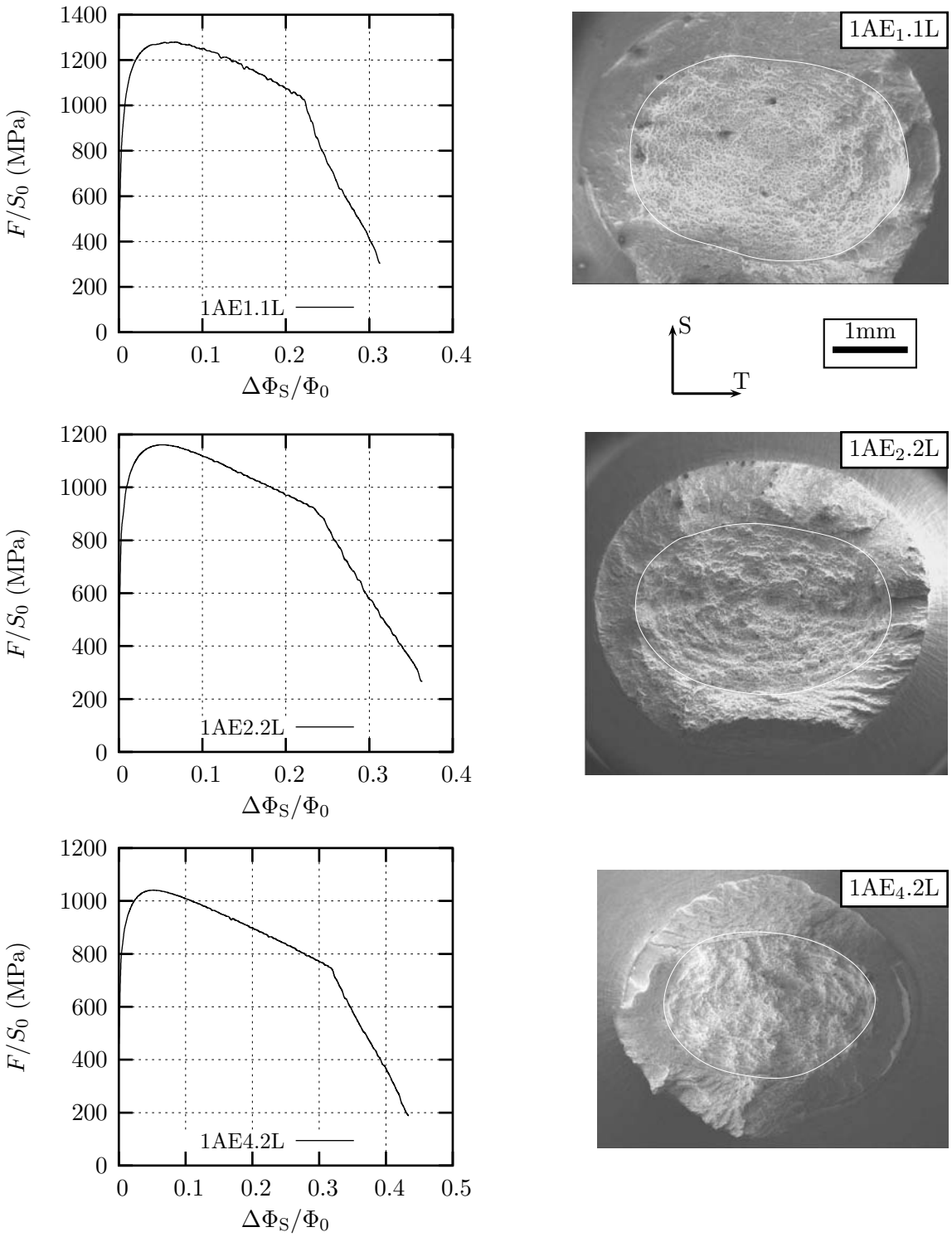


Figure III.21 : Visualisation de l'endommagement ductile sur les éprouvettes axisymétriques entaillées contrôlées en déformation (acier P1). La courbe blanche sur les images indique la zone de rupture ductile qui se développe du centre vers le bord de l'éprouvette.

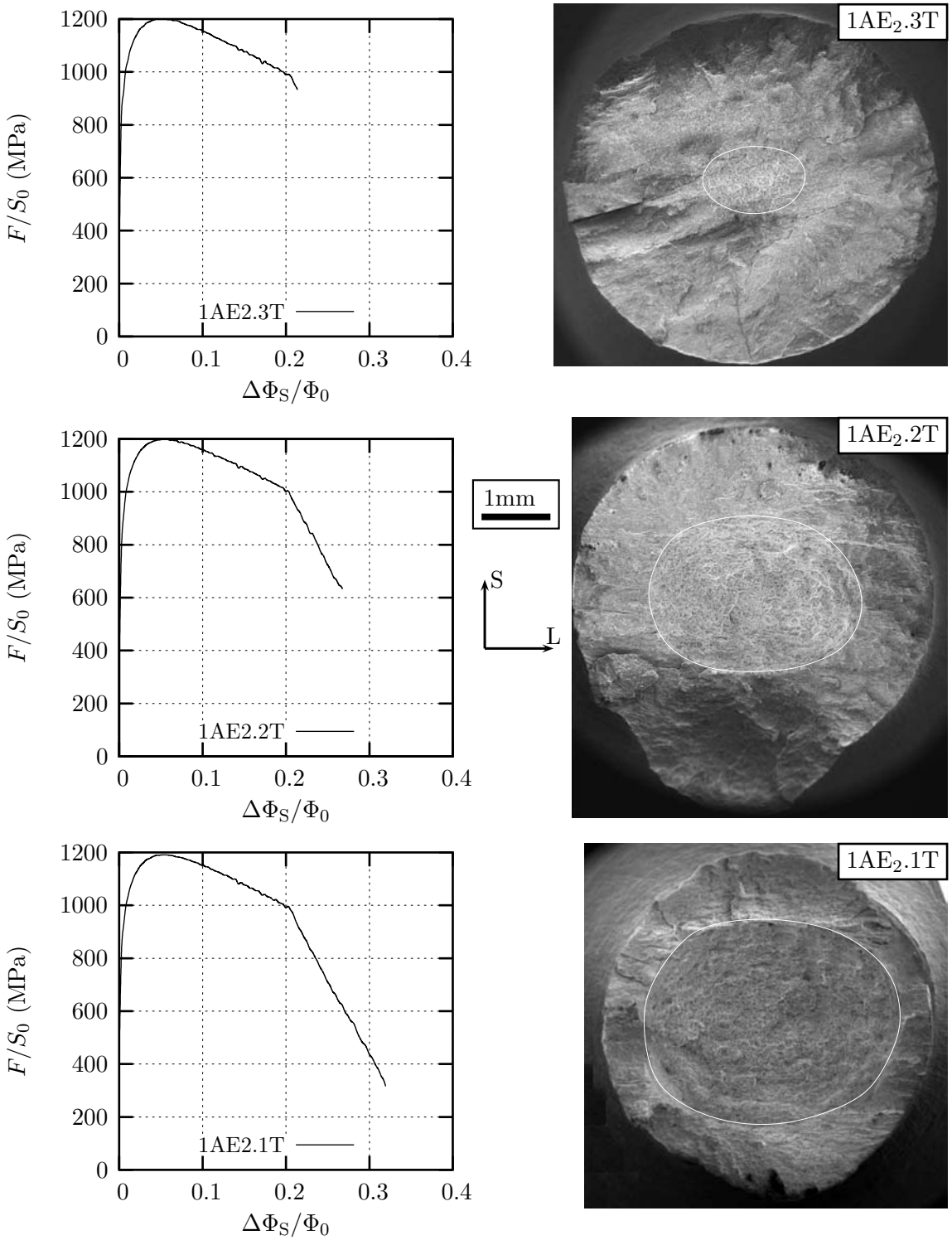


Figure III.22 : Evolution du faciès de rupture avec la charge macroscopique. Essais interrompus avant la rupture puis rompus à la température de l'azote liquide. (De haut en bas, essais 1AE2.3T, 1AE2.2T et 1AE2.1T, acier P1). La courbe blanche sur les images indique la zone de rupture ductile qui se développe du centre vers le bord de l'éprouvette.

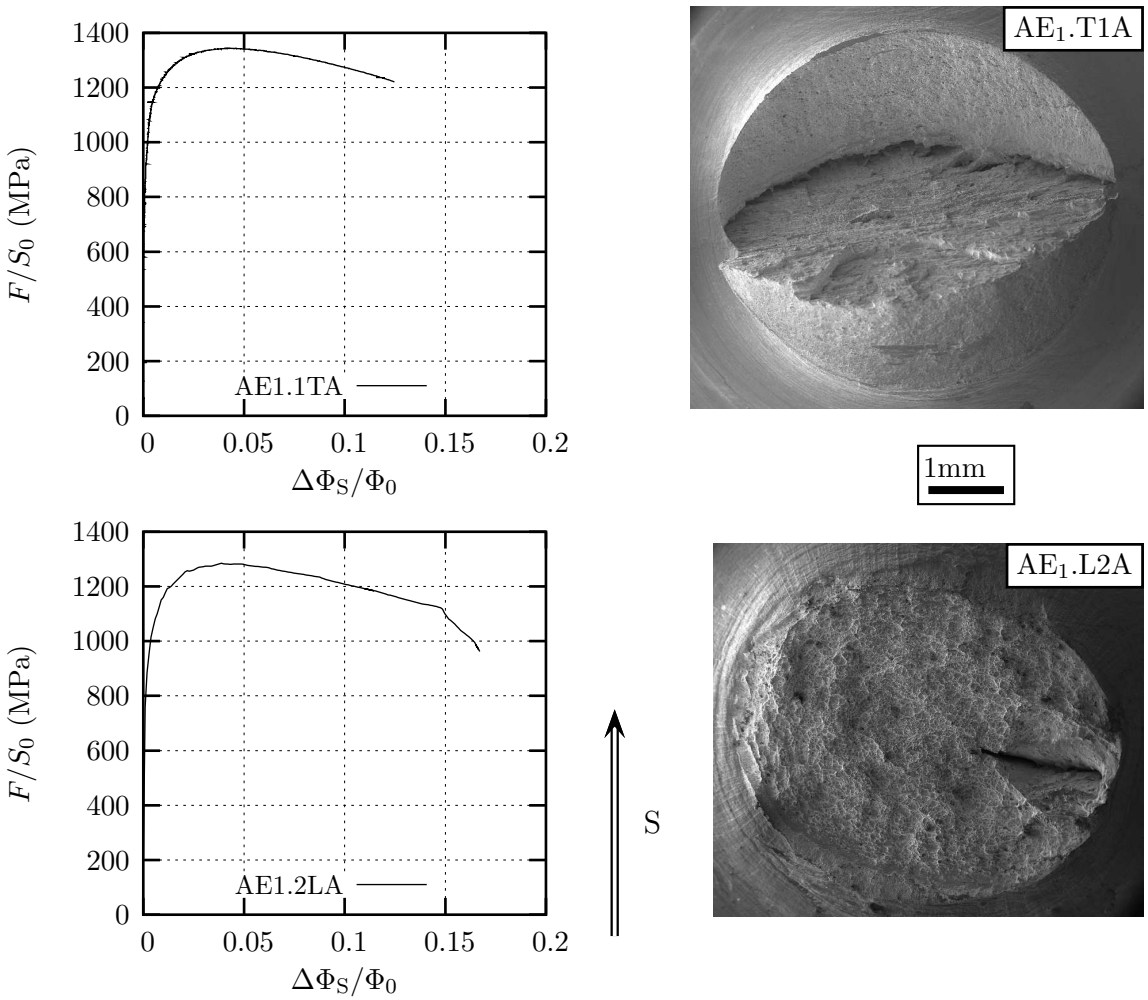


Figure III.23 : Délaminage observé pour des éprouvettes axisymétriques entaillées. Essais AE1.1TA et AE1.2LA de l'acier Tu.

III.2.2 Essais sur éprouvettes fissurées

Comme nous l'avons vu dans la section précédente, les éprouvettes axisymétriques entaillées permettent d'étudier les mécanismes de rupture ductile. Néanmoins avec cette géométrie, on se trouve très vite en conditions de plasticité généralisée. On s'intéresse ici à un type d'essai qui met en oeuvre les mécanismes de rupture à la pointe d'une fissure. Il s'agit de l'essai de déchirure sur éprouvette de type CT.

Les essais effectués ont plusieurs objectifs :

- Etudier la propagation ductile sur une éprouvette où la triaxialité des contraintes au coeur de l'éprouvette est plus sévère que dans le cas des éprouvettes AE_X et obtenir une base expérimentale permettant de valider les modèles d'endommagement ductile utilisés.
- Caractériser l'anisotropie de rupture macroscopique en termes de paramètres de ténacité $J_{0.2}$ et de résistance à la déchirure dJ/da.

Les essais ont été réalisés sur les aciers P1 et Tu.

a) Procédure expérimentale

Les éprouvettes compactes de traction dites CT sont sollicitées dans deux configurations T-L et L-T. La première lettre renvoie à la direction de traction, la seconde à la direction de propagation de la fissure d'ouverture. Les éprouvettes utilisées sont de type CT(05T) (ou CT12.5). L'épaisseur de l'éprouvette est de 12.5mm. Le plan de l'éprouvette est donné à la figure III.24. Chaque éprouvette est préfissurée par fatigue. Certaines éprouvettes sont ensuite rainurées latéralement (pour laisser une épaisseur nette notée B_n) afin d'obtenir un front de fissure plan.

Les éprouvettes avec rainures latérales ont été testées en utilisant la méthode des déchargements partiels. Cette méthode demande a priori moins d'éprouvettes puisqu'une seule suffit pour obtenir une courbe $J - \Delta a$. En revanche, le dépouillement des essais est plus délicat. Les essais ont été réalisés sur une machine Instron 250kN pilotée par ordinateur sur lequel ont été programmés les déchargements successifs. La vitesse de vérin est de 1mm/min. Les résultats expérimentaux force-ouverture de l'extensomètre ont été directement enregistrés pour pouvoir analyser les essais grâce à une routine informatique qui permet de déterminer les complaisances lors des étapes de décharge-recharge.

Les essais sur éprouvettes sans rainures latérales ont été réalisés par chargement interrompu. L'éprouvette est sollicitée à une vitesse de déplacement vérin de 1mm/min. L'essai est interrompu à un niveau de chargement donné. Après le déchargement, l'éprouvette est rompue à la température de l'azote liquide pour mesurer les longueurs de préfissure par fatigue ainsi que les avancées de déchirure ductile sous chargement monotone. Ces essais complètent les courbes

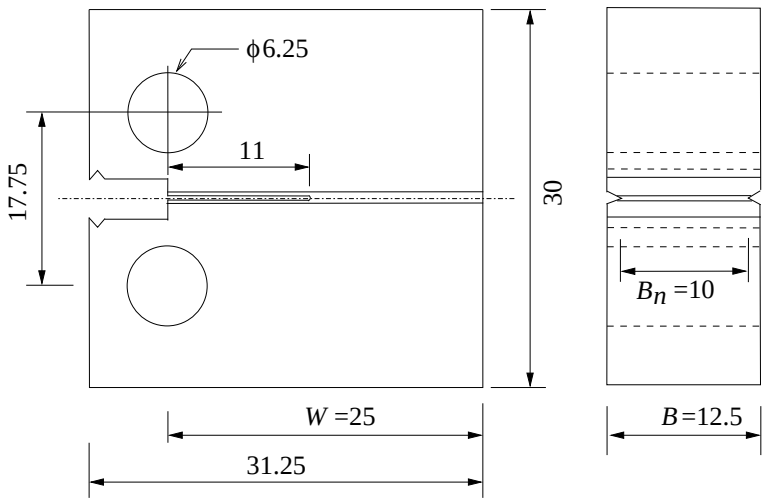


Figure III.24 : Plan de l'éprouvette compacte de traction CT(05T).

$J - \Delta a$ obtenues avec la méthode des déchargements partiels et constituent une base de donnée expérimentale pour la modélisation numérique.

b) Dépouillement des essais

On reporte ici la méthode de dépouillement des essais avec déchargements partiels telle que décrit par la norme ASTM 1820–01. La figure III.25 présente une courbe représentative charge–déplacement de la ligne de charge obtenue lors de nos essais. L'ouverture de l'éprouvette n'est pas mesurée sur la ligne de charge mais à l'avant de l'éprouvette. On calculera le déplacement de la ligne de charge en utilisant un coefficient de 0.73.

Avant de dépouiller l'essai, les longueurs des fissures initiales, a^0, et finale, a^f sont mesurées en examinant à l'aide d'un macroscope les faciès de rupture des éprouvettes. Neufs points de mesure sont répartis régulièrement sur la largeur de l'éprouvette, les deux mesures extrêmes étant à $0.01B$ (soit 0.12 mm) du fond des entailles latérales. Les avancées moyennes initiale et finale sont calculées par:

$$a^{0,f} = \frac{1}{8}\left(\frac{a_1^{0,f} + a_9^{0,f}}{2} + \sum_{k=2}^{8} a_k^{0,f}\right) \tag{III.1}$$

Les $a_k^{0,f}$ sont valides au sens de la norme lorsque la différence entre $a_k^{0,f}$ et $a^{0,f}$ est inférieure à 5% de $a^{0,f}$.
La valeur initiale de la fissure a^0 permet de calculer la complaisance théorique C_{theo} de l'éprouvette préfissurée :

$$C_{theo} = (1-\nu^2)\left(\frac{1+x}{1-x}\right)^2 \frac{2.163 + 12.219x - 20.065x^2 - 0.9925x^3 + 20.609x^4 - 9.931x^5}{B_{eff}E} \tag{III.2}$$

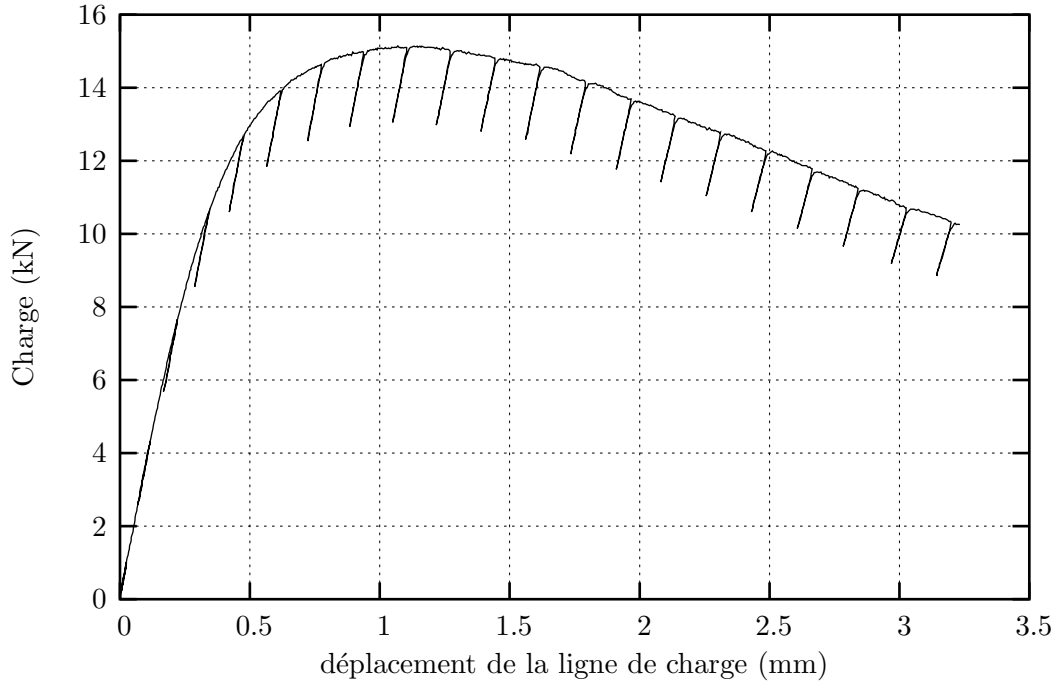


Figure III.25 : Courbe expérimentale charge-déplacement de la ligne de charge représentatrice d'un essai avec déchargements partiels. Essai CT-7LTA de l'acier Tu.

avec $\begin{cases} x & a^0/W \in [0.45, 0.70] \\ B_{eff} & B - \frac{(B-B_n)^2}{B} \\ B_n & \text{épaisseur de l'éprouvette entre les entailles} \end{cases}$

Les valeurs de la complaisance initiale de l'éprouvette C_0 et de la longueur de fissure correspondante a^0_{calc} peuvent également être déterminées à partir des 3 premières décharges de l'essai. La norme précise que le rapport C_{theo}/C_0 doit être compris entre 0.9 et 1.1 pour que l'essai soit valide.

A chaque décharge, un programme informatique calcule la valeur de J et l'avancée de fissure Δa correspondante. La pente de la décharge–recharge permet de calculer la complaisance $C(\Delta a)$ de l'éprouvette et de remonter à la longueur de fissure a correspondante par l'expression :

$$a/W = 1.000196 - 4.06319y + 11.242y^2 - 106.043y^3 + 464.335y^4 - 650.677y^5 \qquad \text{(III.3)}$$

avec $\begin{cases} y = & \frac{1}{\sqrt{E_{eff}B_{eff}C}+1} \\ E_{eff} & \text{calculé à partir de III.2 avec } C_0 \text{ la complaisance initiale} \end{cases}$

Les valeurs de J sont calculées par :

$$J = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + J_{pl} \qquad \text{(III.4)}$$

où

$$K = \frac{P}{\sqrt{B_n BW}} f(x) \tag{III.5a}$$

$$f(x) = \frac{\left[(2+x)(0.886 + 4.64x - 13.32x^2 + 14.72x^3 - 5.6x^4)\right]}{(1-x)^{3/2}} \tag{III.5b}$$

$$J_{pl} = \frac{\eta U_{pl}}{B_n(W-a)} \tag{III.6}$$

avec $\begin{cases} x & \frac{a}{W} \\ U_{pl} & \text{calculée à partir de l'aire sous la courbe } P-\delta \\ \eta_0 & \text{paramètre pondérateur fonction de la géométrie} \\ & \text{pour une CT : } \eta = 2 + 0.522(1 - a/W) \end{cases}$

Pour déterminer les points valides sur la courbe $J - \Delta a$, on élimine tous les points se situant à gauche de la droite d'exclusion à 0.15 mm (droite parallèlle à la droite d'émoussement coupant l'axe des abscisses à $\Delta a = 0.15$ ainsi que ceux se situant à droite de la droite d'exclusion à 1.5 mm.

Les points valides sont ajustés par une courbe de la forme $J = c_1 \Delta a^{c_2}$ et l'intersection avec la droite d'émoussement (de pente $\alpha = 4 \times (R_e + R_m)/2$) à 0.2 mm fournit la valeur de $J_{0.2}$. La pente de la droite passant par ce point et l'intersection de la courbe $J - \Delta a$ avec la droite d'exclusion à 1.5 mm correspond à la valeur de dJ/da.

c) Résultats des essais CT

Les courbes de chargement sont rassemblées en annexe A-I. Les données obtenues à partir des essais réalisés sont reportées dans le tableau III.4. On observe l'existence d'un délaminage sur plusieurs éprouvettes, en particulier la configuration T-L de l'acier P1. Le délaminage rend le dépouillement des essais beaucoup plus délicat. Pour les essais de déchargements partiels sur éprouvettes avec rainures latérales, on élimine des points obtenus après le délaminage qui se détecte par un saut sur la charge macroscopique. Pour les essais de chargement interrompus sur éprouvettes sans rainures latérales, seuls les essais sans présence du délaminage important sont utilisés. L'ensemble des points obtenus est ensuite utilisé pour ajuster la courbe de résistance $J - \Delta a$.

Les courbes de résistance $J - \Delta a$ sont présentées sur la figure III.26 pour des aciers P1 et Tu. Ces courbes permettent de calculer la ténacité, $J_{0.2}$, et la résistance de la déchirure, dJ/da des matériaux de l'étude dans les deux configurations T-L et L-T. Ces valeurs sont données dans le tableau III.5. Tous les deux aciers possèdent de bonnes ténacités. Les valeurs obtenues pour la configuration L-T sont supérieures à celles obtenues pour la configuration T-L. Nous avons $J_{0.2}^{L-T} = 1.63 J_{0.2}^{T-L}$ pour l'acier P1 et $J_{0.2}^{L-T} = 1.61 J_{0.2}^{T-L}$ pour l'acier Tu. La ténacité de l'acier P1 est nettement supérieure à celle de l'acier Tu, surtout pour la configuration T-L où J_{02}^{T-L}(P1) $= 2.2 J_{02}^{T-L}$(Tu).

Acier	sens	essai	B_n (mm)	a_0/W	U_f (N.m)	J_f (kJ/m^2)	Δa^f_{mes} (mm)	δ^f (mm)	délaminage
P1	L-T	1CT1LT	10	0.626	22.1	462	0.42	2.1	oui
		1CT2LT	10	0.618	39.6	868	1.17	3.7	oui
		1CT3LT	12.5	–	29	–	–	2.1	non
		1CT4LT	12.5	0.589	43.9	695	0.61	2.92	oui
		1CT5LT	12.5	0.583	56.5	894	0.93	3.64	non
		1CT6LT	12.5	0.574	70.4	1121	1.38	4.4	oui
	T-L	1CT1TL	10	0.633	15.4	316	0.43	1.65	oui
		1CT2TL	10	0.636	32.3	600	1.53	3.4	oui
		1CT3TL	12.5	0.582	43.9	686	0.92	2.89	oui
		1CT4TL	12.5	0.582	32.7	520	0.66	2.18	oui
		1CT5TL	12.5	0.58	69	1117	1.18	4.37	oui
		1CT6TL	12.5	–	27.3	–	–	1.82	non
Tu	L-T	CT1LTA	12.5	0.517	120	1752	3.16	6.14	non
		CT2LTA	12.5	0.506	69.1	965	3.2	3.48	non
		CT3LTA	12.5	0.509	104	1522	4.92	6.1	non
		CT4LTA	12.5	0.52	70.2	980	–	3.17	non
		CT5LTA	12.5	0.52	65	899	0.98	3.14	oui
		CT6LTA	10	0.616	16.7	309	0.4	1.49	non
		CT7LTA	10	0.602	40	677	2.05	3.2	non
		CT8LTA	12.5	0.573	16.1	197	0.12	1.1	non
		CT9LTA	12.5	0.57	35.8	534	0.76	2.17	non
		CT10LTA	12.5	–	20.5	–	–	1.31	non
	T-L	CT1TLA	12.5	0.504	107	1543	–	6.34	oui
		CT2TLA	12.5	0.505	37	383	1.51	1.86	oui
		CT3TLA	12.5	0.501	70.6	956	2.65	3.47	non
		CT4TLA	12.5	0.516	74.7	1015	3.28	3.94	oui
		CT5TLA	12.5	0.509	103	1483	5.57	6	oui
		CT6TLA	10	0.606	19.4	385	1.68	1.72	oui
		CT7TLA	10	0.611	26	451	2.57	2.58	oui
		CT8TLA	12.5	0.560	17	209	0.48	1.1	non
		CT9TLA	12.5	0.567	34.2	517	1.6	2.19	non
		CT10TLA	12.5	–	12.3	–	–	0.9	non

U_f : Energie totale,
J_f : Valeur finale de l'intégrale J,
Δa^f_{mes} : Avancée finale de fissure mesurée,
δ^f : Déplacement final de la ligne de charge.

Tableau III.4 : Résultats d'essais CT(05T) des aciers P1 et Tu.

Les modules de déchirure, dJ/da, sont similaires pour les deux configurations de l'acier P1. L'acier Tu possède des modules de déchirure plus faibles, surtout pour la configation T-L.

Les points correspondant aux essais sans rainures latérales se trouvent au dessus des autres points. Ceci indique un effet de géométrie, bien étudié par Bauvineau [Bauvineau, 1996]. Plus précisément, les rainures semblent diminuer à la fois J_{02} et dJ/da. L'effet des rainures latérales a été abondamment abordé dans la littérature. Andrews et Shih [Andrews and Shih, 1979], Gibson et al [Gibson et al., 1987], Bauvineau [Bauvineau, 1996] montrent que les deux paramètres J_{02} et dJ/da sont diminués par l'introduction des rainures. Bauvineau montre dans le cas de CT25 en configuration T-L que l'introduction des rainures latérales diminue J_{02} seulement.

Acier	configuration L-T		configuration T-L	
	J_{02}^{L-T} (kJ/m^2)	dJ/da (MPa)	J_{02}^{T-L} (kJ/m^2)	dJ/da (MPa)
P1	830	375	510	390
Tu	370	290	230	170

Tableau III.5 : Paramètre de ténacité et la résistance à la déchirure ductile des aciers P1 et Tu.

L'évolution de l'avancée de fissure, Δa, avec la charge macroscopique est présentée sur les figures III.27 et III.28 pour les éprouvettes sans rainures latérales en configuration L-T de l'acier P1. Les faciès de rupture des éprouvettes avec rainures latérales sont montrés sur la figure III.29. Les macrographies des faciès obtenus revèlent un effet "tunneling" important pour les éprouvettes sans rainures latérales, c'est-à-dire que la fissure avance plus au centre de l'éprouvette qu'aux bords. Elle se développe vers les bords en formant des lèvres de cisaillement. La première conclusion tirée de ces observations est que l'état de contrainte est 3D. On observe également que les rainures latérales semblent favoriser le délaminage.

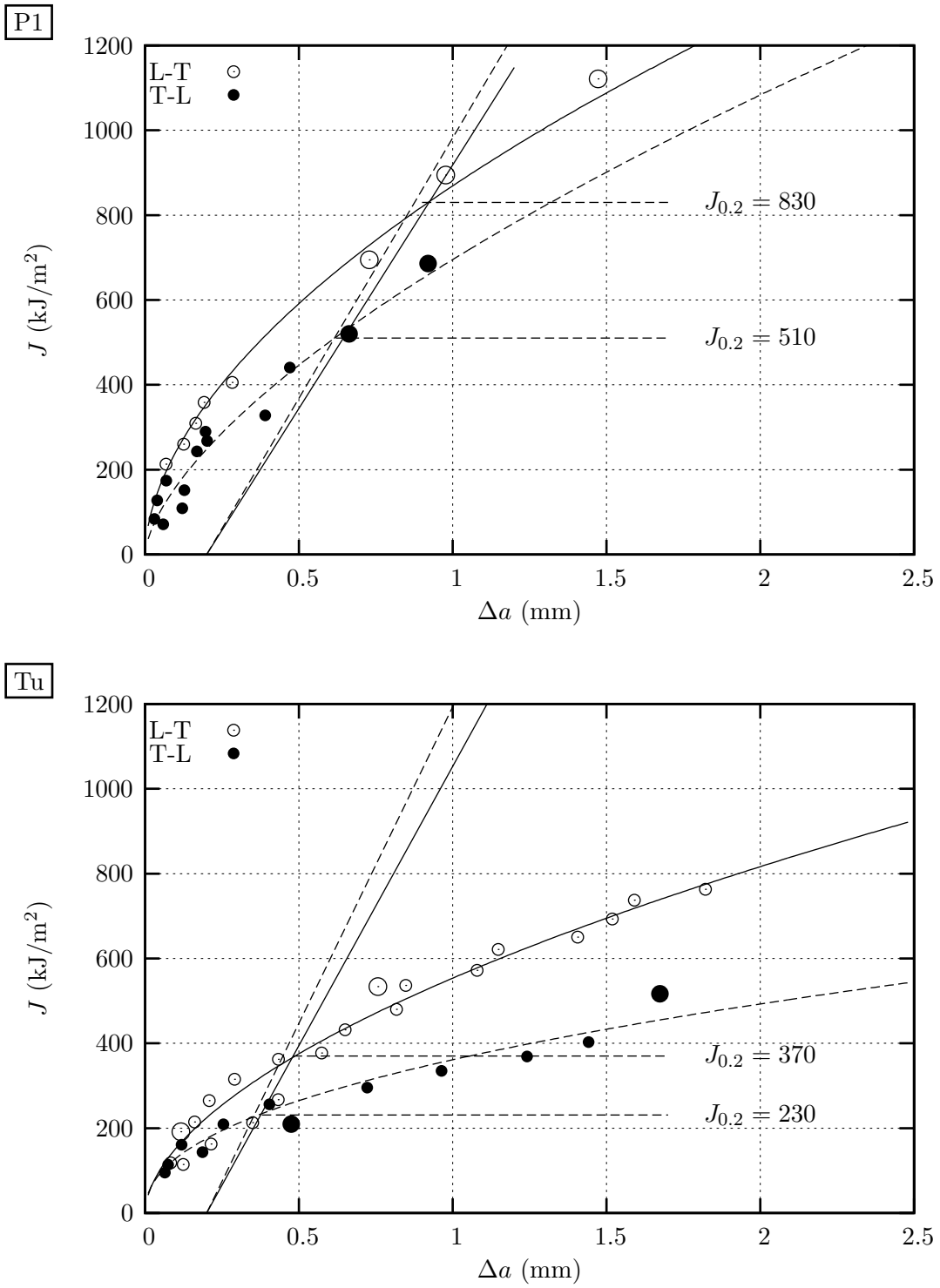


Figure III.26 : Courbes de résistance $J - \Delta a$ des aciers P1 et Tu de l'étude. Les gros symboles correspondent aux essais sans rainures latérales.

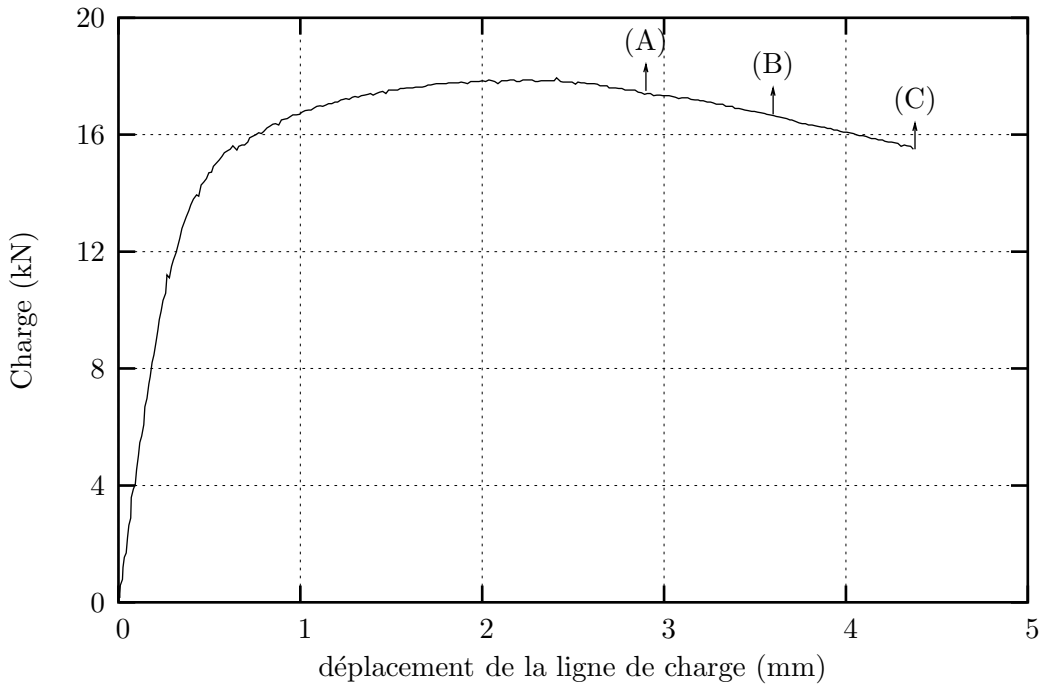


Figure III.27 : Courbe charge-déplacement de la ligne de charge d'une éprouvette CT sans rainure latérale (essai 1CT6.LT, acier P1).

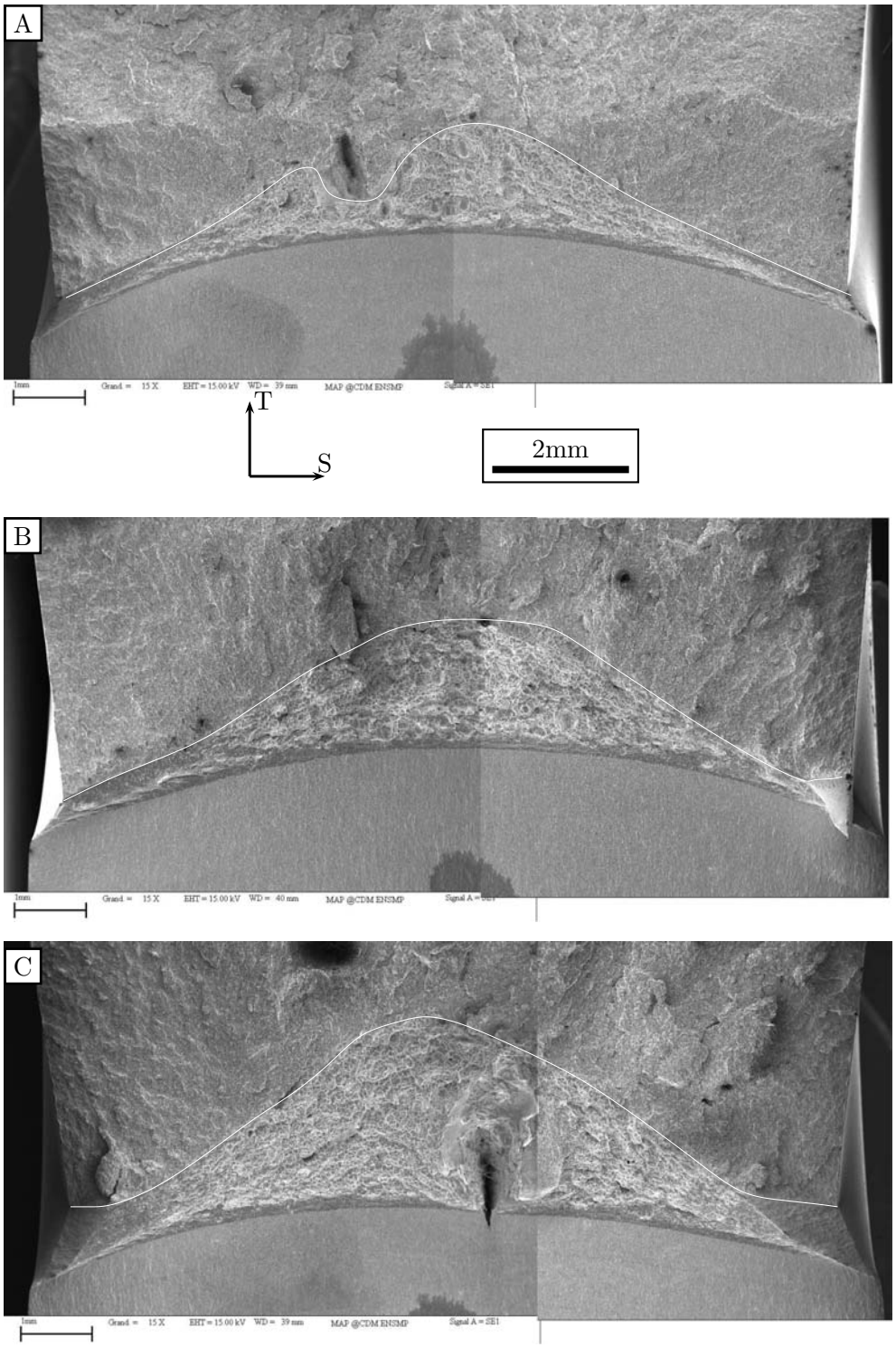


Figure III.28 : Evolution du faciès de rupture avec la charge macroscopique (Fig. III.27) pour configuration L-T de l'acier P1. A : essai 1CT4LT, B : essai 1CT5LT, C: essai 1CT6LT (éprouvettes sans rainures latérales, acier P1). La courbe blanche sur les images indique le front de l'avancée ductile. Les valeurs a_k^f sont valides au sens de la norme.

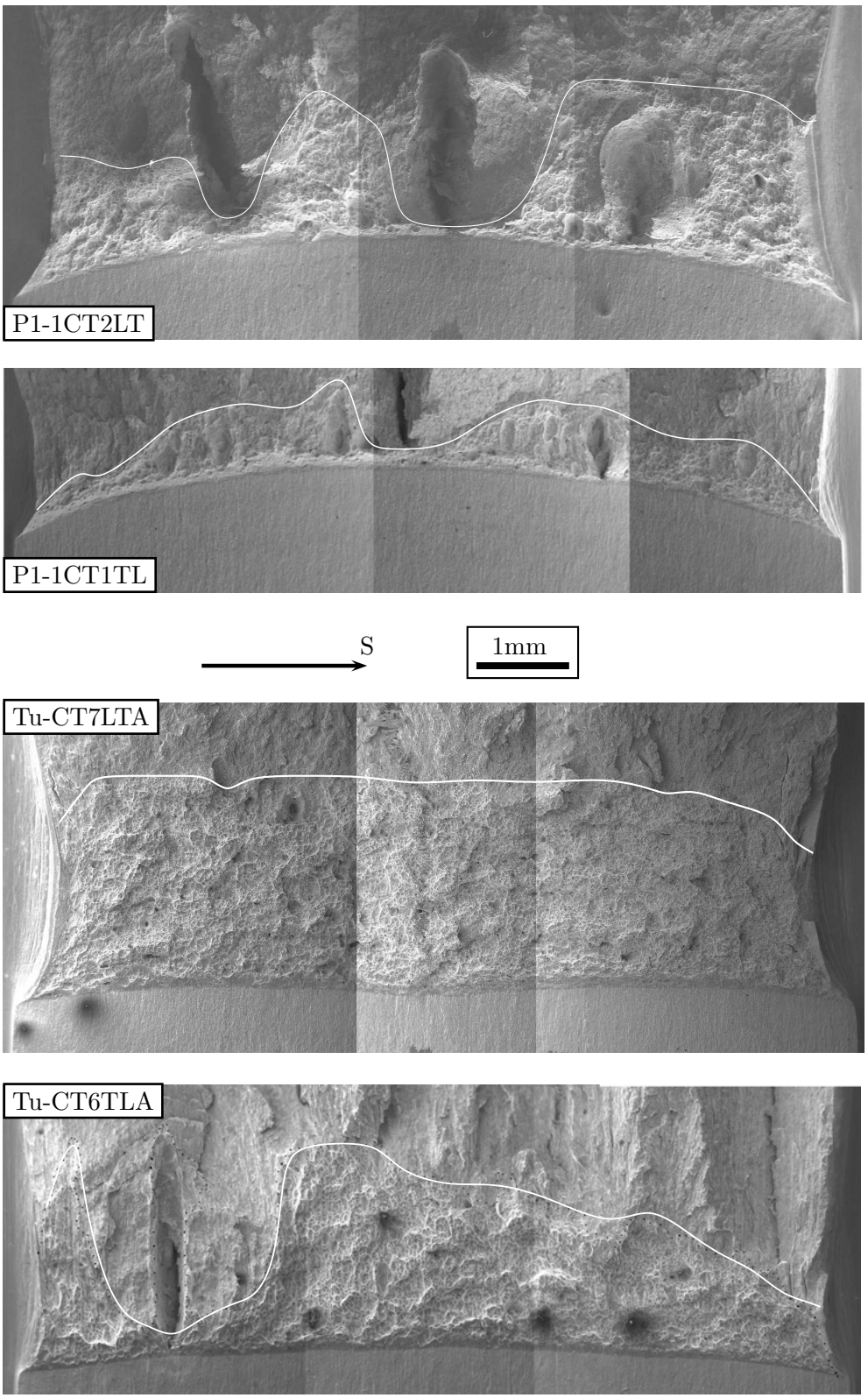


Figure III.29 : Faciès de rupture des éprouvettes CT(05T) avec rainures latérales. La courbe blanche sur les images indique le front de l'avancée ductile. Les a_k^f ne sont pas toutes valides au sens de la norme pour les éprouvettes 1CT2LT, 1CT1TL et CT6TLA.

III.2.3 Essais de résilience

Dans le but de déterminer l'énergie à rupture et d'obtenir une base expérimentale permettant de valider des modèles d'endommagement utilisés, des essais de résilience ont été réalisés.

a) Procédure expérimentale

Le plan de l'éprouvette Charpy V est donné sur la figure III.30. Les éprouvettes ont été prélevées à coeur des aciers P1 et Tu. Elles sont sollicitées dans deux configurations L-T et T-L. Les essais ont été réalisés à la température ambiante.

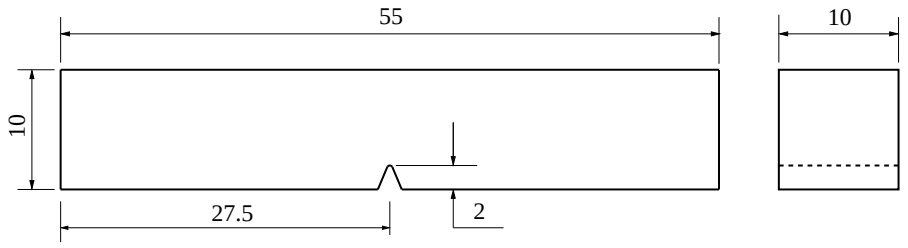


Figure III.30 : Plan de l'éprouvette Charpy V prélevées dans P1 et Tu.

Tous les essais dynamiques ont été effectués au centre des Renardières de EDF sur un mouton-pendule Charpy instrumenté Roelle Amsler RPK450 disposant d'une énergie initiale de 450 Joules. Le fonctionnement du mouton-pendule et le déroulement des essais suivent une procédure bien établie et répondant aux normes en vigueur. L'éprouvette est placée sur ses deux appuis par l'intermédiaire d'un rail. Le marteau est ensuite libéré et vient percuter l'éprouvette. Pour une analyse plus détaillée de l'essai Charpy, on se reportera utilement aux travaux de thèse de Tanguy [Tanguy, 2001].

Afin d'étudier l'effet de vitesse de sollicitation sur l'énergie à rupture, des essais en quasi-statique ont été également réalisés sur une machine servo-hydraulique de traction-compression Instron 8500. Un montage spécial a été utilisé afin de respecter la géométrie des appuis et du marteau décrite par la norme NF-EN 10045 [Afnor, 1990]. L'essai est contrôlé en déplacement vérin à une vitesse de $10\mu\text{ms}^{-1}$.

b) Résultats expérimentaux

Les courbes $F - \delta$ des essais dynamiques et quasi-statiques sont données sur les figures III.31 et III.32 respectivement. Les valeurs de l'énergie à rupture sont rassemblées dans le tableau III.6.

Lorsqu'on augmente la vitesse de sollicitation de l'éprouvette, on s'attend à observer au plateau ductile un effet bien connu qui est l'augmentation de l'énergie à rupture. Le niveau de charge est d'autant plus élevé que la vitesse est grande. L'énergie étant obtenue par l'intégration

Acier	L-T		T-L	
	dynamique	statique	dynamique	statique
P1	296J	237J	309J	234J
Tu	277J	211J	237J	178J

Tableau III.6 : Energie à rupture des éprouvettes Charpy V à différentes vitesse de sollicitation des aciers P1 et Tu (valeurs moyennes de 3 essais).

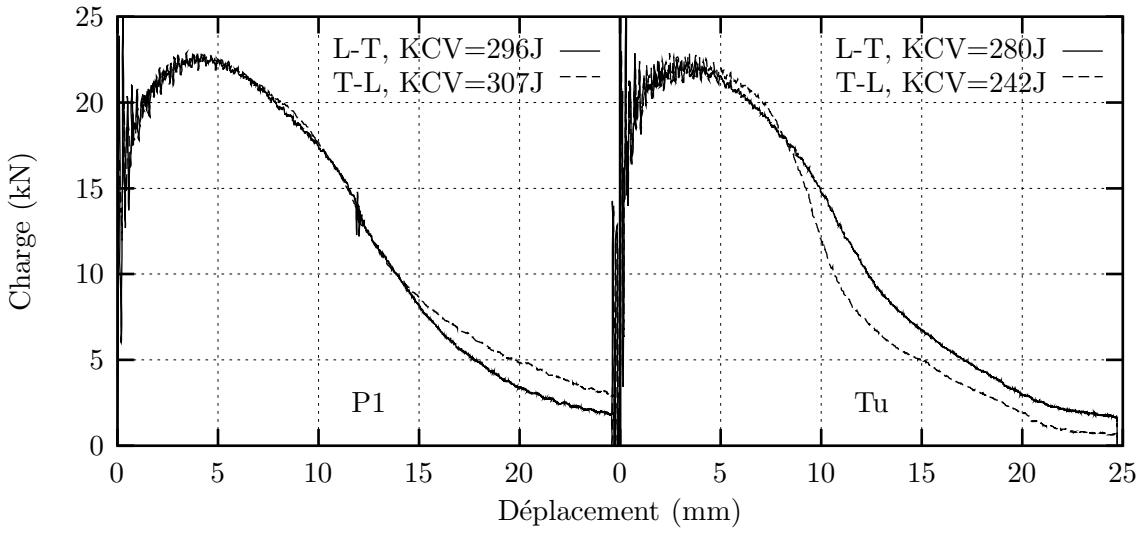


Figure III.31 : Courbes F-δ des essais Charpy dynamiques des aciers P1 et Tu.

de l'aire sous la courbe $(F - \delta)$, il en résulte une énergie plus importante avec une vitesse plus élevée.

Nous constatons également que le niveau de charge des aciers P1 et Tu est sensiblement égal. La différence entre deux configurations de sollicitation L-T et T-L est plus marquée pour l'acier Tu que P1. Pour la configuration T-L de l'acier Tu, une forte chute de charge est observée lorsque la fissure s'est amorcée ce qui conduit à une baisse importante de l'énergie à rupture.

Un faciès de rupture de l'éprouvette Charpy V est donné sur la figure III.33a où on peut distinguer deux zones de propagation ductile. La première est au centre de l'éprouvette où on observe des grosses cupules (Fig. III.33c). La deuxième correspond aux lèvres de cisaillement où les petites cupules (Fig. III.33d) sont dominantes. Une étude quantitative de la portion des lèvres de cisaillement a été réalisé. Le résultat est reporté dans le tableau III.7. On constate que la portion de la rupture plate et des lèvres de cisaillement est sensiblement constante pour les essais dynamiques et quasi-statiques et pour les deux directions.

On observe également la présence du délaminage pour certaines éprouvettes. Les faciès de rupture et le taux de délaminage qui est défini comme le nombre des éprouvettes avec présence du délaminage sur le nombre total des éprouvettes testées sont donnés sur la figure III.34. Le

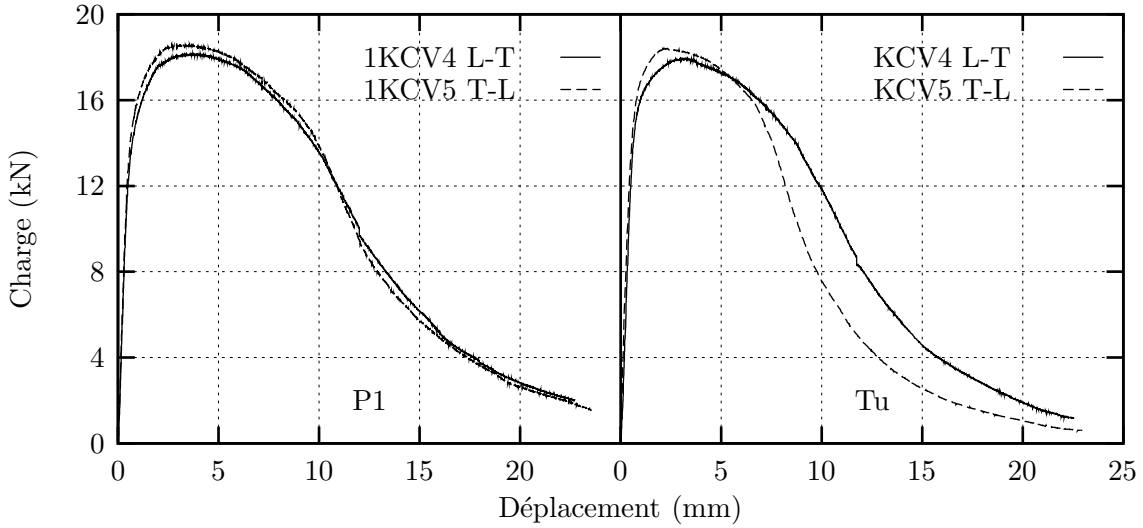


Figure III.32 : Courbes F-δ des essais Charpy quasi-statiques des aciers P1 et Tu.

Acier	sens	dynamique		statique	
		plate (%)	cisaillement (%)	plate (%)	cisaillement (%)
P1	L-T	73	27	78	22
	T-L	78	22	77	23
Tu	L-T	76	24	77	23
	T-L	75	25	78	22

Tableau III.7 : Portion de la rupture plate et des lèvres de cisaillement sur des faciès de rupture de l'éprouvette Charpy V (aciers P1 et Tu).

délaminage est observé après une avancée de fissure ductile.

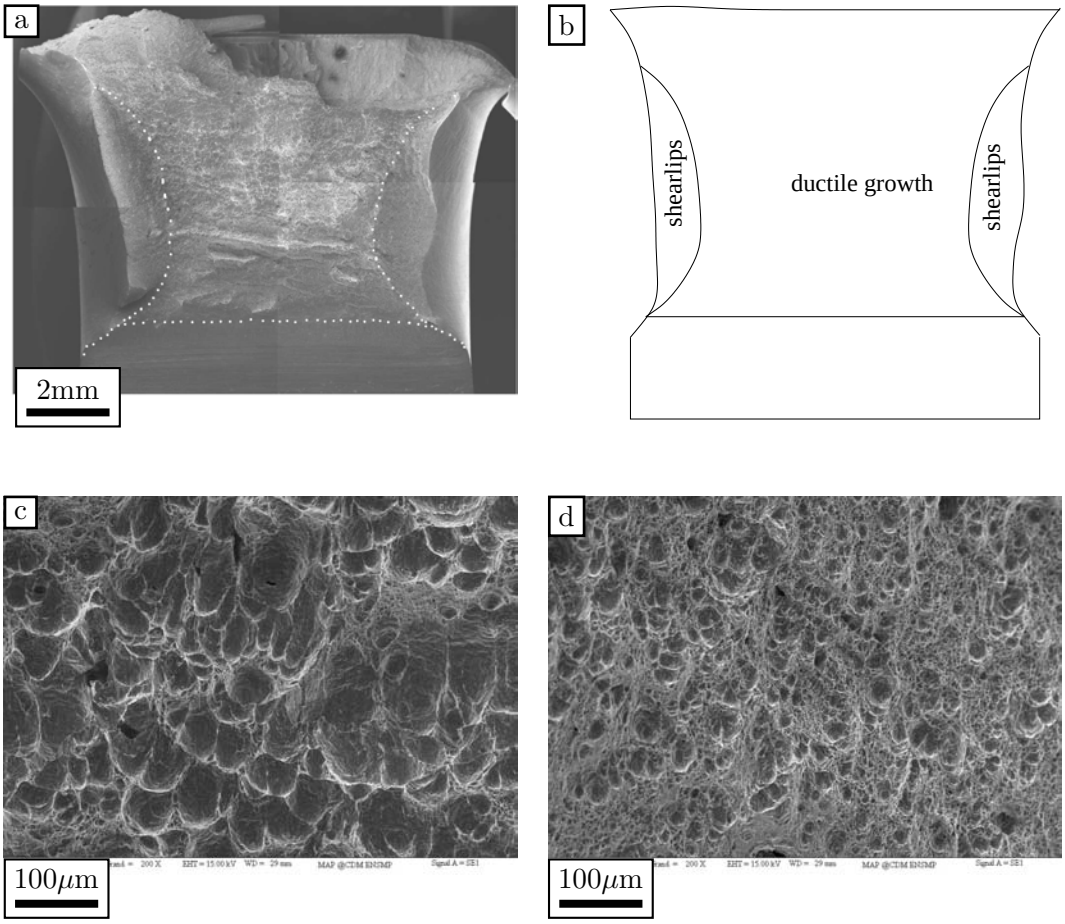


Figure III.33 : Faciès de rupture d'une éprouvette Charpy V (essai 1KCV1.TL, acier P1). a : faciès de rupture, b: schéma du faciès de rupture, c : grosses cupules dans la zone de rupture ductile par croissance et coalescence, d : petites cupules sur les lèvres de cisaillement.

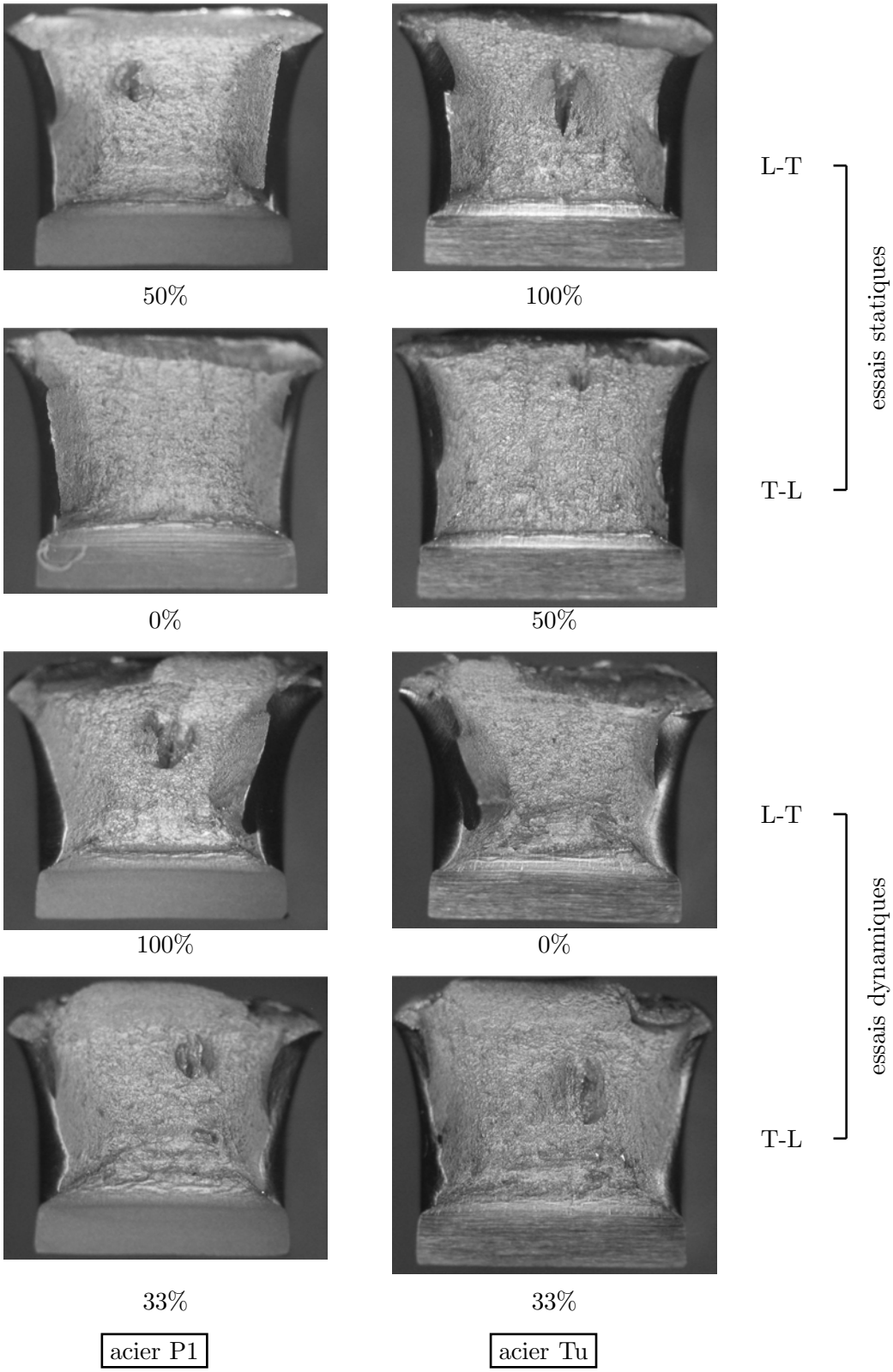


Figure III.34 : Faciès de rupture des éprouvettes Charpy V et taux de délaminage (nombre des éprouvettes avec présence de délaminage divisé par le nombre total des éprouvettes testées) des aciers P1 et Tu.

Résumé

Le comportement à rupture des aciers P1 et Tu est étudié sur des éprouvettes entaillées (AE, Charpy V) et des éprouvettes fissurées (CT). Les essais réalisés en contrôle de réduction diamétrale sur éprouvettes AE ont permis de compléter la base expérimentale pour la modélisation numérique, et de déterminer l'influence de la triaxialité sur les valeurs de la déformation à coalescence. Les résultats montrent que la déformation moyenne à coalescence, $\bar{\epsilon}^{(c)}$, diminue avec la triaxialité. La différence de $\bar{\epsilon}^{(c)}$ entre les deux directions de chargement T et L est faible pour l'acier P1. Les résultats montrent également une influence de la triaxialité sur la pente de la courbe $F - \Delta\Phi$ pendant la phase de propagation.

Les deux aciers présentent de bonnes propriétés mécaniques à rupture. A 20°C, la résilience de l'acier P1 atteint 309J et l'acier Tu atteint 237J (sollicitation T-L). En termes de ténacité, les valeurs obtenues pour l'acier P1 sont beaucoup plus élevées que l'acier Tu. Un rapport de plus de 2 est obtenu pour les valeurs de J_{02}. Les modules de déchirure ductile de l'acier Tu sont nettement inférieurs à ceux de l'acier P1, surtout pour la configuration T-L où dJ/da(P1)=2.3dJ/da(Tu).

III.3 Étude des mécanismes de rupture

On cherche dans cette partie à étudier les mécanismes de rupture des aciers P1 et Tu. Le processus de rupture ductile est décrit par trois phases successives : germination, croissance et coalescence. Le travail consiste à répondre à différentes questions posées :

- Est-ce que l'endommagement est anisotrope?
- Est-ce que l'endommagement est diffus ou localisé?
- Quelles sont les particules participant au processus de rupture ductile?
- Est-ce que la deuxième population de particules intervient dans la rupture ductile? Si oui, est-ce que la germination dépend de la déformation plastique?

III.3.1 Procédure expérimentale

Afin d'étudier les mécanismes de rupture dans les aciers étudiés, nous avons observé les faciès de rupture ainsi que des coupes polies des éprouvettes entaillées (AE, Charpy V) et fissurées (CT). Les observations réalisées sont:

- Les faciès de rupture des éprouvettes lisses ont été analysés au microscope électronique à balayage pour examiner l'anisotropie d'endommagement.
- Les faciès de rupture des éprouvettes AE de différentes géométries d'entaille ont été observés pour examiner la germination de cavités à partir de la deuxième population et la dépendance de cette germination à la déformation plastique.
- Les faciès de rupture des éprouvettes Charpy V et CT ont été analysés pour étudier l'amorçage et le mode de propagation ductile.
- Les coupes polies ont été réalisées sur les éprouvettes AE et Charpy pour observer des cavités sous le faciès de rupture.
- Les coupes polies sur éprouvettes CT issues des essais interrompus ont eu pour but d'étudier la germination et la coalescence des cavités.

III.3.2 Résultats

Le faciès de rupture d'une éprouvette lisse de traction suivant L de l'acier P1 est montré sur la figure III.35. Il revèle une zone de propagation anisotrope. Le matériau se caractérise par une plus grande déformabilité dans le sens S, celui de l'épaisseur de la tôle. Ceci se traduit par l'ovalisation de la section courante. En ce qui concerne la rupture, en revanche, il semble qu'il n'y a pas de direction de préférence de propagation de fissure. Le faciès contient majoritairement des cupules isotropes. Comme les inclusions sont de forme globulaire et qu'elles sont réparties de façon homogène, l'endommagement est plutôt isotrope ce qui n'est pas le cas des aciers plus anciens contenant des sulfures allongés. L'anisotropie observée sur le faciès de rupture est donc

due à l'anisotropie plastique.

La figure III.36 montre des photos prises au centre des faciès de rupture des éprouvettes AE des aciers P1 et Tu au microscope électronique à balayage. Dans le cas de l'acier P1, nous constatons que les faciès des AE_1 et AE_2 contiennent majoritairement des grosses cupules, tandis que le faciès des AE_4 contient plus de petites cupules. Dans le cas de l'acier Tu, les grosses cupules sont dominantes sur les trois faciès correspondant aux trois géométries d'entaille AE_1, AE_2 et AE_4. Ces observations montrent que la germination des petites cavités à partir de la deuxième population de particules est plutôt contrôlée par la déformation plastique. Les petites cavités germinent plus tard dans l'acier Tu que l'acier P1.

Les coupes polies sur éprouvettes AE et Charpy V des aciers P1 et Tu sont présentées sur les figures III.37 et III.38. Pour l'acier P1, on n'observe pas de cavités sous le faciès de rupture. L'endommagement reste localisé. Il n'y a pas d'endommagement diffus. Pour l'acier Tu, plusieurs cavités ont été observées sous les faciès de rupture. Il y a donc un endommagement plus diffus dans cet acier.

Les coupes polies sur éprouvettes fissurées CT issues des essais interrompus sont reportées à la figure III.39. On remarque que l'avancée de fissure est sensiblement la même pour les quatre éprouvettes (environ 300μm). L'ouverture de fissure est plus grande pour les éprouvettes sur P1 que Tu. La relation CTOD-ténacité [Lautridou and Pineau, 1981] nous donne une valeur de ténacité plus grande pour l'acier P1 que l'acier Tu.

Les observations nous permettent de donner les quelques conclusions suivantes concernant les trois phases du processus de rupture ductile.

Acier P1

- Germination et croissance des cavités : Les cavités germinent à partir de la première population de particules. La germination se fait par décohésion pour les particules de sulfure de calcium (CaS) (Fig. III.40a) ou des particules mixtes (Fig. III.40b) et par la rupture des particules de nitrure de titane (TiN) (Fig. III.40c). On observe également la germination de petites cavités à partir de la deuxième population, c'est à dire à partir des MA et des carbures (Fig. III.40 d et e). Les cavités germinent et croissent de façon isotrope.
- Coalescence des cavités : Deux modes de coalescence : striction interne (Fig. III.41a) et bande de localisation (Fig. III.41b et c) ont été observés.

Acier Tu

- Germination et croissance des cavités : Les cavités germinent à partir des particules bi-phasées couplant une phase d'oxydes et une phase de sulfure de calcium (Fig. III.42a). Les cavités croissent d'une façon plutôt isotrope (Fig. III.42b et c).

- Coalescence des cavités : La coalescence par striction interne a été observée (Fig. III.43).

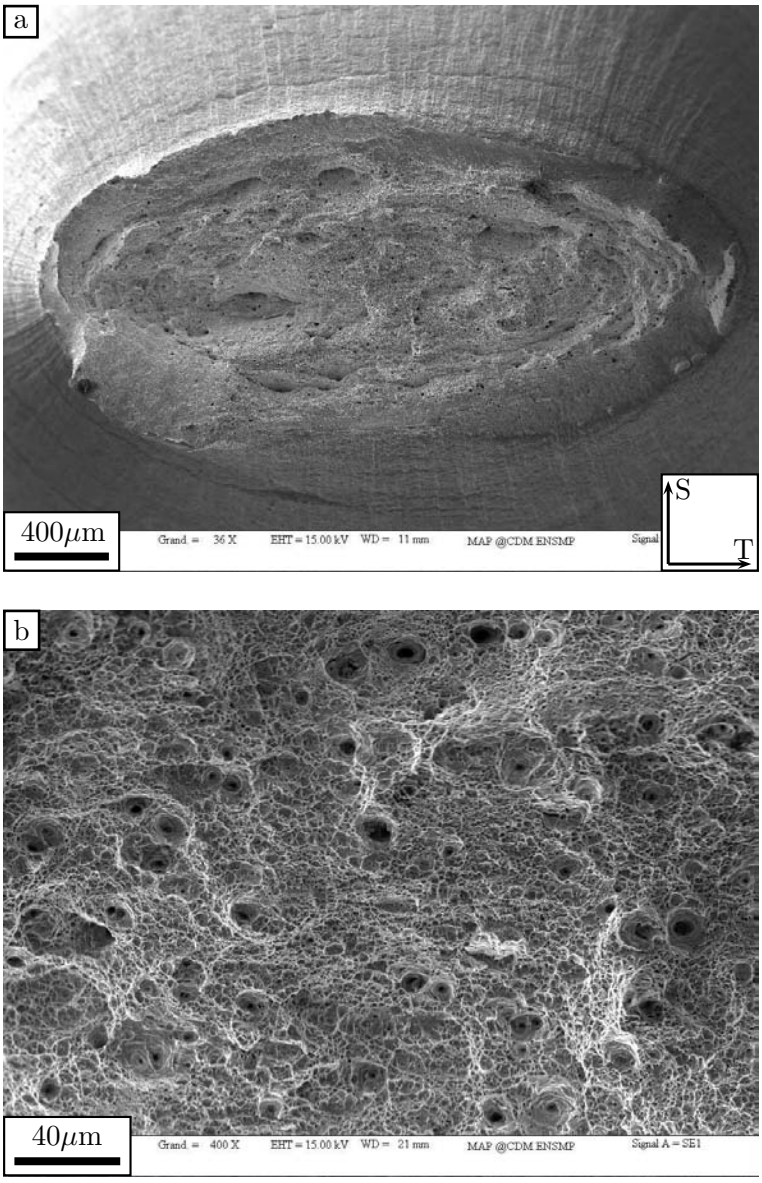


Figure III.35 : Fractographie d'une éprouvette de traction suivant L (essai 1TR2L, acier P1). a : aspect macroscopique, b : détail au centre du faciès

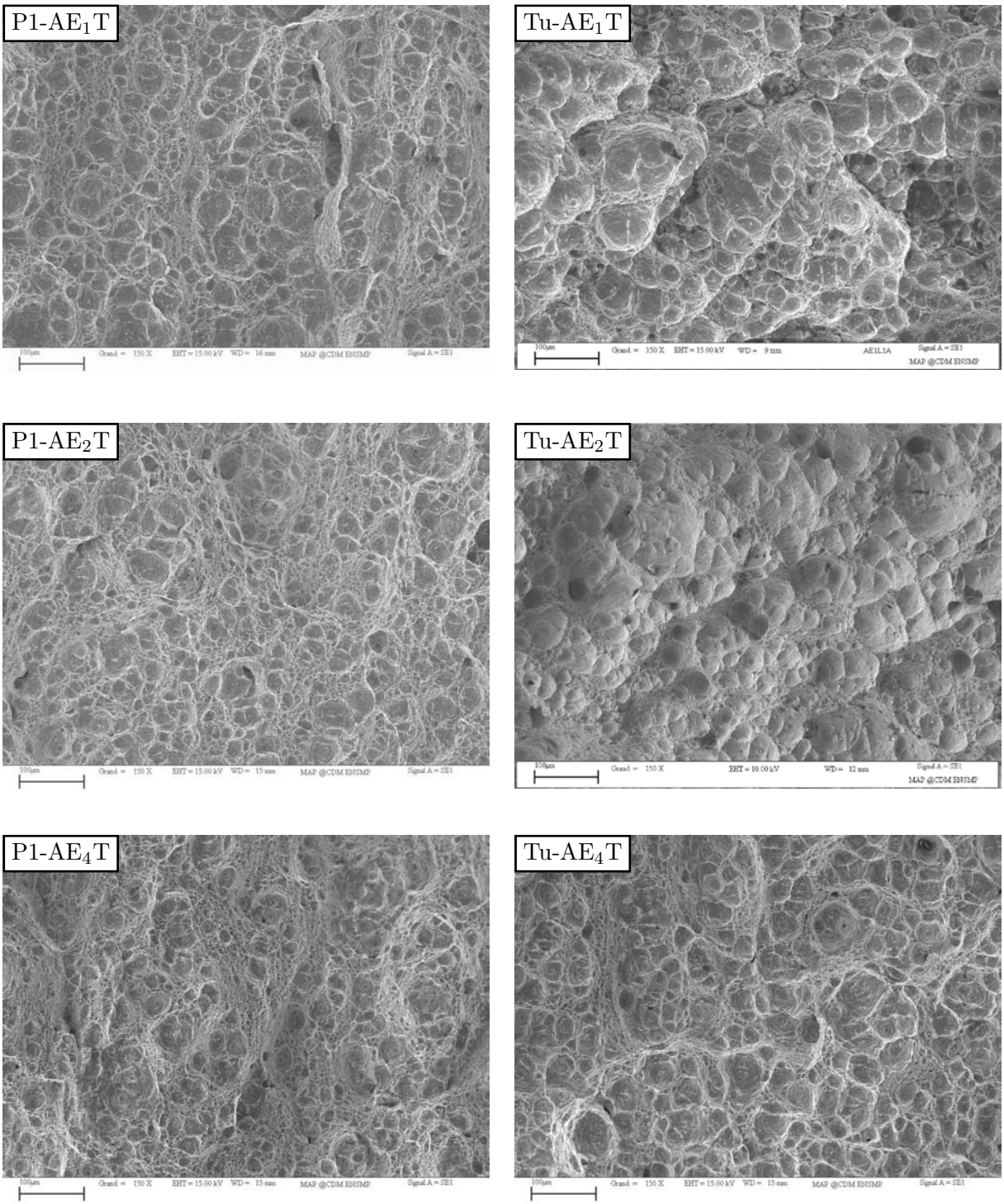


Figure III.36 : Fractofraphie des éprouvettes AE des aciers P1 et Tu. (photos prises au centre du faciès de rupture).

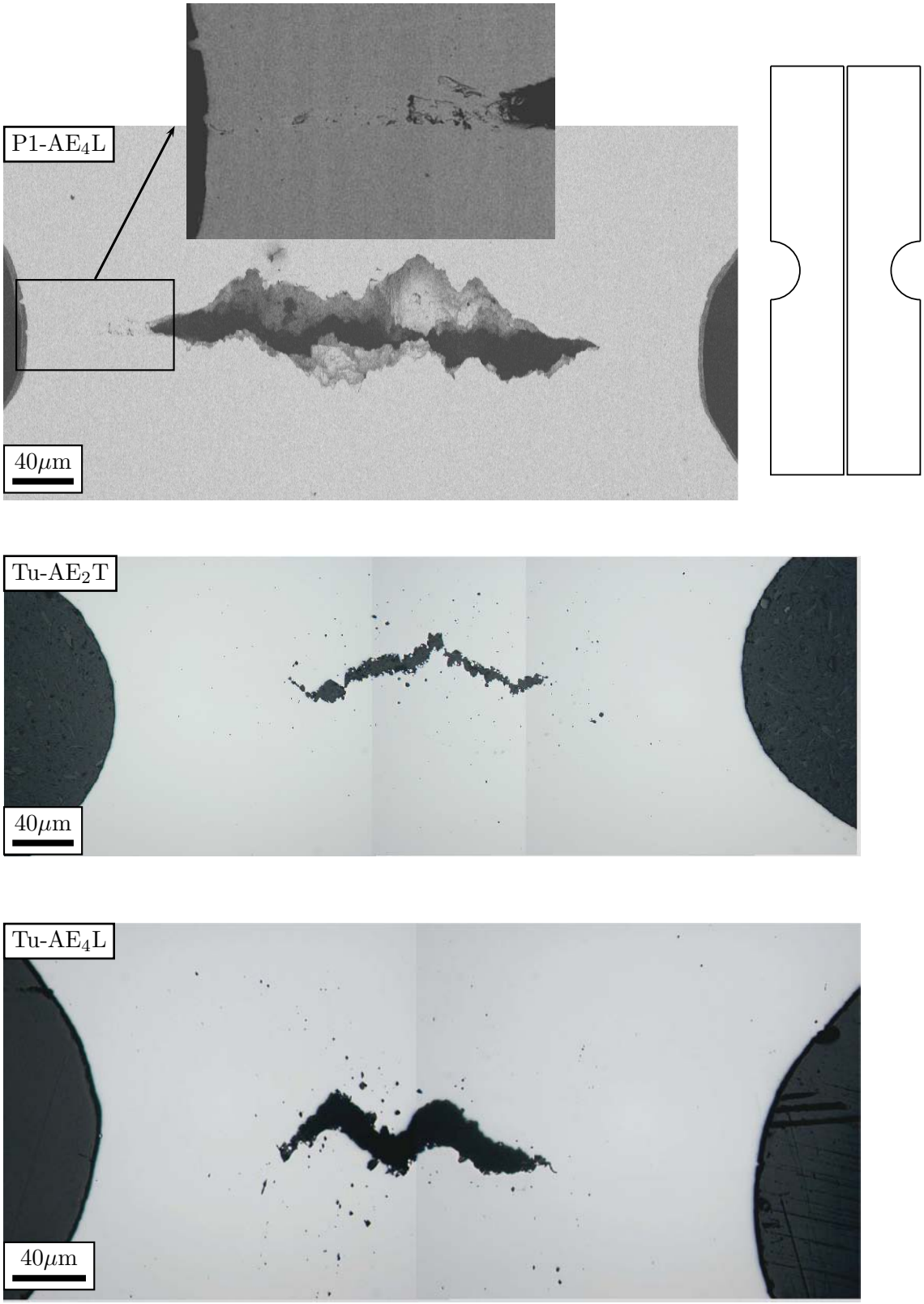


Figure III.37 : Microscopie sur surface polie non attaquée. Coupes longitudinales des éprouvettes AE issues des essais interrompus (aciers P1 et Tu).

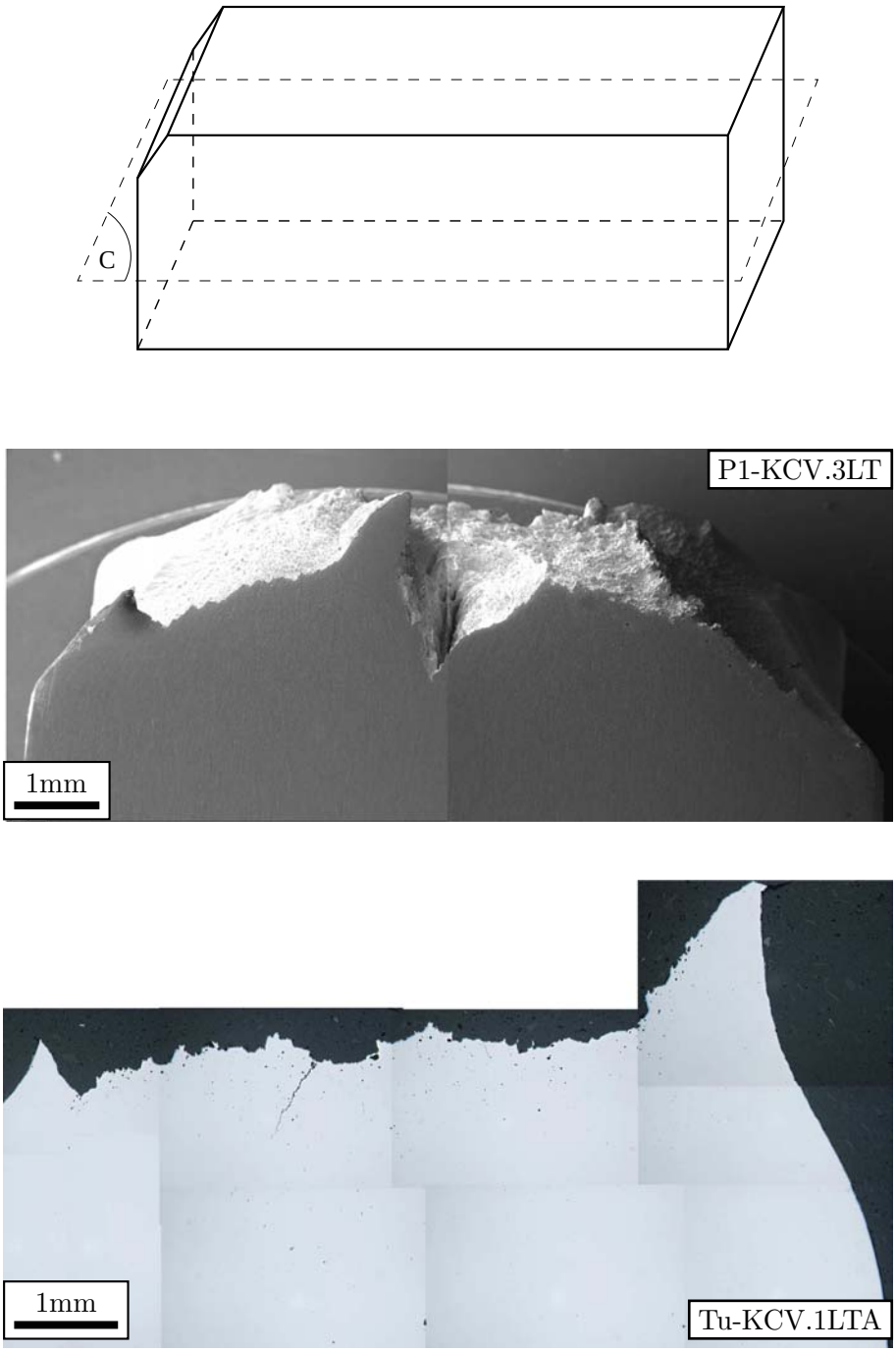


Figure III.38 : Microscopie sur surface polie non attaquée. Coupe transversales des éprouvettes Charpy V (aciers P1 et Tu).

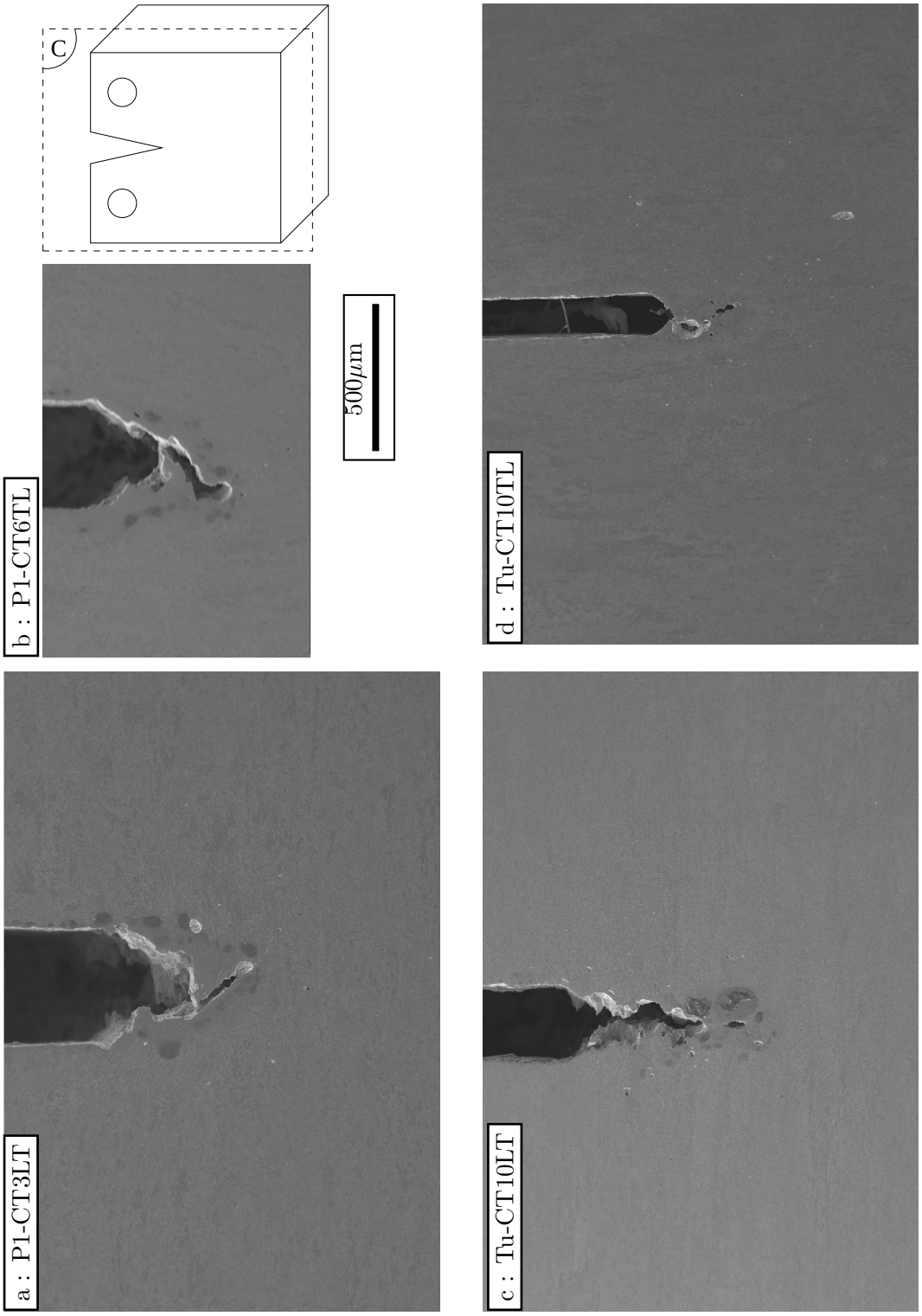


Figure III.39 : Microscopie électronique sur surface polie. Coupe longitudinale des éprouvettes CT issues des essais interrompus (aciers P1 et Tu).

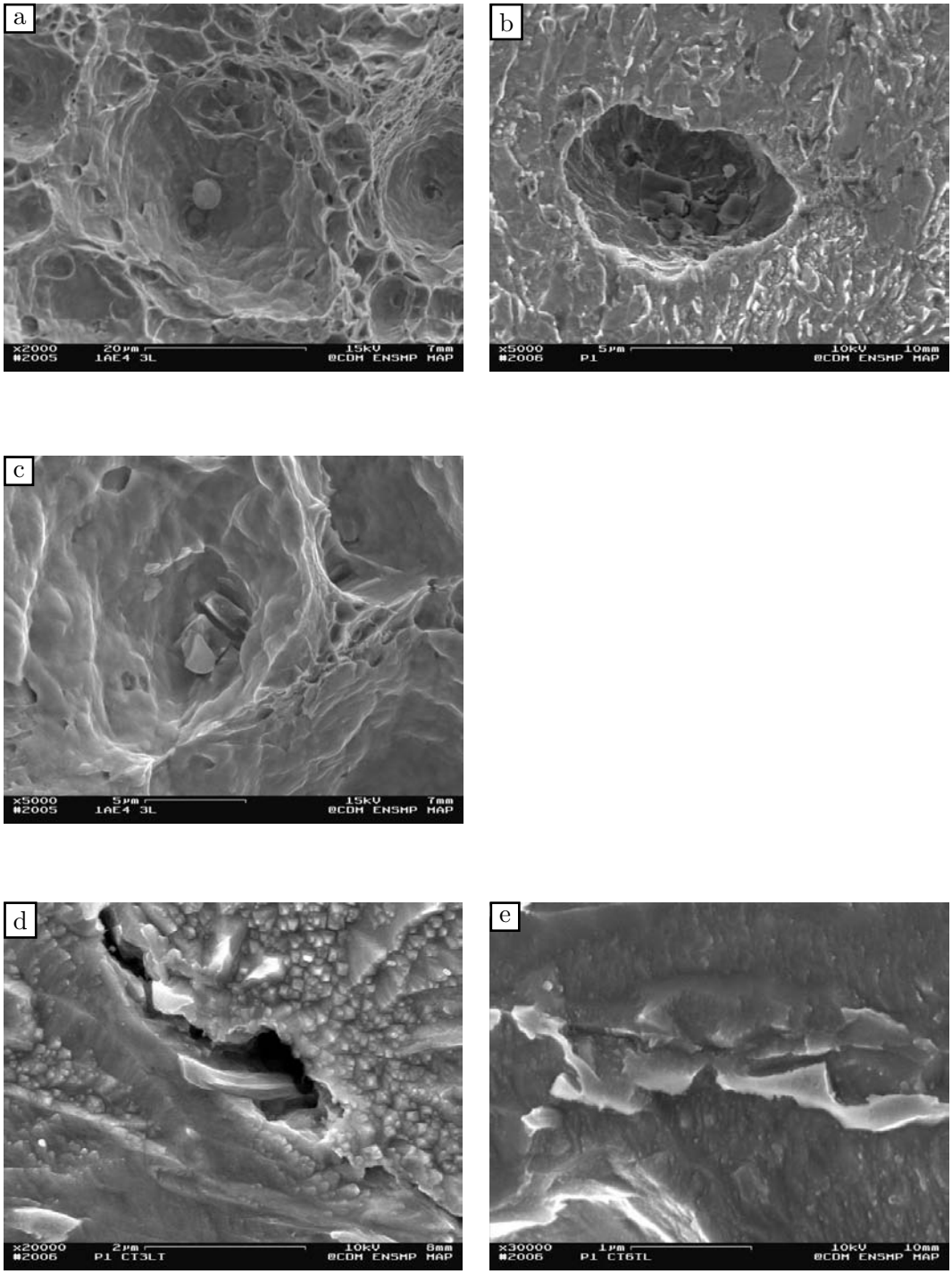


Figure III.40 : Germination et croissance des cavités. a : à partir de sulfure de calcium (CaS), b: à partir de nitrure de titanium (TiN), c: à partir d'une inclusion mixte CaS-oxydes (Al_2O_3, MgO), d et e : à partir de la deuxième population de particule (MA, carbure) (acier P1). a et c sont observées sur le faciès de rupture. b, d et e sont observées sur des coupes des éprouvettes CT(05T) (Fig. III.38a et b).

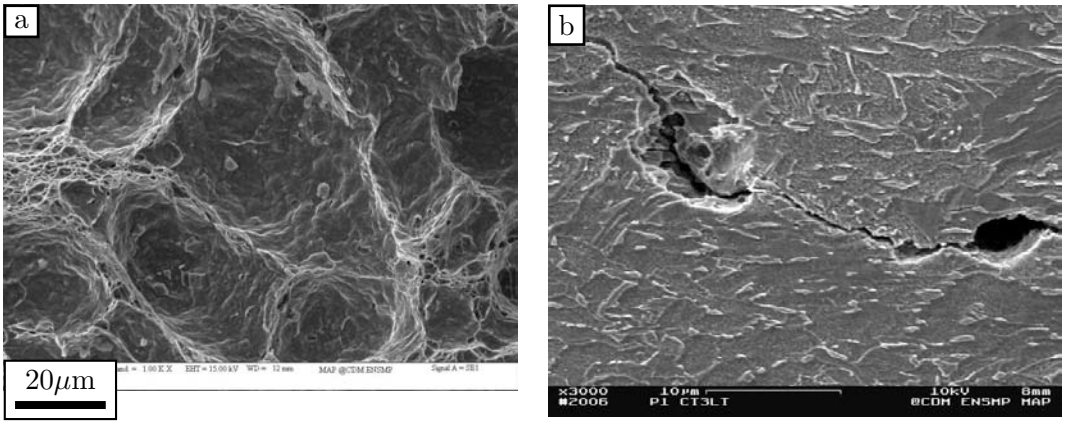


Figure III.41 : Coalescence des cavités. a : coalescence par striction interne observée sur le faciès de rupture d'une éprouvette CT(05T), b : coalescence par localisation de la déformation observée sur la coupe d'une éprouvette CT(05T) (Fig. III.39a) (acier P1).

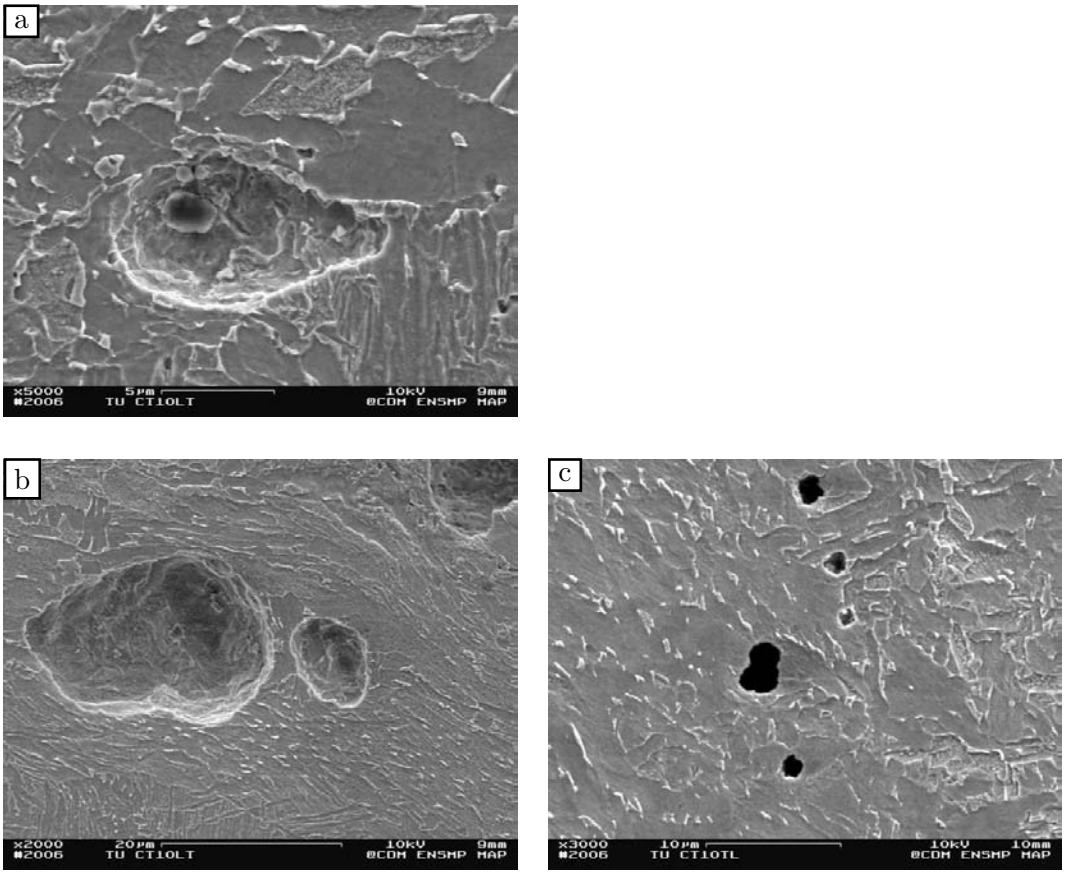


Figure III.42 : Germination et croissance des cavités. a : à partir d'une inclusion bi-phasée Al_2O_3 - CaS, b : à partir des oxydes (MgO, Al_2O_3), c : croissance isotrope des cavités (acier Tu). Observations sur les coupes des éprouvettes CT(05T) (Fig. III.39c et d).

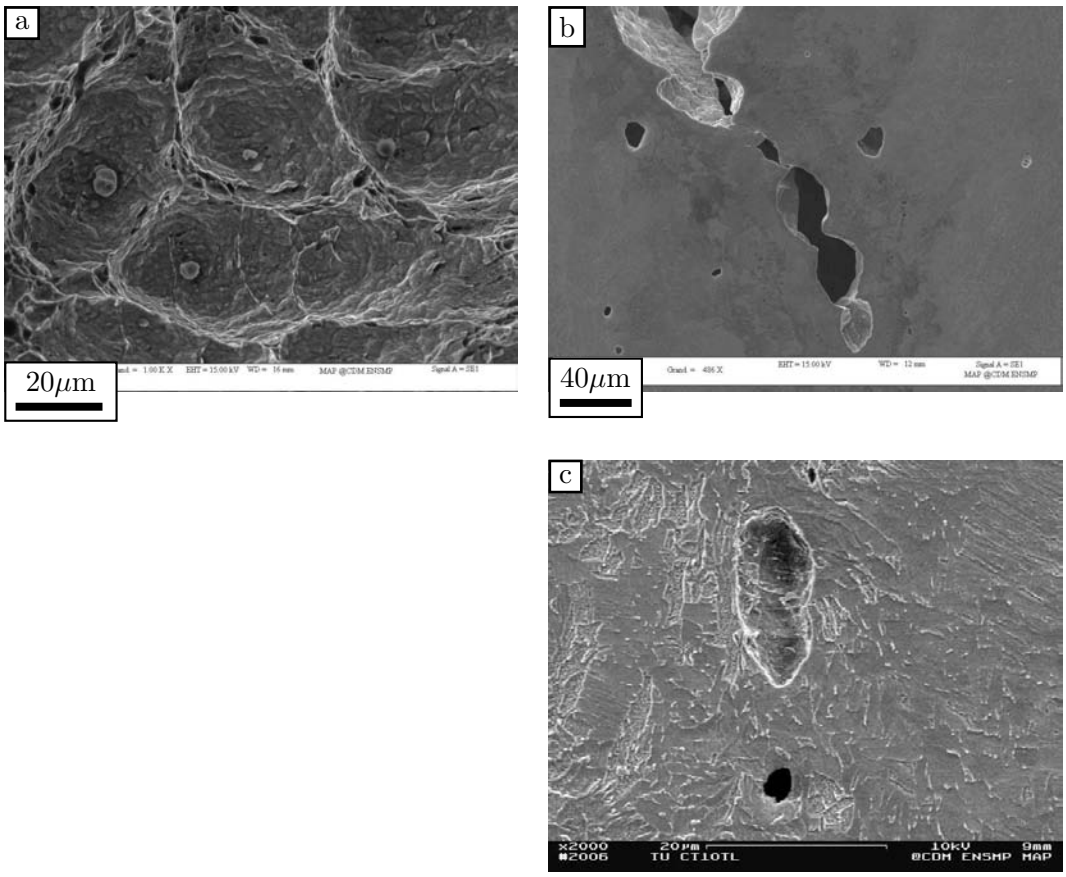


Figure III.43 : Coalescence par striction interne entre des cavités (acier Tu). a : observation sur le faciès de rupture, b et c sont observées sur la coupe d'une éprouvette CT(05T) (III.39d).

Résumé

L'étude des mécanismes de rupture est basée sur des observations fractographiques effectuées à partir des faciès de rupture des éprouvettes lisses, entaillées, fissurées et des coupes polies. Les principaux résultats sont les suivants :

- **L'anisotropie observée sur le faciès de rupture des éprouvettes de traction cylindriques et AE est due à l'anisotropie plastique du matériau.**
- **Acier P1 : les cavités germinent à partir de deux populations de particules. La première est constituée par des inclusions de nitrure de titane, de sulfure de calcium et des oxydes. La germination se fait par décohésion pour les CaS et par la rupture des particules pour les TiN. La deuxième population de particules est formée par des zones MA et les carbures. La germination des petites cavités à partir de cette deuxième population de particules est essentiellement contrôlée par la déformation plastique. La croissance des cavités est plutôt isotrope. Deux modes de coalescence : striction interne et bande de localisation ont été observés. L'endommagement est localisé.**
- **Acier Tu : la germination se fait à partir de la première population de particules constituée par les inclusions bi-phasées CaS-Al_2O_3 et des oxydes. Les cavités croissent de façon isotrope. Ensuite, la coalescence se fait par striction interne. On observe beaucoup d'endommagement diffus sur les coupes polies.**

III.4 Conclusions

Dans ce chapitre, des essais de traction ont été réalisés sur les aciers P1 et Tu dans 3 directions principales de sollicitation afin de caractériser l'anisotropie plastique des matériaux. Les mesures des réductions diamétrales permettent de calculer les coefficients de Lankford. Ces coefficients seront utilisés pour la modélisation de l'anisotropie du comportement. Les résultats montrent une forte anisotropie plastique. L'acier Tu possède une limite d'élasticité dans le sens tranversal bien supérieure à celle de l'acier P1. Des essais de fatigue oligo-cyclique ont été également réalisés pour l'acier P1 afin de caractériser l'écrouissage cinématique.

Les essais sur éprouvettes de déformation plane ont permis d'étudier le comportement des aciers dans un état de déformation plane et la rupture en cisaillement rencontrée lors de l'éclatement d'un tube sous pression.

Les essais sur éprouvettes AE ont permis de compléter la base expérimentale pour la modélisation numérique et d'étudier l'influence de la triaxialité sur les valeurs de la déformation à coalescence, $\bar{\epsilon}^{(c)}$. Une faible différence de $\bar{\epsilon}^{(c)}$ entre deux directions de sollicitation L et T a été constatée pour l'acier P1. Elle est plus marquée pour l'acier Tu.

La résilience et la ténacité des aciers P1 et Tu ont été déterminées dans deux configurations L-T et T-L. Ces aciers possèdent de bonnes propriétés à rupture. Les valeurs de J_{02} et de dJ/da obtenues pour l'acier P1 sont bien meilleures que celles obtenues pour l'acier Tu. Est-ce que cette différence de ténacité est expliquée par le fait que l'acier Tu a subi une pré-déformation lors de la mise en forme ou par l'effet de la microstructure? Pour répondre à cette question, l'effet de la pré-déformation sur les propriétés mécaniques de la tôle P2 fait l'objet du chapitre IV.

Les observations fractographiques effectuées à partir des faciès de rupture de l'ensemble des éprouvettes ainsi que des coupes ont permis de mettre en évidence les points suivants :

- **La germination des micro-cavités à partir de la deuxième population de particules est plutôt contrôlée par la déformation plastique. Elle est plus tardive pour l'acier Tu que l'acier P1.**
- **La croissance des cavités est plutôt isotrope.**
- **Deux modes de coalescence : striction inter et bande de localisation ont été observés pour l'acier P1, tandis que pour l'acier Tu, la coalescence se fait principalement par striction interne.**

Chapitre -IV-

Effet de la pré-déformation

Ce chapitre est consacré à l'étude de l'effet d'une pré-déformation sur les propriétés mécaniques de l'acier P2. Nous avons vu dans le chapitre III la différence de propriétés mécaniques entre la tôle avant la mise en forme et le tube final. L'étude sur l'effet de la pré-déformation permet d'examiner en quelle mesure cette différence est liée à la microstructure ou à la pré-déformation subie pendant la mise en forme du tube. Le chapitre est structuré comme suit : la caractérisation mécanique du matériau de base est faite en se basant sur des essais de traction, de résilience et de ténacité. Puis, l'essai de pré-déformation est présenté. Les petites éprouvettes de laboratoire (traction, Charpy V, CT(05T)) sont ensuite prélevées dans la base utile de l'éprouvette de pré-déformation pour examiner les propriétés mécaniques de l'acier pré-déformé. Finalement, l'effet de pré-déformation sur les caractéristiques de traction ainsi que sur la ténacité est reporté.

IV.1 Approche expérimentale

IV.1.1 Matériau de base.

La caractérisation mécanique de l'acier P2 est faite en se basant sur des essais de traction, des essais de résilience et des essais de ténacité. Le plan de prélèvement des éprouvettes sur cette tôle est reporté en annexe A-II. Au début de l'étude pensant que l'acier était homogène, on n'a pas été sensibilisé à l'effet de prélèvement. Les éprouvettes de caractérisation du métal de base ont été prélevées près des rives de la tôle, tandis que les éprouvettes de pré-déformation ont été prélevées au milieu de la tôle.

Caractéristiques de traction. Le comportement anisotrope de l'acier P2 est caractérisé à l'aide d'essais de traction réalisés suivant les deux directions principales dans le plan de laminage (L et T). L'éprouvette cylindrique de 5mm de diamètre est utilisée. Le plan de l'éprouvette est présenté sur la figure III.1a. Les essais ont été réalisés en quasi-statique (5 10^{-4}s^{-1}). Le coefficient de Lankford est calculé à partir de la mesure des contractions diamétrales selon deux directions perpendiculaires avant la striction.

Deux essais ont été réalisés pour chaque direction L et T. Les caractéristiques de traction ainsi que le coefficient de Lankford sont reportés dans le tableau IV.1.

Sens	$R_{p0.2\%}$ (MPa)	$R_{p0.5\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_r (%)	Z (%)	$R_{p0.5\%}/R_m$	Lankford R	
							définition	valeur
L	530	570	750	8.0	76	0.76	ϵ_T/ϵ_S	0.58
T	550	600	780	8.6	75	0.80	ϵ_L/ϵ_S	0.73

Tableau IV.1 : Propriétés mécaniques de traction de l'acier P2 à l'état initial (5×10^{-4}s^{-1}, 20°C) (valeurs moyennes).

Résilience et ténacité. L'énergie à rupture est déterminée sur des éprouvettes Charpy V dont le plan est donné à la figure III.30. Deux configurations d'essai T-L et L-T sont testées sur un mouton-pendule Charpy instrumenté disposant d'une énergie initiale de 450 Joules. Les courbes $F - \delta$ sont données sur la figure IV.1. Nous constatons que le niveau de charge est plus bas pour la direction L-T que pour la direction T-L. Pourtant, une forte chute de charge est observée pour la dernière direction lorsque la fissure s'est amorcée, ce qui conduit à une baisse de l'énergie à rupture. Elle est de 278J pour la configuration L-T et de 264J pour la configuration T-L. En termes de l'énergie à rupture, l'acier P2 se trouve entre les deux aciers P1 et Tu.

La ténacité de l'acier est déterminée sur les éprouvettes CT(05T) dont le plan est donné sur la figure III.24. L'épaisseur de l'éprouvette est de 12.5mm. Les éprouvettes ont été préfissurées par fatigue et ensuite rainurées latéralement. La méthode des déchargements partiels a été utilisée pour construire les courbes de résistance $J - \Delta a$. Les courbes de chargement sont rassemblées

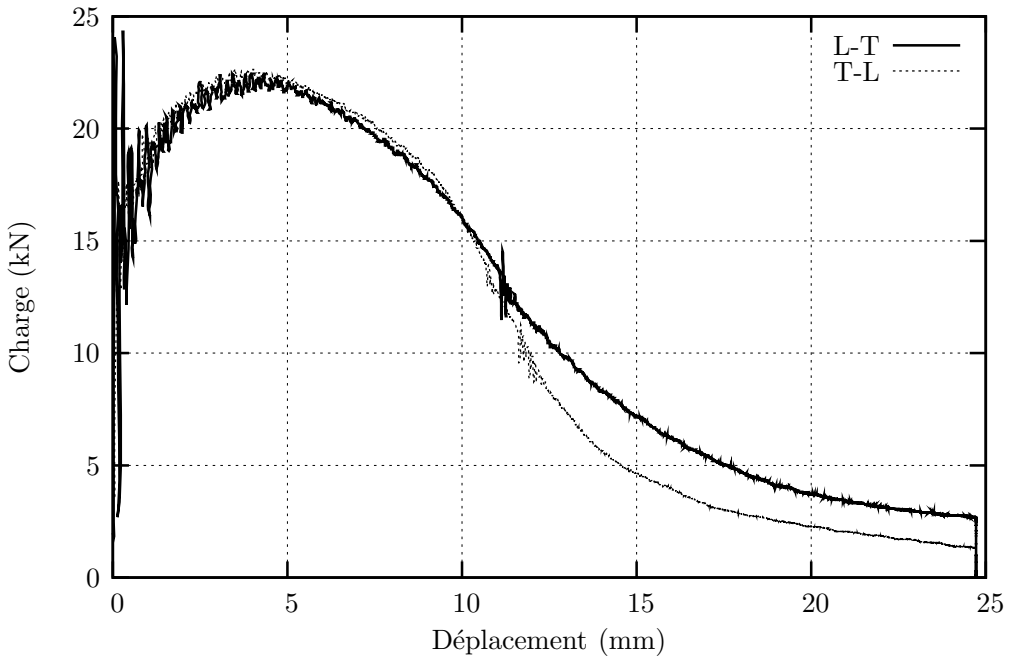


Figure IV.1 : Courbes force-déplacement des essais Charpy dynamiques de l'acier P2 à l'état initial.

en annexe A-II. Les données obtenues à partir des essais réalisés sont reportées dans le tableau IV.2.

Sens	Sssai	B_n (mm)	a_0/W	J_f (kJ/m^2)	Δa^f_{mes} (mm)	δ^f (mm)	Délaminage
T-L	2CT5TL	12.5	0.61	596	0.73	2.70	oui
	2CT6TL	10	0.59	721	1.25	2.71	oui
	2CT8TL	10	0.60	417	0.4	1.88	non
L-T	2CT1LT	10	0.58	807	1.06	2.97	non
	2CT2LT	10	0.57	843	1.23	3.04	non
	2CT4LT	10	0.60	747	0.94	3.00	oui

Tableau IV.2 : Résultats d'essais CT(05T) sur l'acier P2 à l'état initial.

On a observé du délaminage sur certains faciès de rupture des éprouvettes CT, ce qui rend le dépouillement de ces essais plus délicat. Les courbes de résistance $J - \Delta a$ sont présentées sur la figure IV.2 pour les deux configurations d'essai (T-L et L-T). Ces courbes permettent de déterminer la ténacité, $J_{0.2}$, et la résistance de la déchirure, dJ/da, de l'acier P2 à l'état initial qui sont données dans le tableau IV.3. Cet acier possède une bonne ténacité. La direction L-T présente une ténacité, $J_{0.2}$ plus élevée que la direction T-L. Les modules de déchirure des deux directions sont très proches.

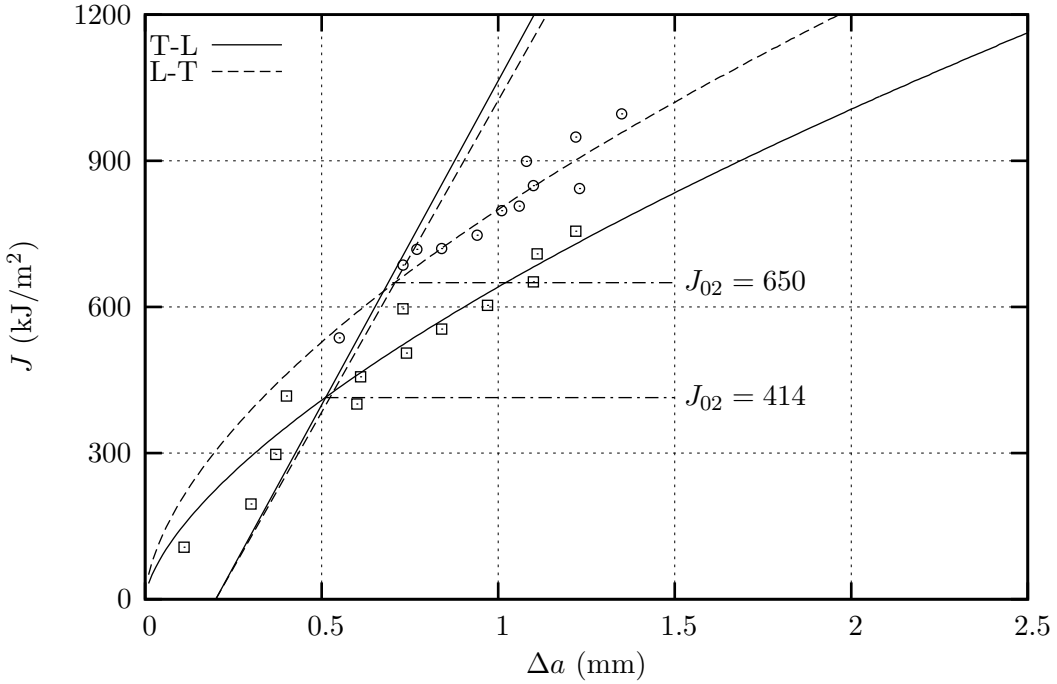


Figure IV.2 : Courbes de résistance $J - \Delta a$ de l'acier P2 à l'état initial.

configuration T-L		configuration L-T	
J_{02}^{T-L} (kJ/m^2)	dJ/da (MPa)	J_{02}^{L-T} (kJ/m^2)	dJ/da (MPa)
414	384	635	411

Tableau IV.3 : Paramètre de ténacité et la résistance à la déchirure ductile de l'acier P2 à l'état initial.

IV.1.2 Pré-déformation

Des éprouvettes de pré-déformation (PD) ont été prélevées en pleine épaisseur dans l'acier P2 suivant la direction travers, T. Le plan de l'éprouvette est donné sur la figure IV.3. Des plaques de renfort sont soudées sur chaque face de l'éprouvette pour éviter la localisation de la déformation plastique dans les têtes de l'éprouvette.

Les essais de pré-déformation ont été réalisés sur une machine servohydraulique équipée d'une cellule de 2500kN au Commissariat à l'Energie Atomique (CEA) en contrôle de déplacement. La vitesse de déplacement imposée est de 0.05mm/s. L'éprouvette est chargée jusqu'à une déformation donnée et puis déchargée. L'allongement de l'éprouvette est mesuré par trois extensomètres collés sur une face de l'éprouvette à trois endroits différents (Fig. IV.3). La base de mesure de l'extensomètre est de 25mm.

Trois taux de pré-déformation de $\epsilon_{\text{pre}} = 1.6\%$, 3.6% et 5.9% ont été réalisés. Ces valeurs ont été choisies comme étant représentatives de celles qu'on peut rencontrer lors de la mise

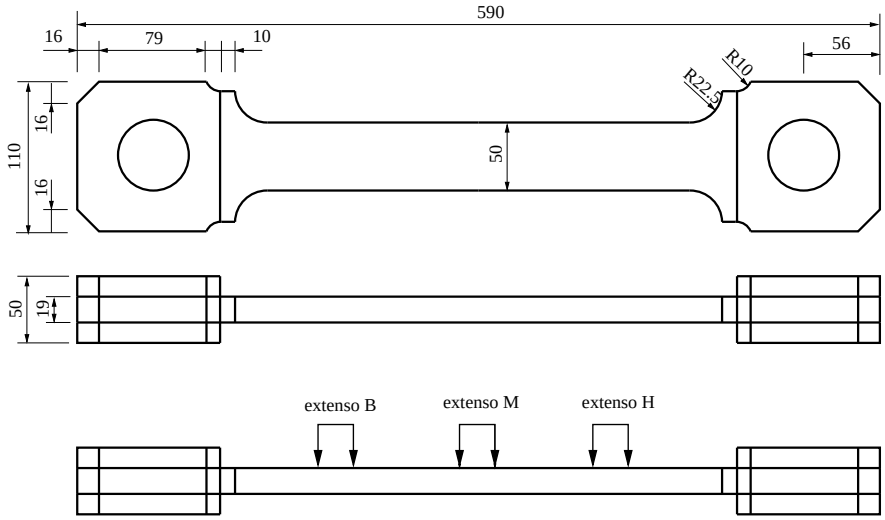


Figure IV.3 : Plan de l'éprouvette de pré-déformation et schéma du positionnement des capteurs de mesure.

en forme des tubes. Les courbes rationnelles de ces essais sont présentées sur la figure IV.4. Les caractéristiques de traction déterminées sur les éprouvettes de pré-déformation en pleine épaisseur sont reportées dans le tableau IV.4. Dans la désignation des sens des éprouvettes pré-déformation, on a conservé les directions L et T de la tôle.

Sens	$R_{p0.2\%}$ (MPa)	$R_{p0.5\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_r (%)	$R_{p0.5\%}/R_m$
T	688	725	813	6.4	0.89

Tableau IV.4 : Propriétés mécaniques de traction de l'acier P2 en pleine épaisseur.

Quand on compare ces résultats avec ceux obtenus sur les éprouvettes cylindriques, on constate que la limite d'élasticité ainsi que la résistance à traction déterminées sur les éprouvettes de pré-déformation sont plus élevées. Il y a deux explications possibles à cette différence. Premièrement, le profil de dureté suivant l'épaisseur (Fig. II.7) montre que pour l'acier P2, la peau est plus dure que le coeur d'environ 15%, et ce sur une épaisseur de 5mm. Les éprouvettes cylindriques ont été prélevées au milieu de l'épaisseur de la tôle où l'acier est moins dur. Deuxièmement, cette différence est liée à l'effet de rive de la tôle. La tôle fait 3700mm de large, et il y a donc un gradient de propriétés mécaniques suivant la largeur de la tôle. Elle est plus molle lors qu'on s'approche des rives. Des éprouvettes de traction cylindriques, des éprouvettes Charpy, et des éprouvettes CT(05T) prélevées au même endroit que les éprouvettes de pré-déformation, c'est-à-dire au centre de la tôle, sont nécessaires pour remplir la base de données de l'état initial de la tôle.

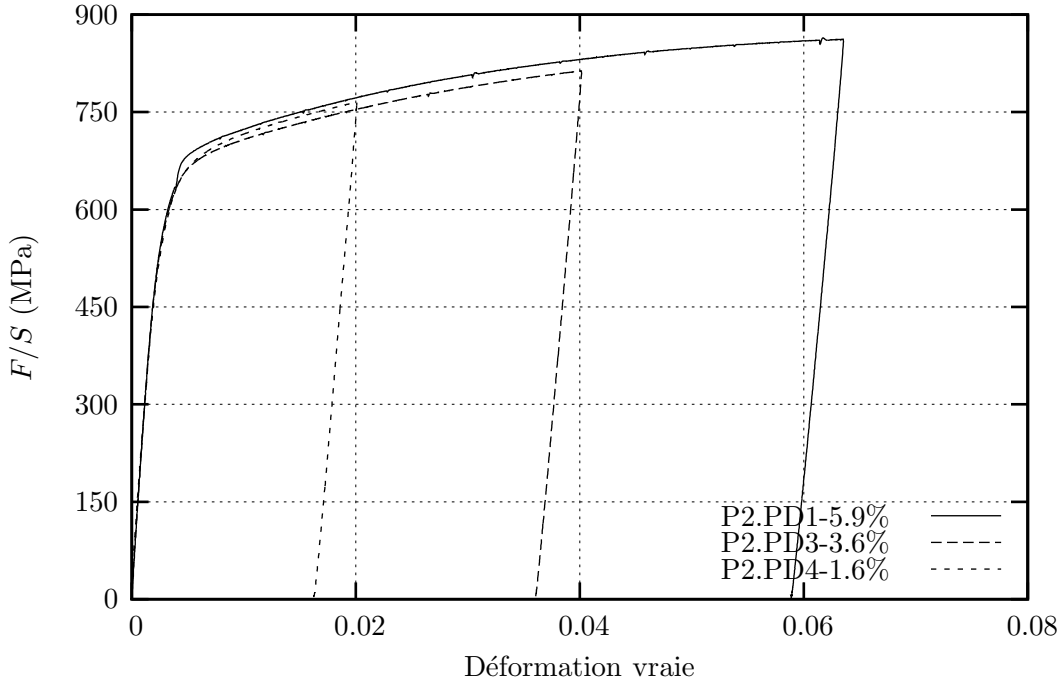


Figure IV.4 : Courbes rationnelles des essais de pré-déformations.

IV.2 Effet de la pré-déformation sur les caractéristiques de traction

Les éprouvettes de traction cylindrique de 5mm de diamètre, dont le plan est donné à la figure III.1, ont été prélevées sur la partie utile des éprouvettes pré-déformées. La partie de déformation homogène a été déterminée par des calculs élatoplastiques par la méthode des éléments finis. Le plan de prélèvement est présenté sur la figure IV.5. Pour un taux de pré-déformation donné, deux éprouvettes pour chaque direction L et T ont été usinées.

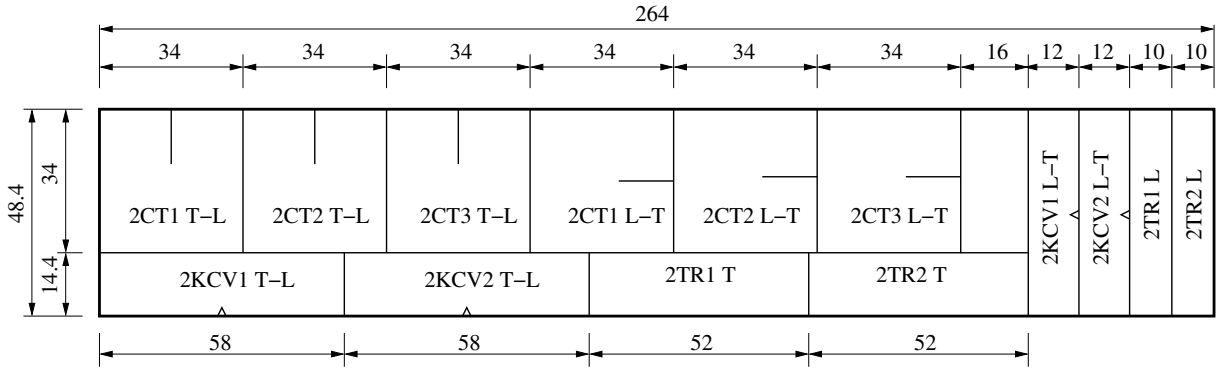


Figure IV.5 : Plan de prélèvement des éprouvettes de laboratoire sur la partie utile de l'éprouvette de pré-déformation.

Les éprouvettes de traction cylindriques sont ensuite testées sur une machine servohydraulique Instron à déplacement imposé tel que la vitesse de déformation moyenne soit initialement égale à 5 $10^{-4}s^{-1}$. Les essais sont réalisés à température ambiante.

Les courbes rationnelles des essais de traction sont présentées sur la figure IV.6. Les courbes correspondant à la direction T présentent une transition abrupte entre le comportement élastique et le comportement plastique, tandis que celles de la direction L, qui est perpendiculaire à la direction de pré-déformation, présentent une transition beaucoup plus douce. Cette différence de comportement est liée à l'écrouissage cinématique du matériau. Le tableau IV.6 résume les caractéristiques de traction de l'acier P2 à l'état pré-déformé.

ϵ_{pre}	Sens	$R_{p0.2\%}$ (MPa)	$R_{p0.5\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_r (%)	Z (%)	$R_{p0.5\%}/R_m$
1.6%	L	660	720	789	4.6	82	0.91
	T	795	800	830	4.3	80	0.96
3.6%	L	699	745	807	3.3	81	0.92
	T	832	834	835	2.6	78	1.00
5.9%	L	727	788	838	2.9	80	0.94
	T	890	890	890	0.7	77	1.00

Tableau IV.5 : Propriétés mécaniques de traction de l'acier P2 à l'état pré-déformé de 1.6%, 3.6% et 5.9% (valeurs moyennes de 2 essais).

Effet de la pré-déformation sur la limite d'élasticité.

L'effet de la pré-déformation sur la limite d'élasticité ($R_{p0.2\%}$) est montré sur la figure IV.7. Comme l'effet de rive est marqué dans la tôle étudiée, les caractéristiques de traction déterminées sur les éprouvettes de pré-déformation ont été prises pour l'état initial (Tab. IV.4). Ceci n'a pu être fait que pour le sens T puisque les éprouvettes de pré-déformation n'ont été testées que dans ce sens. On trouve que $R_{p0.2\%}$ augmente avec la pré-déformation pour les deux directions de sollicitation L et T. Pour le sens T, la limite d'élasticité passe de 688MPa à l'état initial à 795MPa après 1.6% de pré-déformation, soit une augmentation de 15%. Entre 1.6% et 3.6% de pré-déformation, une augmentation de 5% est obtenue sur la valeur de $R_{p0.2\%}$. Pour la direction L perpendiculaire à celle de la pré-déformation, on constate une augmentation de 6% de $R_{p0.2\%}$ entre les deux taux de pré-déformation de 1.6% et de 3.6%.

L'effet de pré-déformation sur $R_{p0.5\%}$ et sur la résistance à traction, R_m, est similaire à celui sur la limite d'élasticité pour les deux directions. Le rapport $R_{p0.5\%}/R_m$ augmente plus rapidement pour la direction T. Ce rapport est très proche de 1 après une pré-déformation de 3.6%.

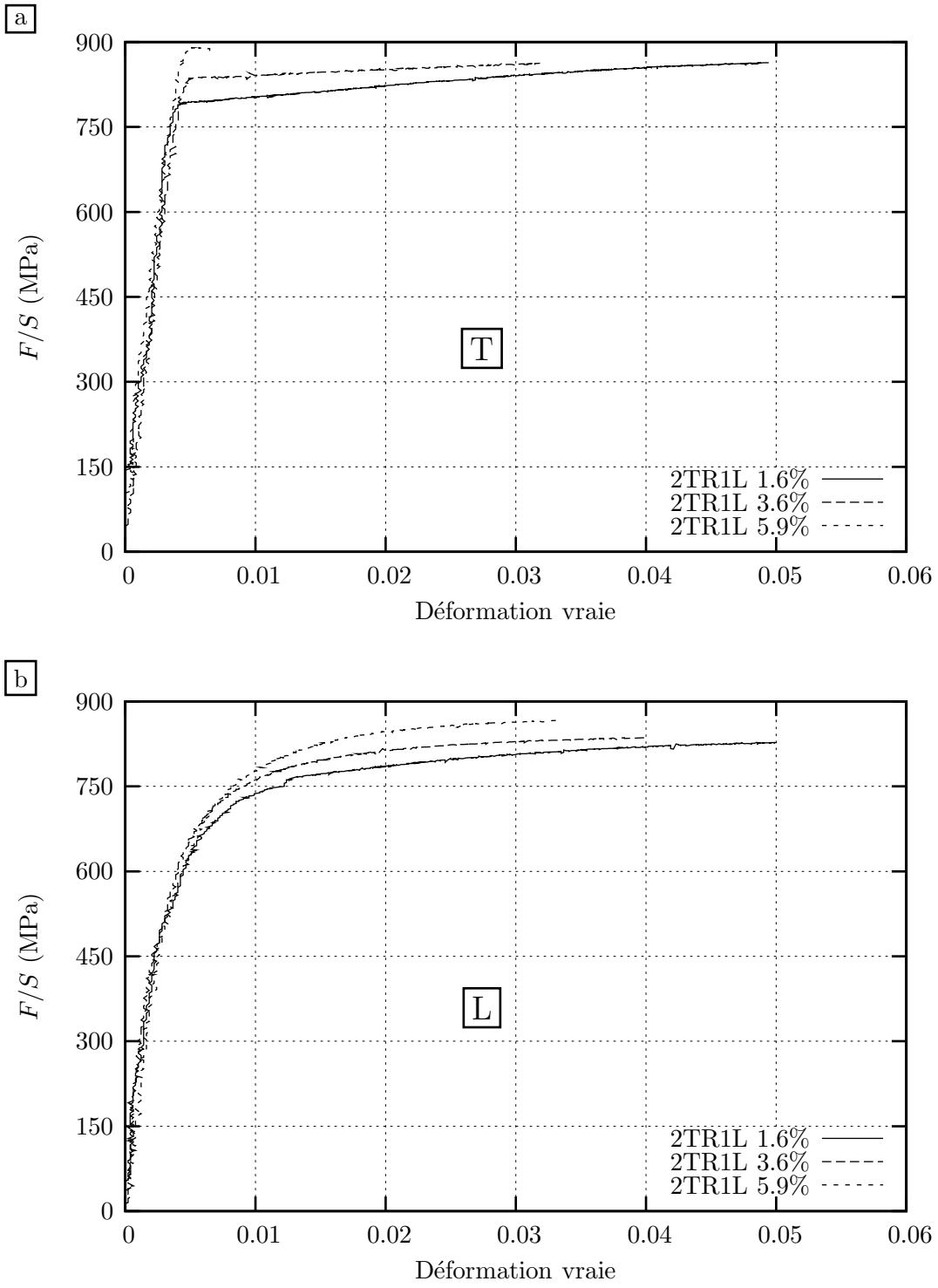


Figure IV.6 : Courbes rationnelles des essais de traction de l'acier P2 à l'état pré-déformé. a : sollicitation suivant T, et b : sollicitation suivant L.

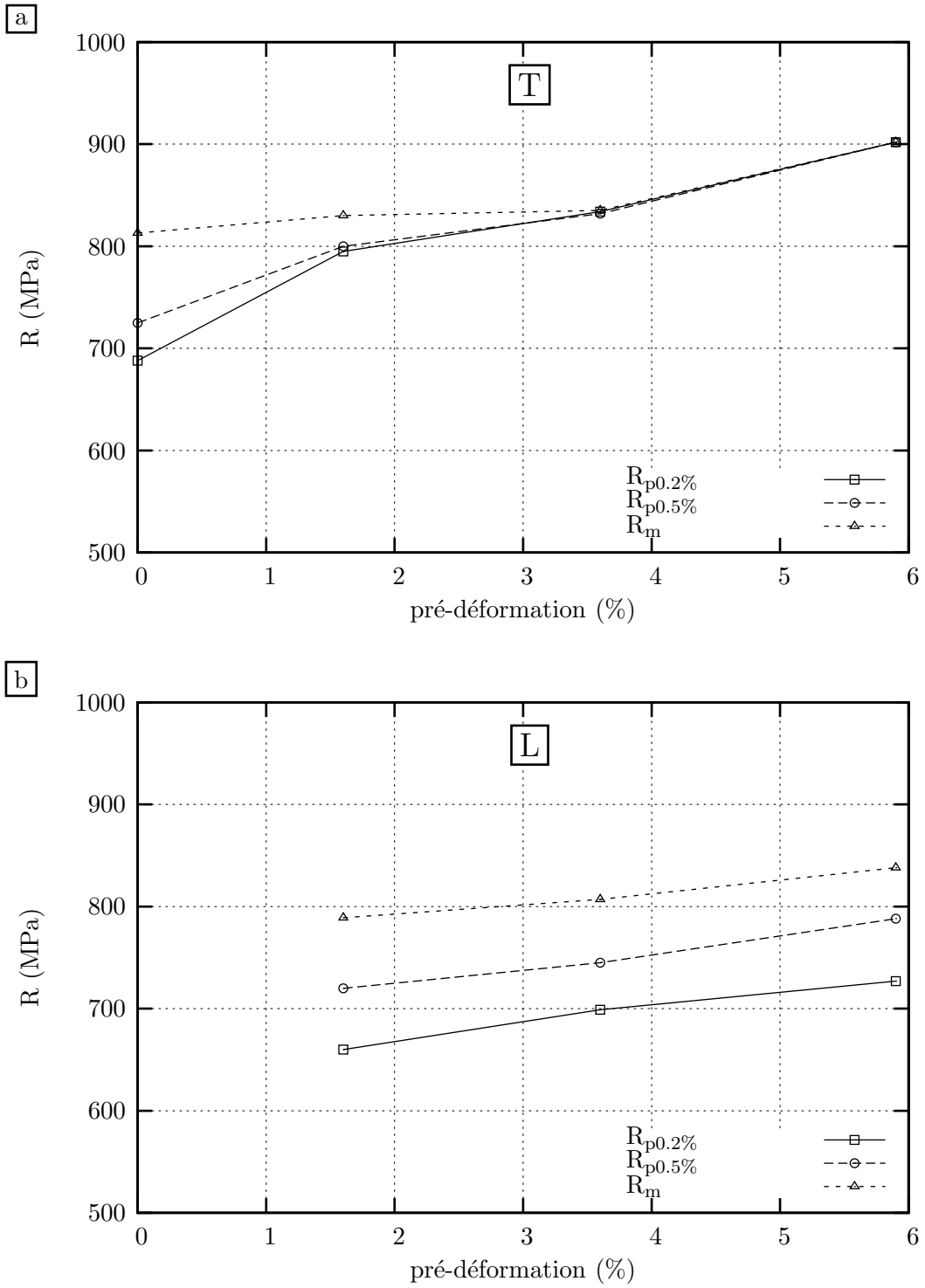


Figure IV.7 : Effet de la pré-déformation sur les limites d'élasticité, $R_{p0.2\%}$ et $R_{p0.5\%}$, et la résistance à traction, Rm. a: direction T, et b: direction L.

Effet de la pré-déformation sur l'allongement uniforme.

L'allongement uniforme, A_r, est souvent utilisé pour caractériser la déformation plastique du matériau. A_r est obtenu à partir des courbes conventionnelles de traction pour différents taux de pré-déformation. La variation de A_r en fonction de la pré-déformation est donnée sur la figure IV.8. On constate que, comme on peut s'y attendre, pour les deux directions T et L, A_r diminue avec la pré-déformation. La chute de A_r est plus forte dans la direction T que dans la direction L. En effet, pour cette dernière la pente de la courbe est proche de -1, tandis que celle de la direction L est plus faible en valeur absolue. Cette caractéristique est liée à la capacité de l'écrouissage cinématique du matériau. Comme la pré-déformation a été réalisée dans la direction T, la réduction de A_r est égale à la pré-déformation dans cette direction. Si le matériau ne possèdait pas d'écrouissage cinématique, on devrait retrouver le même comportement pour la direction L.

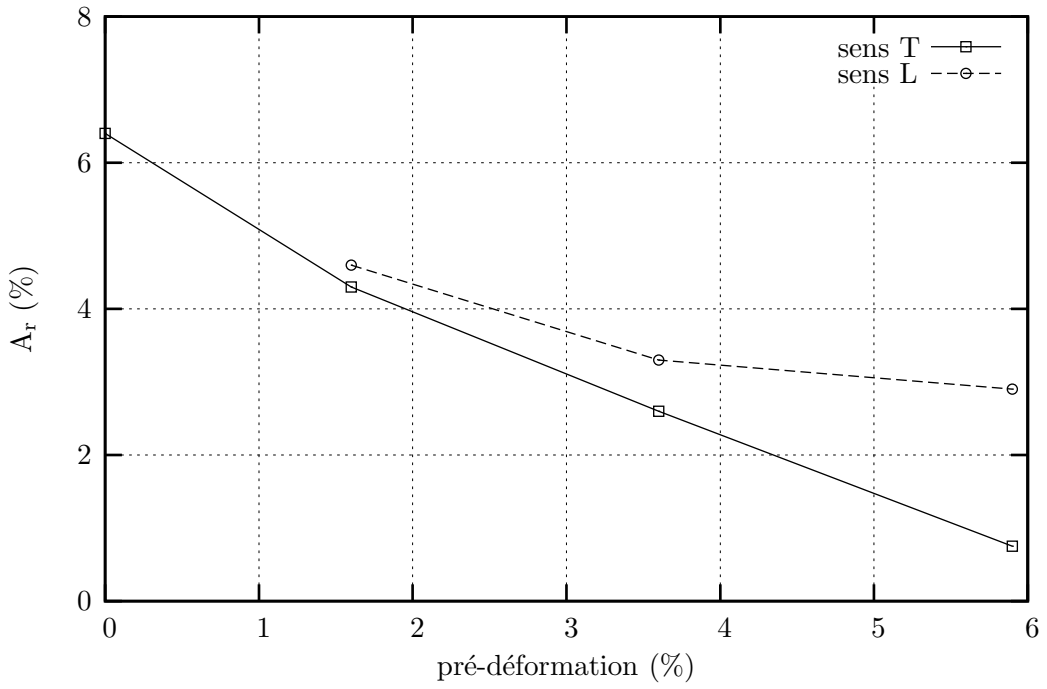


Figure IV.8 : Effet de la pré-déformation sur l'allongement uniforme de traction.

L'effet de réduction d'allongement dans la direction de pré-déformation a été rapporté par Sivaprasad [Sivaprasad et al., 2000] sur un acier HSLA100. Sivaprasad [Sivaprasad et al., 2000] et Minami [Minami and Arimochi, 2001] ont également observé, pour des matériaux possèdant un plateau de Luders sur la courbe de traction, qu'une pré-déformation n'a d'effet immédiat sur la limite d'élasticité et l'allongement uniforme que si elle est supérieure à la longueur du palier.

IV.3 Effet de la pré-déformation sur les propriétés mécaniques à rupture.

La ténacité et la résilience ont été déterminées sur des éprouvettes CT(05T) et des éprouvettes Charpy-V respectivement pour deux configurations de sollicitation T-L et L-T. Rappelons encore que les directions L et T sont celles de la tôle. Les éprouvettes ont été prélevées à mi-épaisseur de la tôle qui, rappelons le à une épaisseur de 19mm. Les plans de ces éprouvettes sont donnés sur les figures III.24 et III.30. Pour chaque taux de pré-déformation, trois éprouvettes CT(05T) et deux éprouvettes Charpy V ont été usinées dans la partie utile de l'éprouvette de pré-déformation, comme l'indique la figure IV.5.

La procédure expérimentale ansi que le dépouillement des essais sur éprouvettes CT ont été rappelés dans le paragraphe III.2.2. Chaque éprouvette est préfissurée par fatigue, puis rainurée latéralement. La méthode des déchargements partiels a été utilisée pour construire les courbes de résistance $J - \Delta a$.

L'ensemble des courbes de charge-ouverture de fissure et des données des essais sur éprouvette CT(05T) sont rassemblées en annexe A-II. La figure IV.9 montre les courbes de résistance $J-\Delta a$ pour les deux configurations (T-L et L-T) et pour les 3 taux de pré-déformation étudiés. Ces courbes ont permis de déterminer la ténacité à l'amorçage, $J_{0.2}$, et le module de déchirure ductile, dJ/da. Les valeurs obtenues sont reportées dans le tableau IV.9.

ϵ_{pre}	T-L		L-T	
	$J_{0.2}$ (kJ/m^2)	dJ/da (MPa)	$J_{0.2}$ (kJ/m^2)	dJ/da (MPa)
0%	414	384	635	411
1.6%	329	322	465	351
3.6%	305	297	364	338
5.9%	270	221	311	311

Tableau IV.6 : Paramètre de ténacité, $J_{0.2}$, et résistance à la déchirure ductile de l'acier P2 à l'état pré-déformé de 1.6%, 3.6% et 5.9%.

Les faciès de rupture des éprouvettes CT sont montrés sur la figure IV.10 où de nombreux délaminages ont été observés. Le délaminage s'est produit dès le début de la déchirure ductile. Il sépare l'éprouvette CT en deux parties en formant une surface libre. L'épaisseur de l'éprouvette est réduite. Dans la littérature, l'effet de l'épaisseur sur la ténacité a été largement étudié. Le travail de Kurita [Kurita et al., 1981] sur des aciers pour tubes a porté sur l'effet conjugué de l'épaisseur et des délaminages sur la tenue à la déchirure ductile. Celle-ci est évaluée par des essais Charpy, Battelle, ainsi que des essais sur grandes plaques dans la gamme d'épaisseur de 1.5mm à 10mm. Pour les essais Charpy et BDWTT, l'énergie spécifique de rupture est croissante avec l'épaisseur. L'étude de Bauvineau [Bauvineau, 1996] sur un acier au Carbone-Manganèse montre que le module de déchirure ductile, dJ/da, diminue avec l'épaisseur. Le délaminage a

donc des effets néfastes sur les paramètres de ténacité et rend l'analyse des essais plus délicate.

Les essais sur éprouvettes Charpy seront réalisés prochainement sur un mouton-pendule Charpy instrumenté Roelle Amsler RPK450 disposant d'une énergie initiale de 450 Joules. Les résultats de ces essais seront exposés et discutés ultérieurement.

Effet de la pré-déformation sur la ténacité.

La variation de $J_{0.2}$ et de dJ/da avec la pré-déformation est montrée sur les figures IV.11 et IV.12 respectivement. Ces courbes mettent en évidence un effet important de la pré-déformation sur les valeurs de la ténacité. Cet effet est marqué dès les plus faibles taux de pré-déformation. Rappelons toutefois que, à cause des différences de propriétés mécaniques entre le coeur et les rives de la tôle, la référence est mal connue dans cette comparaison. Si on s'en tient aux essais uniquement réalisés sur des états pré-déformés, on constate que entre 1.6% et 3.6% de pré-déformation, la variation de la ténacité à l'amorçage est de 24kJ/m^2 dans la direction T-L et de 100kJ/m^2 pour la configuration L-T. Ainsi l'effet néfaste de la pré-déformation est surtout marqué lorsque la fissure se propage dans la direction de pré-déformation. Il n'en est pas de même pour les variations du module de déchirure qui sont plus importantes dans la direction T-L. Entre 3.6% et 5.9% de pré-déformation, la pente dJ/da diminue de 67MPa pour la configuration T-L contre 28MPa pour la configuration L-T.

Ces résultats montrent un effet néfaste de la pré-déformation à la fois sur la ténacité à l'amorçage, $J_{0.2}$, et sur le module de déchirure ductile, dJ/da. La littérature sur ce point rapporte des résultats similaires (cf. paragraphe I.5). Il faut noter toutefois que sur le plan pratique, les effets de cette pré-déformation sont limités dans la mesure où on s'intéresse principalement à la propagation longitudinale des fissures dans un tube sous l'effet de la pression interne. Cette conclusion doit cependant être consolidée par des essais de référence (état non déformé) réalisés en plein centre de la tôle. L'interprétation fine de ces essais est, comme nous l'avons déjà dit, rendue délicate par l'existence du délaminage. C'est pour cette raison que dans le chapitre suivant consacré à la modélisation de la ténacité, nous n'avons par tenté de modéliser l'effet de la pré-déformation.

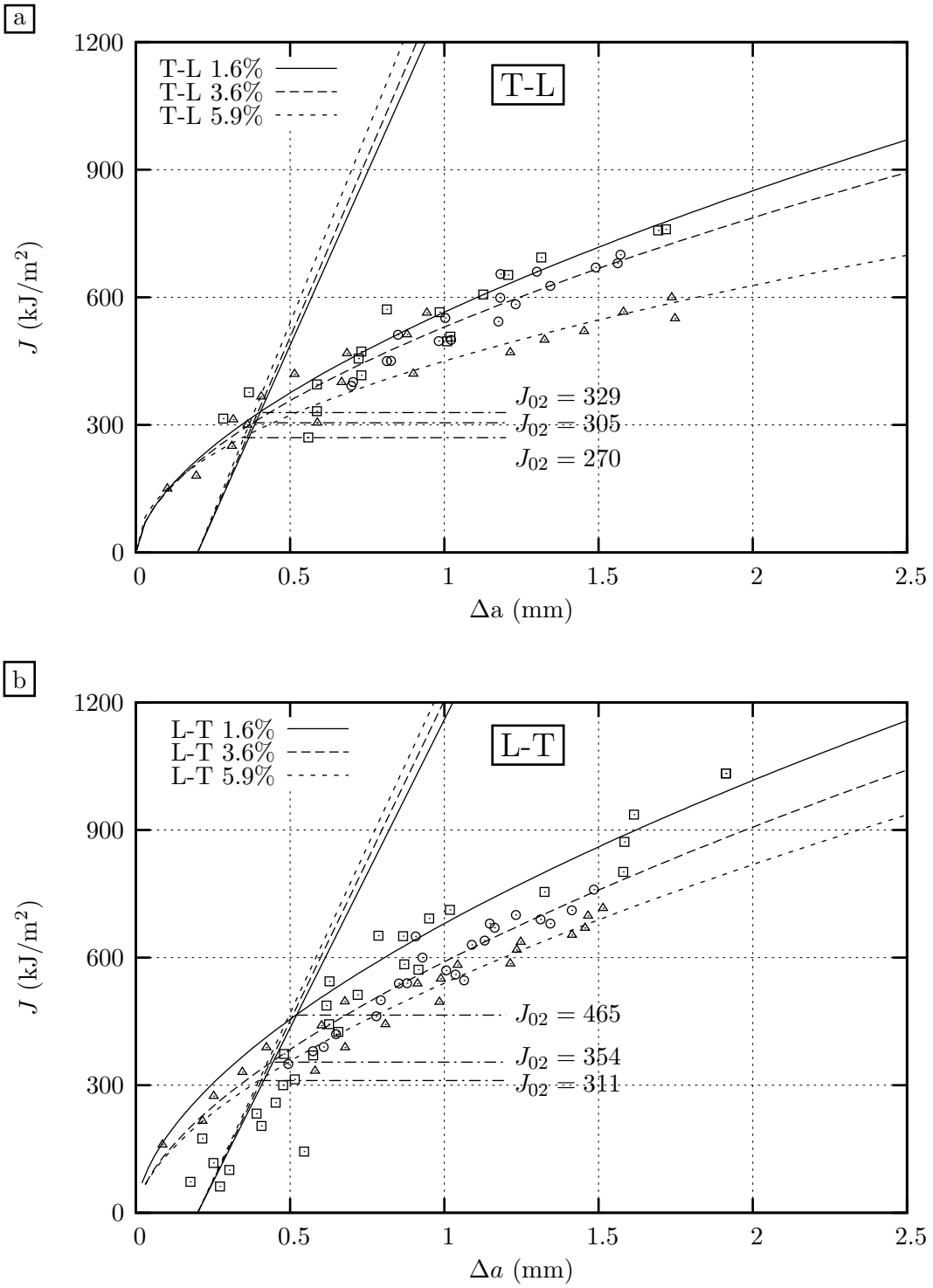


Figure IV.9 : Courbes de résistance $J - \delta a$ de l'acier P2 à l'état pré-déformé de 1.6%, de 3.6% et de 5.9%. a : configuration T-L, et b : configuration L-T.

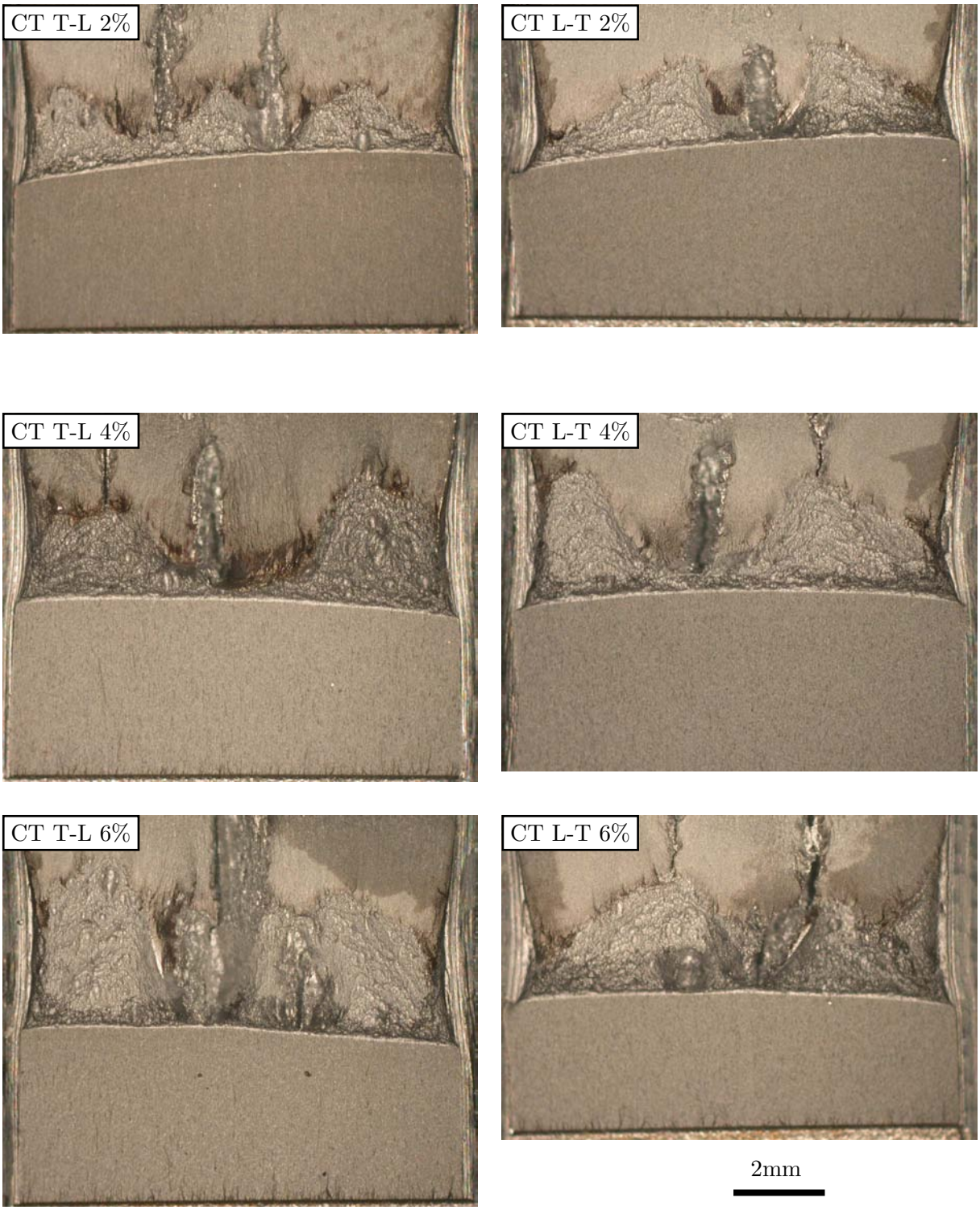


Figure IV.10 : Faciès de rupture des éprouvettes CT(05T) de l'acier P2 à l'état pré-déformé.

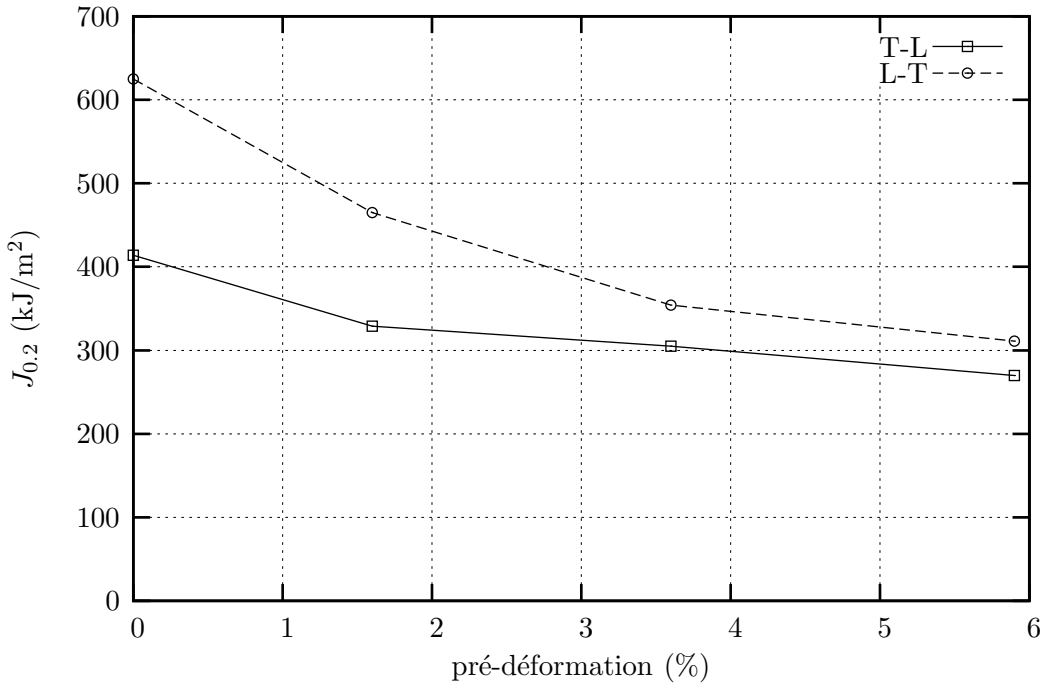


Figure IV.11 : Effet de la pré-déformation sur la résistance à l'amorçage de l'acier P2.

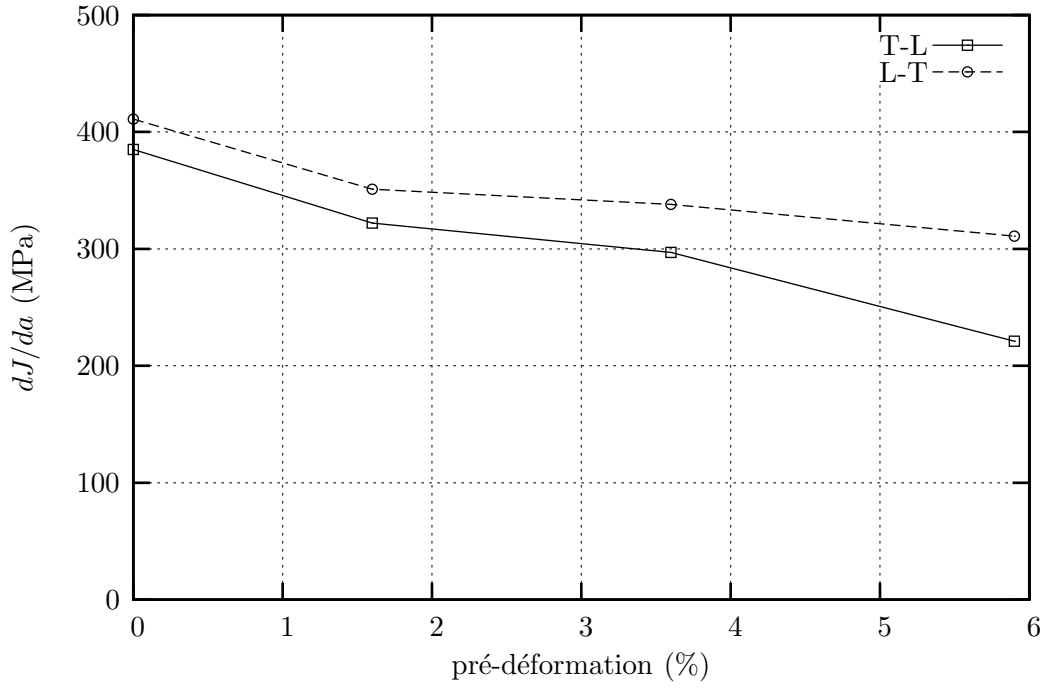


Figure IV.12 : Effet de la pré-déformation sur la résistance à déchirure ductile de l'acier P2.

IV.4 Conclusion

L'effet de la pré-déformation sur les propriétés mécaniques et la ténacité a été étudié sur l'acier P2. Des barreaux de traction en pleine épaisseur ont été pré-déformés à différents taux de déformation plastique. Ils ont permis de prélever des éprouvettes de laboratoire comme éprouvettes de traction, éprouvettes CT(05T) et éprouvettes Charpy V pour caractériser le matériau à l'état pré-déformé.

L'effet de la pré-déformation sur la limite d'élasticité ainsi que sur la résistance à traction est immédiat. Ces caractéristiques augmentent avec la pré-déformation, tandis que l'allongement uniforme diminue. Ce dernier chute plus rapidement pour la traction suivant la direction de pré-déformation, avec $\Delta \mathbf{A}_{\mathrm{r}}=\epsilon_{\mathrm{pre}}$ où ϵ_{pre} est la pré-déformation plastique, que suivant la direction perpendiculaire.

La ténacité à l'amorçage, $J_{0.2}$, ainsi que le module de déchirure ductile, dJ/da, diminuent avec la pré-déformation. L'effet de la pré-déformation sur $J_{0.2}$ est plus marqué pour la configuration L-T, tandis qu'il est plus notable pour la configuration T-L en ce qui concerne le module de déchirure ductile.

Chapitre -V-

Modèles de comportement et d'endommagement de l'acier P1

Dans ce chapitre, nous présentons les modèles de comportement et d'endommagement de l'acier P1. Un modèle de comportement viscoplastique est utilisé. L'anisotropie plastique du matériau est modélisée par les critères d'anisotropie de Hill et proposé par Bron et Besson. Après avoir rappelé ces deux critères, l'identification des paramètres des modèles est présentée. L'endommagement ductile est décrit par le modèle Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN). L'influence de chacun des paramètres du modèle d'endommagement est étudiée. Ils sont ensuite identifiés sur des éprouvettes axisymétriques entaillées, et éprouvettes Charpy V suivant la direction T. La validation des paramètres est faite sur des éprouvettes CT(05T) et les essais suivant la direction L. Nous nous concentrons ensuite sur la simulation de la rupture en cisaillement en déformation plane.

R_0^{L} (MPa)	R_0^{T} (MPa)	R_0^{S} (MPa)	Q_1	b_1	Q_2	b_2
572	610	572	0.367	46.84	1.119	0.74

Tableau V.1 : Paramètres du modèle d'écrouissage isotrope obtenus pour l'acier P1 avec $E = 210$GPa et $\nu = 0.3$.

V.1 Modélisation du comportement

V.1.1 Comportement élastoplastique

Nous utilisons des valeurs standard du comportement élastique des aciers.

$$\begin{array}{ll} \text{Module de Young} & E = 210000MPa \\ \text{Coefficient de Poisson} & \nu = 0.3 \end{array} \tag{V.1}$$

Ecrouissage isotrope :

L'écrouissage est modélisé par la relation suivante :

$$R(p) = R_0 \left[1 + Q_1 \left(1 - e^{-b_1 p}\right) + Q_2 \left(1 - e^{-b_2 p}\right)\right] \tag{V.2a}$$

$$\text{et } \Phi = \sigma_{eq} - R(p) \tag{V.2b}$$

R_0 : limite d'élasticité dépendant de la direction de traction ($R_0^{L,T,S}$),
Q_1, Q_2, b_1 et b_2 : paramètres permettant de représenter l'écrouissage du matériau [Besson et al., 2001]. σ_{eq} : contrainte équivalente de von Mises.

Le choix d'un double écrouissage isotrope de forme exponentielle pour modéliser l'écrouissage du matériau découle de la confrontation avec l'expérience. Le premier terme exponentiel représente l'écrouissage pour les déformations inférieures à 10%. Le deuxième terme exponentiel correspond à l'écrouissage du matériau pour les fortes déformations.

L'identification des paramètres d'écrouissage est faite en se basant sur des courbes conventionnelles de traction contrainte-déformation nominales avant striction, et des simulations inverses des essais de traction avec un modèle de von Mises et en supposant que la limite d'élasticité dépend de la direction de traction. Les valeurs des paramètres Q_1, Q_2, b_1 et b_2 obtenues sont données dans le tableau V.1. La figure V.1 présente la comparaison entre l'expérience et la simulation obtenue avec les paramètres optimisés.

Ecrouissage isotrope et cinématique :

Nous avons vu dans le chapitre IV que les courbes de traction suivant les directions T et L de l'acier P2 à l'état pré-déformé n'ont pas la même allure. Ceci est liée à la capacité de l'écrouissage cinématique du matériau. Pour représenter cette différence, un écrouissage cinématique doit être

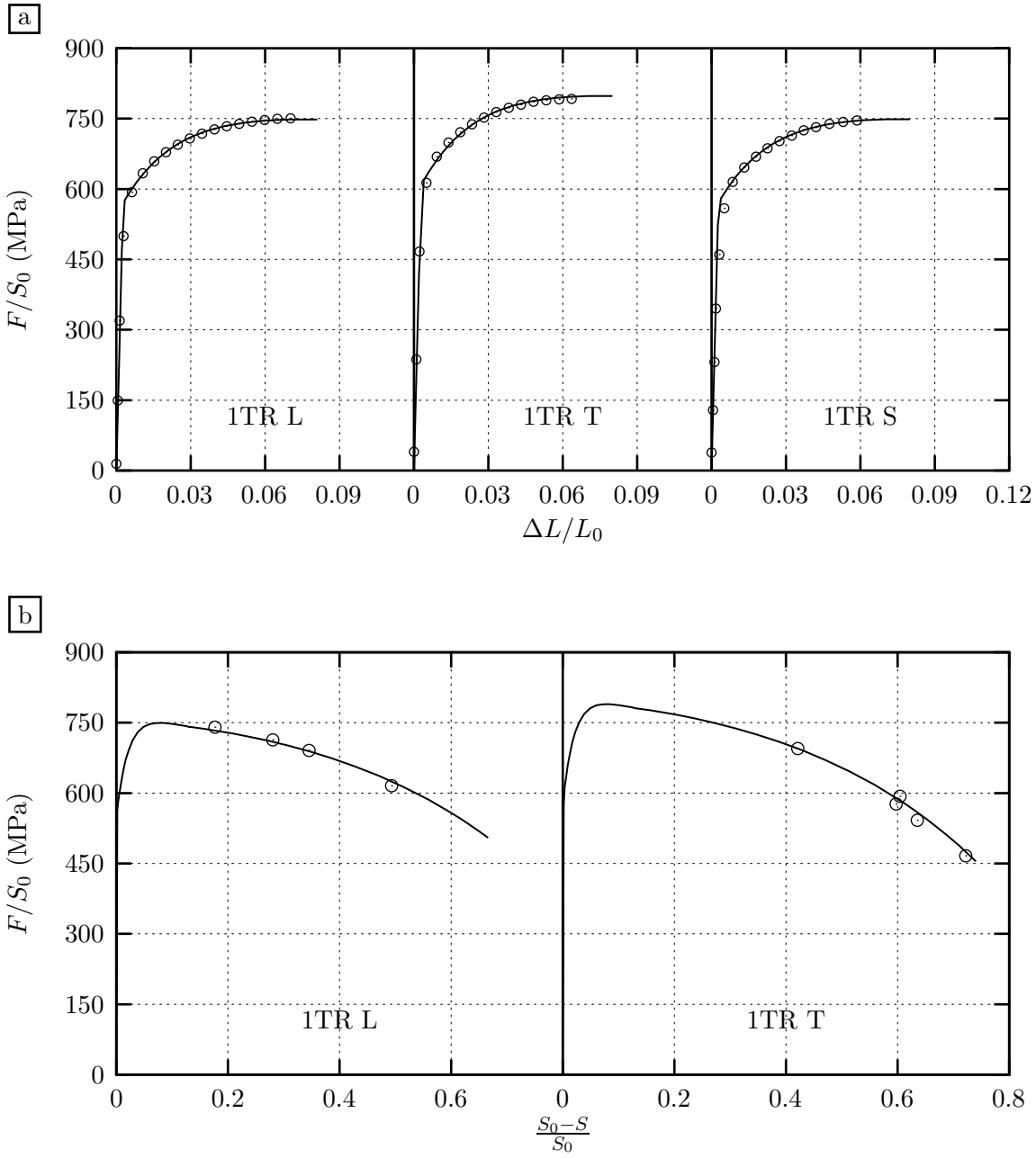


Figure V.1 : Identification des paramètres d'écrouissage isotrope sur essais de traction lisse. Essais (symboles) et simulations (lignes continues) avec critère de von Mises avec R_0 spécifique pour chaque direction. a : courbes conventionnelles des essais de traction. b : courbes contrainte nominale (F/S_0)) - réduction de l'aire de la section($\frac{S_0-S}{S_0}$).

pris en compte ensemble avec un écrouissage isotrope. Le modèle de comportement s'écrit de la manière suivante en uni-axial :

$$R(p) = R_0 \left[1 + Q_1 \left(1 - e^{-b_1 p}\right)\right] + \frac{C_1}{D_1}\left(1 - e^{-D_1 p}\right) + \frac{C_2}{D_2}\left(1 - e^{-D_2 p}\right) \tag{V.3a}$$

$$\text{et } F(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\alpha}}) = R(p) \tag{V.3b}$$

Ce modèle comporte un écrouissage isotrope $R_0 \left[1 + Q_1 \left(1 - e^{-b_1 p}\right)\right]$ et deux écrouissages cinématiques non linéaires $\frac{C_1}{D_1}\left(1 - e^{-D_1 \epsilon}\right) + \frac{C_2}{D_2}\left(1 - e^{-D_2 \epsilon}\right)$. Cette règle d'écrouissage cinématique non linéaire a été proposée par Chaboche [Chaboche, 1977]. Les paramètres du modèle sont identifiés à partir d'essais de traction et d'essais cycliques. Les deux premiers cycles des essais de fatigue oligo-cyclique ont été utilisés.

La comparaison des courbes expérimentales et calculées des essais cycliques est présentée sur la figure V.2. L'ensemble des paramètres d'écrouissage obtenus pour la direction T de l'acier P1 avec le critère de von-Mises est donné dans le tableau V.2. On trouve que les paramètres D_1 et D_2 sont grands. Cela veut dire que l'écrouissage cinématique sera saturé pour de faibles déformations plastiques. C'est pour cette raison qu'il ne sera pas pris en compte pour la simulation de la déchirure ductile dans cette étude où le niveau de déformation plastique est très important.

$R_0{}^T$	isotrope		cinématique			
(MPa)	Q_1(MPa)	k_1	C_1	D_1	C_2	D_2
500	100	14.6	94878	800	9616	70

Tableau V.2 : Paramètres d'écrouissage obtenus pour la direction T de l'acier P1 avec le critère de von Mises.

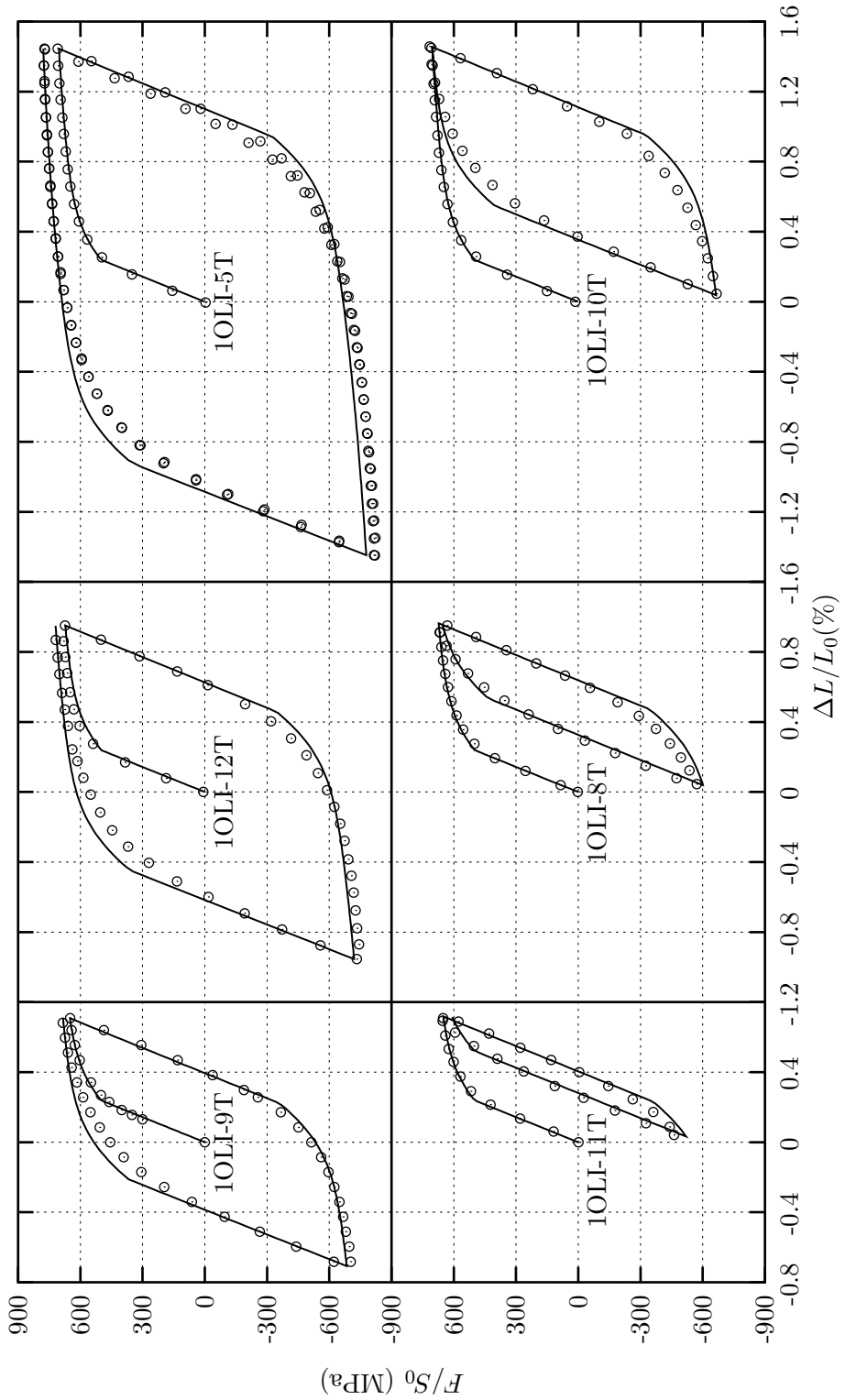


Figure V.2 : Essais oligo cycliques (direction T de l'acier P1). Comparaison des courbes de F/S_0-$\Delta L/L_0$ expérimentales (symboles) et calculées (lignes continues) avec des paramètres d'écrouissage donnés dans le tableau V.2 et avec le critère de von Mises.

V.1.2 Anisotropie de comportement

L'anisotropie des tôles laminées est bien connue. La plasticité se développe de manière anisotrope et le critère de von Mises n'est pas adapté. Nous utilisons donc le critère de Hill [Hill, 1948] et celui proposé par Bron et Besson [Bron and Besson, 2004] pour représenter l'anisotropie plastique de l'acier P1.

Une seule loi d'écrouissage est utilisée. La limite d'élasticité R_0 est choisie par convention comme la moyenne sur les trois directions. Tous les calculs sont tridimensionnels à cause de l'anisotropie du comportement.

Critère de Hill. La contrainte équivalente est définie par la relation suivante:

$$\sigma_H = \sqrt{\frac{3}{2}\underset{\sim}{\boldsymbol{s}} : \underset{\approx}{\boldsymbol{H}} : \underset{\sim}{\boldsymbol{s}}} \tag{V.4}$$

$$\sigma_H^2 = (a\sigma_{TT}^2 + b\sigma_{LL}^2 + c\sigma_{SS}^2 + 2d\sigma_{TL}\sigma_{LT} + 2e\sigma_{LS}\sigma_{SL} + 2f\sigma_{ST}\sigma_{TS}) \tag{V.5}$$

L'utilisation du modèle de Hill nécessite l'identification de 6 paramètres. Les paramètres a, b et c sont identifiés à partir des courbes de traction sur éprouvettes lisses suivant les 3 directions principales. Les paramètres d, e et f sont ajustés sur les essais de traction sur des éprouvettes axisymétriques entaillées (AE). En utilisant un écrouissage de type $R = K.\epsilon_{ep}^n$, Rivalin [Rivalin, 1998] a montré qu'il y a 6 relations reliant les caratéristiques de traction dans les axes principaux aux coefficients a, b et c et 6 relations reliant les caractéristiques de traction hors les axes principaux aux coefficients d, e et f. On dispose donc de douze relations pour déterminer les six coefficients du critère. Différentes méthodes de calage peuvent être adoptées :

- Identification des coefficients à partir des courbes de traction et validation par le calcul des coefficients de Lankford,
- Ajustement des paramètres à partir des déformations et validation par le prévision des niveaux de contraintes.

Ces deux méthodes donnent un ajustement parfait des données sur lesquels le critère est identifié, mais conduisent à de grandes différences lors de la prévision des autres grandeurs. Nous avons donc choisi de déterminer les coefficients a, b, c, d, e et f en utilisant à la fois les niveaux de contraintes et les rapports de déformations par une méthode itérative. Des algorithmes d'optimisation Simplex [Lawrence et al., 1994] et SQP [Gürdal and Haftka, 1992] ont été utilisés : un jeu de données initiales est choisi et la simulation des essais mécaniques est faite avec ces paramètres. L'écart entre les essais et les simulations est évalué et un nouveau jeu de données est calculé. La méthode d'optimisation consiste à minimiser cet écart.

Dans cette étude, les paramètres a, b et c sont déterminés en se basant sur des essais de traction suivant L, T et S en tenant compte des coefficients de Lankford. La méthode d'identification employée prévilégie la représentation de l'anisotropie en contraintes par rapport

a	b	c	d	e	f
0.825	1.056	1.092	1.072	1.270	1.487

Tableau V.3 : Paramètres d'anisotropie de Hill.

à l'anisotropie de déformation. Les paramètres d, e et f sont ajustés sur des essais de traction réalisés sur des éprouvettes axisymétriques entaillées.

Le résultat est donné dans le tableau V.3 et la conparaison calcul - expérience est présentée sur la figure V.3. Nous voyons que le modèle Hill permet de bien représenter les courbes conventionnelles de traction ainsi que des courbes charge-réduction diamétrale des AE. En revanche, les déformations radiales des essais de traction ne sont pas bien représentées. Cela provoquerait des conséquences pour la simulation des essais D3 où on s'intéresse non seulement aux courbes charge-déplacement, avancée de fissure-déplacement mais également au taux de réduction de l'épaisseur. En effet, cette dernière grandeur pouvant être mesurée post morten, elle ne présente pas de difficulté de mesure spécifique aux conditions dynamiques.

Critère de Bron. Un critère de plasticité permettant la modélisation de l'anisotropie des tôles d'aluminium a été proposé par Bron et Besson [Bron and Besson, 2004]. La contrainte effective est définie à partir de deux déviateurs modifiés (équation V.6).

$$\bar{\sigma} = \left[\frac{\alpha\psi^1 + (1-\alpha)\psi^2}{2}\right]^{1/a} \tag{V.6a}$$

$$\psi^1 = \left|S_2^1 - S_3^1\right|^a + \left|S_3^1 - S_1^1\right|^a + \left|S_1^1 - S_2^1\right|^a \tag{V.6b}$$

$$\psi^2 = \frac{3^a}{2^{a-1}+1}\left(\left|S_1^2\right|^a + \left|S_2^2\right|^a + \left|S_3^2\right|^a\right) \tag{V.6c}$$

S_1^k, S_2^k et S_3^k $(k = 1, 2)$ sont les valeurs propres de deux déviateurs modifiés $\underset{\sim}{\boldsymbol{s}}^k = \underset{\approx}{\boldsymbol{L}}^k : \underset{\sim}{\boldsymbol{\sigma}}$, $\underset{\approx}{\boldsymbol{L}}^k$ étant défini par l'équation V.7:

$$\underset{\approx}{\boldsymbol{L}} = \begin{pmatrix} (c_2^k + c_3^k)/3 & -c_3^k/3 & -c_2^k/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_3^k/3 & (c_3^k + c_1^k)/3 & -c_1^k/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_2^k/3 & -c_1^k/3 & (c_1^k + c_2^k)/3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4^k & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5^k & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6^k \end{pmatrix} \tag{V.7}$$

Il s'agit d'une extension du critère de Karafillis [Karafillis and Boyce, 1993] qui associe le même déviateur modifié $\underset{\sim}{\boldsymbol{s}}$ à ψ^1 et ψ^2. Ainsi, le critère possède 14 paramètres ajustables : a, α et $c_{i=1-6}^{k=1,2}$. a et α sont deux paramètres n'influant pas sur l'anisotropie qui est réglée par les coefficients c_i^k.

L'identification des paramètres du modèle est basée sur les essais mécaniques de traction sur éprouvettes lisses et éprouvettes axisymétriques entaillées ainsi que sur les coefficients de

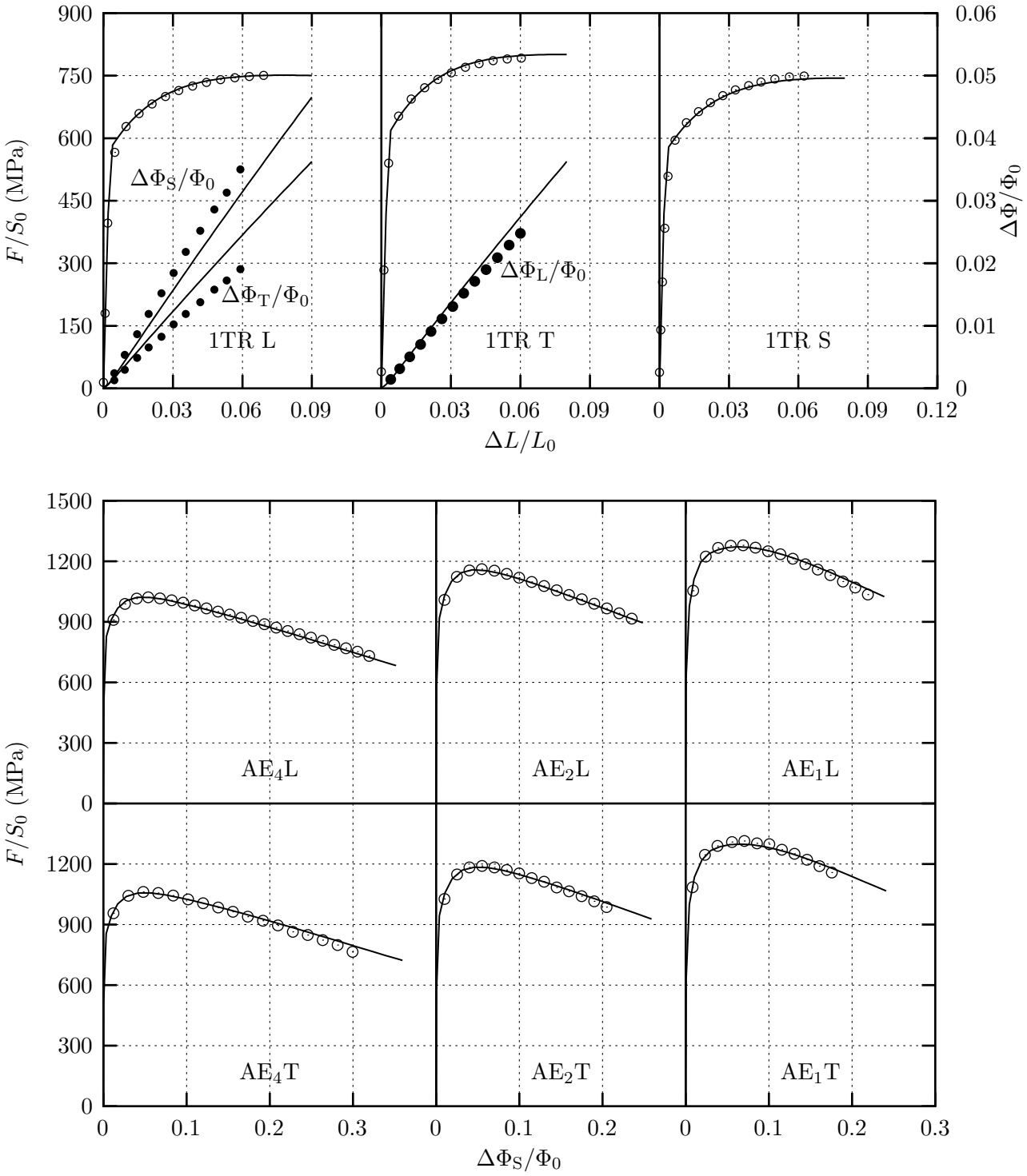


Figure V.3 : Identification des paramètres du modèle de Hill. Essais (symboles) et simulation avec le critère d'anisotropie de Hill (lignes continues).

a	α	c_1^1 c_1^2	c_2^1 c_2^2	c_3^1 c_3^2	c_4^1 c_4^2	c_5^1 c_5^2	c_6^1 c_6^2
9.25	0.7	1.022	1.009	0.961	1.140	1.116	1.118
		1.572	0.442	0.536	1.000	0.924	1.183

Tableau V.4 : Paramètres du critère Bron de l'acier P1 obtenus à partir de l'optimisation.

Lankford. Elle est divisée en deux étapes. D'abord, les $c_{i=1-3}^{k=1,2}$ sont optimisés sur les essais de traction simple et les mesures des coefficients de Lankford en fixant $c_{i=4-6}^{k=1,2} = 1$ et $\alpha = 0.7$. Ensuite, on optimise les paramètres $c_{i=4-6}^{k=1,2}$ sur des essais de traction des AE. Tous les paramètres obtenus précédemment sont fixés. Pour cette identification, les calculs par éléments finis sont tous tridimensionnels.

Les paramètres du critère anisotrope de Bron obtenus sont reportés dans le tableau V.4. La figure V.4 présente la comparaison avec les essais mécaniques et avec les simulations avec le critère de von Mises. Nous trouvons que le modèle isotrope de von Mises ne permet pas une bonne représentation du comportement du matériau de l'étude. Sur les éprouvettes AE, les simulations avec von Mises sur-estiment la charge. Bron [Bron and Besson, 2004] a obtenu le même résultat sur des éprouvettes plates entaillées. Par contre, les simulations avec le modèle anisotrope de Bron et Besson sont en bonne concordance avec les mesures expérimentales. Ce modèle permet de bien présenter les courbes de chargement ainsi que les déformations radiales, donc les coefficients de Lankford. Les simulations sur éprouvettes AE donnent également un bon accord avec l'expérience.

V.1.3 Effet de vitesse

L'effet de vitesse est représenté par une loi de type Norton :

$$\dot{\epsilon} = \left(\frac{\overline{\sigma} - R(p)}{K} \right)^n \tag{V.8}$$

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

$$\overline{\sigma} = K.\dot{\epsilon}^{1/n} + R(p) \tag{V.9}$$

Les paramètres K et n ont été ajustés pour représenter l'essai Charpy dynamique. Les valeurs de $K = 55$MPa s$^{1/n}$ et de $n = 5$ ont été obtenues.

V.1.4 Validation sur éprouvettes de déformation plane

Les essais sur éprouvettes de déformation plane sont utilisés pour valider des paramètres du modèle d'anisotropie de comportement élastoplastique. On compare les courbes F/S_0 - ΔL expérimentales et calculées suivant les directions longitudinale et transversale (Fig. V.5). Nous avons un bon accord entre le calcul avec le critère de Bron et l'expérience. En revanche, les calculs avec le critère de Hill surestiment la charge.

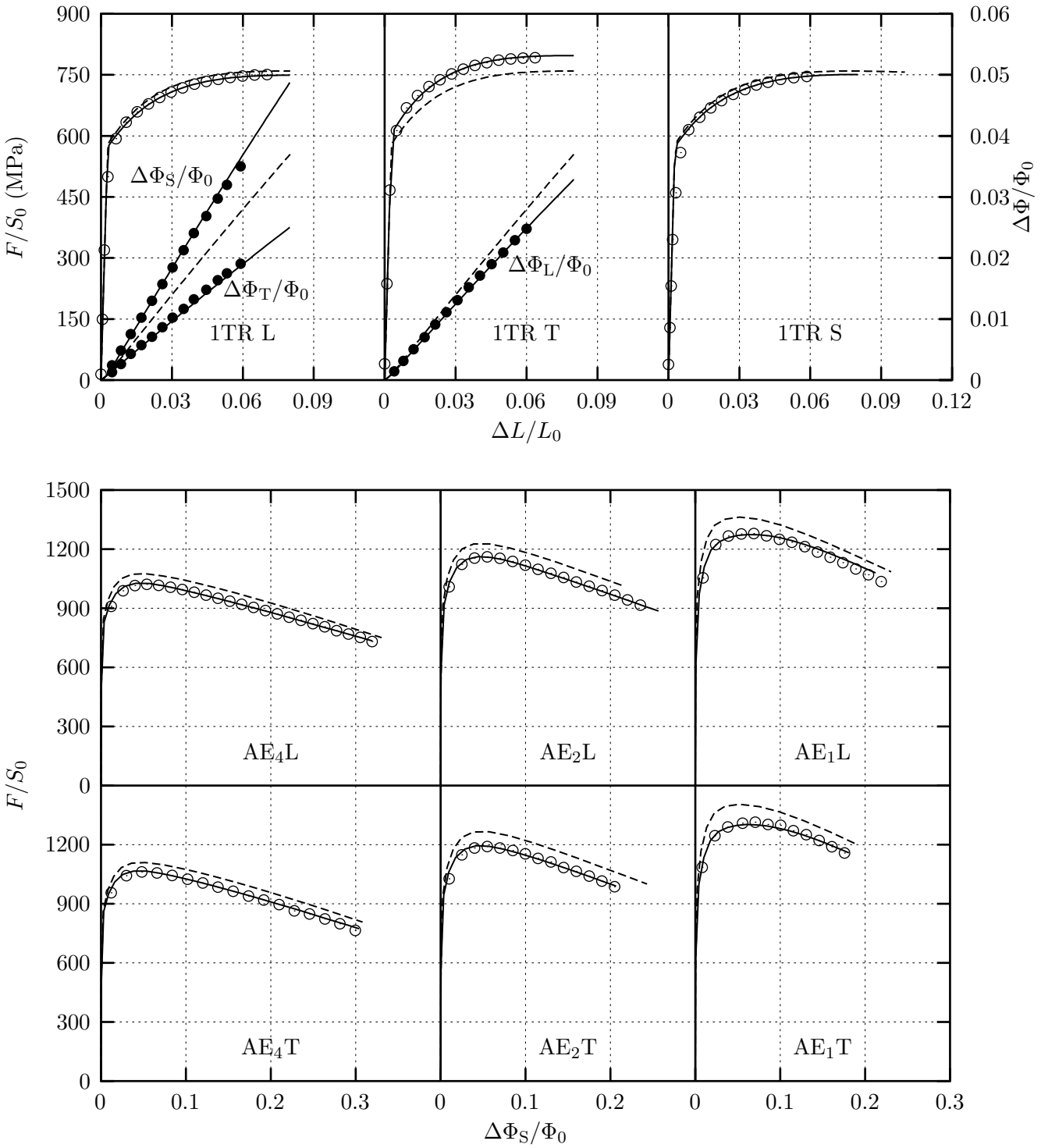


Figure V.4 : Identification des paramètres du modèle de Bron et Besson. Essais (symboles) et simulation avec le critère de Mises (pointillés minces) et avec le critère d'anisotropie de Bron (lignes continues).

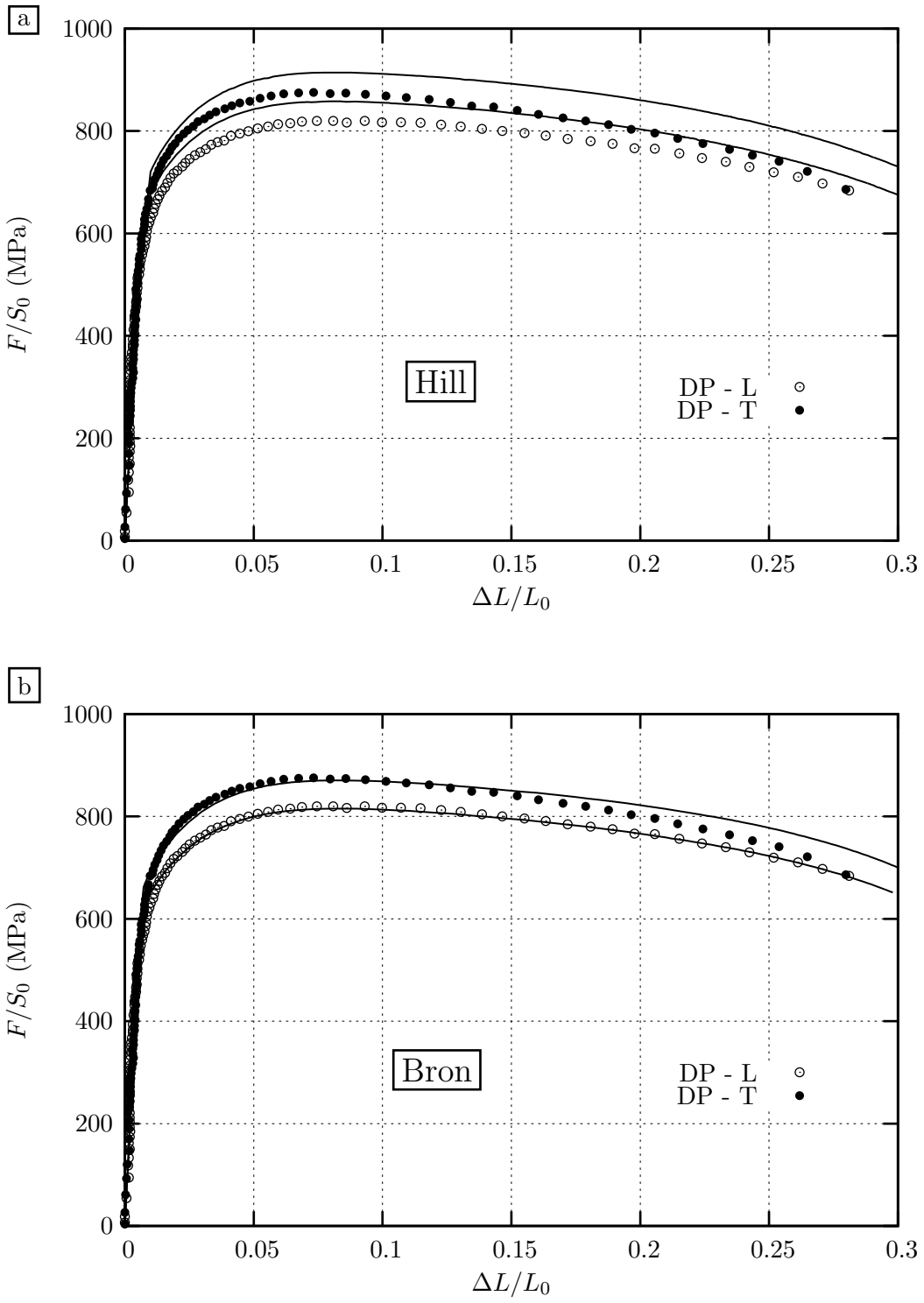


Figure V.5 : Validation du modèle élastoplastique : comparaison des courbes F/S_0 - $\Delta L/L_0$ pour les éprouvettes DP. Essais (symboles) et simulation (lignes continues). a critère d'anisotropie de Hill, b critère d'anisotropie de Bron.

V.1.5 Conclusions

L'acier P1 en quasi-statique est modélisé par un comportement anisotrope élastoplastique à écrouissage isotrope non linéaire. Un double écrouissage de forme exponentielle a été choisi. Le premier permet de représenter l'écrouissage pour les déformations inférieures à 10% et le second l'écrouissage pour les plus fortes déformations.

L'anisotropie plastique est modélisée par le critère de Hill et celui proposé par Bron et Besson. Les paramètres du modèle ont été identifiés en se basant sur les essais de traction simples suivant trois directions principales de sollicitation en tenant compte des coefficients de Lankford et sur les essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées. Ils sont ensuite validés sur les essais sur éprouvettes de déformation plane. Nous trouvons que le critère d'anisotropie de Hill ne permet pas de bien représenter à la fois les contraintes et les déformations radiales. En revanche, un bon accord sur l'ensemble des essais a été obtenu avec le critère de Bron. Dans la suite de cette étude, le critère de Bron est donc choisi pour la simulation de la déchirure ductile.

V.2 Modélisation de l'endommagement ductile

La rupture ductile est habituellement décrite par trois phases successives: germination de cavités sur des particules de seconde phase, la croissance des cavités au cours de la déformation plastique et enfin la coalescence de ces trous.

Les modèles permettant de décrire tout ou en partie, les trois mécanismes de la rupture ductile sont classés en deux catégories: les modèles découplés et les modèles couplés. On trouvera, par exemple dans le travail de thèse de B. Tanguy [Tanguy, 2001] une revue des différentes approches qui ont été proposées. Dans cette étude, l'endommagement ductile est modélisé en utilisant une extension du modèle couplé Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) [Gurson, 1977, Tvergaard and Needleman, 1984] à l'anisotropie [Rivalin et al., 2001].

V.2.1 Modèle d'endommagement utilisé

L'extension du modèle GTN à l'anisotropie de Rivalin et al [Rivalin et al., 2001] est utilisée. Le potentiel Φ est écrit par V.10.

$$\Phi = \sigma_* - R(p) \tag{V.10}$$

Dans cette relation, $R(p)$ désigne l'écrouissage du matériau non-endommagé, σ_* la contrainte effective définie implicitement par l'équation V.11

$$\Psi = \frac{\bar{\sigma}^2}{\sigma_*^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(q_2 \frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_*}\right) - (1 + q_1^2 f^{*2}) = 0 \tag{V.11}$$

avec

$$\begin{cases} f^* = f & \text{pour } f < f_c \\ f^* = f_c + \delta(f - f_c) & \text{pour } f > f_c \end{cases} \tag{V.12}$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente, σ_m la contrainte moyenne, f^* la porosité effective. Pour représenter l'anisotropie de déformation du matériau, comme Rivalin et al [Rivalin et al., 2001], Bron et Besson [Bron and Besson, 2006], nous avons pris la définition de la contrainte au sens de Bron (équation V.6) dans l'équation V.11.

Sous cette forme, les paramètres du modèle sont au nombre de six : les paramètres q_1 et q_2 sont classiquement pris respectivement égaux à 1.5 et 1, la porosité initiale du matériau f_0, la porosité critique de coalescence f_c et le paramètre d'accélération δ. A ces cinq paramètres, ajoutons pour le calcul une taille de maille dépendante du matériau et du modèle.

V.2.2 Etude paramétrique

Nous avons réalisé une étude paramétrique pour déterminer l'influence des coefficients (f_c et δ) et des constantes (q_1 et q_2) du modèle. L'effet de la taille de maille est également étudié. Cette étude est réalisée sur des essais mécaniques (géométrie AE_2 et CT) sollicités suivant la direction transversale en conditions quasi-statiques sans prise en compte de la germination. Tous ces calculs ont été réalisés en 3D en utilisant des éléments quadratiques à intégration réduite.

Effet de la taille de maille.

La taille de maille est donnée sous la forme $h \times l$ où h est la hauteur de l'élément et l sa longueur.

- La hauteur de l'élément a un effet sensible. Sa diminution entraine un amorçage de la fissure plus tôt et une accélération de la propagation (Fig. V.6a et V.7a).
- La longueur de l'élément a un effet moins sensible sur les éprouvettes AE (Fig. V.6b). En effet, un changement de la longueur de l'élément ne modifie ni l'instant de coalescence, ni la propagation des éprouvettes AE. L'effet de l est beaucoup plus marqué sur les éprouvettes CT. Une augmentation de la longeur de l'élément entraine une augmentation de la propagation de fissure (Fig. V.7b).

Effet de la porosité critique.

L'effet de la porosité critique, f_c, est bien connu et déjà reporté par plusieurs auteurs [Tanguy, 2001, Rivalin, 1998, Hashemi et al., 2004].

- Sur les éprouvettes AE, le paramètre f_c agit sur l'instant de la rupture de pente : une augmentation de f_c retarde l'instant de l'accélération de la coalescence mais ne change pas la vitesse de propagation de fissure (pente) (Fig. V.6c).
- Sur les éprouvettes CT, le paramètre f_c a un effet non seulement sur l'amorçage de la fissure mais également la vitesse de propagation de fissure (Fig. V.7c). On note une sensibilité assez forte du comportement vis à vis de f_c.

Effet du paramètre δ.

Le paramètre δ influence l'instant de la chute de charge et la vitesse de propagation. Une diminution de δ provoque un retard de l'instant de l'accélération de coalescence (Fig. V.6d) et une diminution de la vitesse de propagation (Fig. V.7d).

Effet de q_1 et q_2.

L'effet des paramètres q_1 et q_2 est inverse de celui de f_c (Fig. V.6c,d et V.7c,d). Une augmentation de q_1 provoque une accélération de la vitesse de propagation. La sensibilité du comportement vis à vis de q_2 est très forte. Des travaux de Faleskog et al [Faleskog et al., 1998], et de Gullerud et al [Gullerud et al., 2000] ont montré la dépendance des paramètres q_1 et q_2 en fonction de l'écrouissage et du rapport σ_0/E.

Comparaison des critères Bron-Hill

Afin de comparer les deux modèles d'anisotropie plastique, nous avons pris la contrainte équivalente, $\bar{\sigma}$ au sens de Bron (équation V.6) ou de Hill (équation V.5) dans la formulation du modèle d'endommagement GTN (équation V.11). La comparaison des résultats de calcul obtenus avec ces deux modèles est donnée sur la figure V.8 pour la géométrie AE_2 et CT. Sur l'éprouvette AE, l'instant de coalescence est plus tardif avec le critère de Hill qu'avec celui de Bron (Fig. V.8a). Par contre sur l'éprouvette CT, l'amorçage se fait plus tôt et la vitesse de propagation est plus élevée avec le critère de Hill qu'avec celui de Bron (Fig. V.8b).

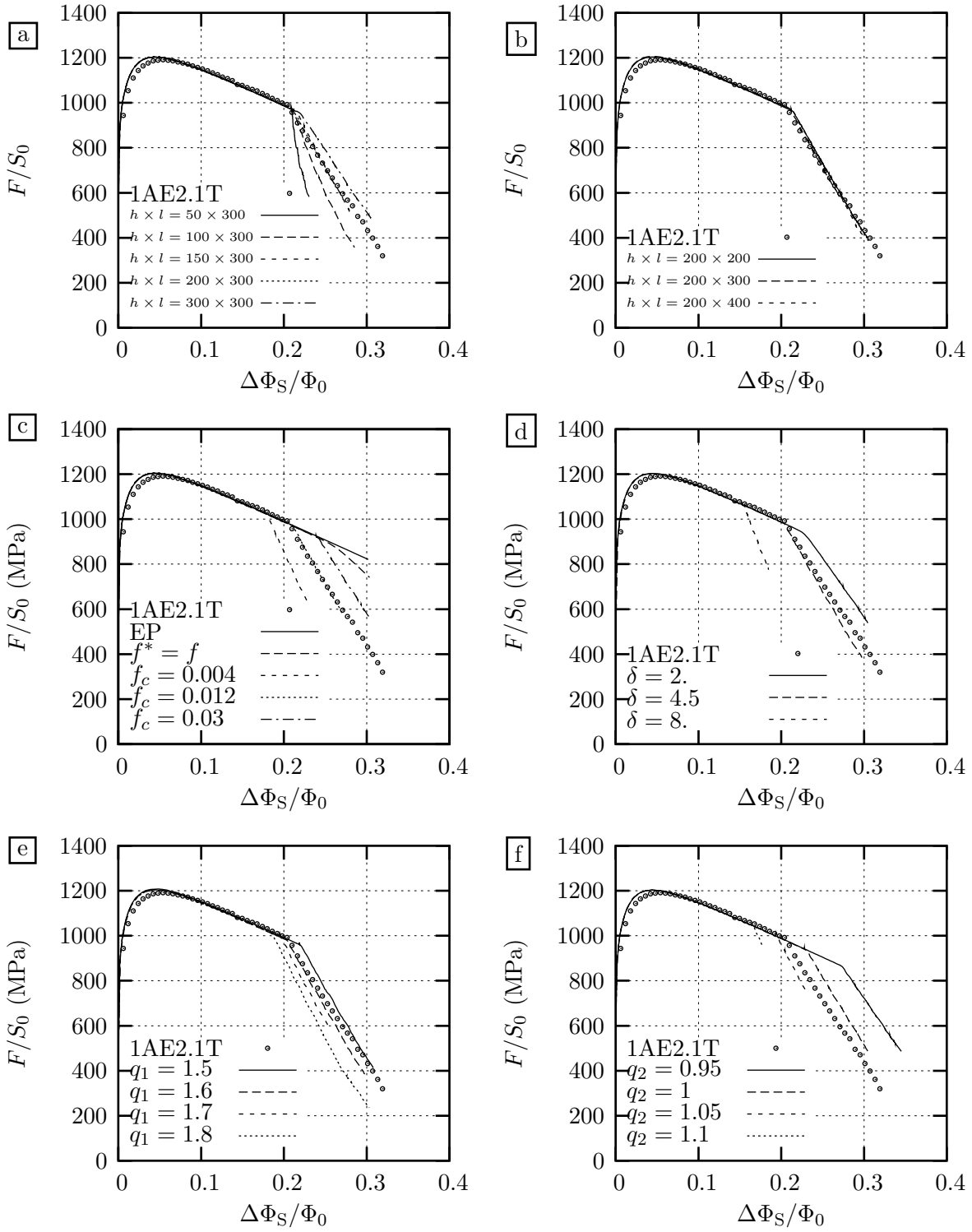


Figure V.6 : Etude paramétrique du modèle. Exemple de la géométrie AE_2, courbes normalisées (F/S_0-$\Delta\Phi_S/\Phi_0$). a,b : effet de la taille de maille ($q_1 = 1.6$, $q_2 = 1$, $f_c = 0.02$, $\delta = 4.5$), c : effet de la porosité critique ($q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$, $\delta = 4.5$, $h \times l = 200 \times 300$), d : effet de δ ($q_1 = 1.6$, $q_2 = 1$, $f_c = 0.02$, $h \times l = 200 \times 300$), e : effet de q_1 ($q_2 = 1$, $f_c = 0.02$, $\delta = 4.5$, $h \times l = 200 \times 300$), f : effet de q_2 ($q_1 = 1.5$, $f_c = 0.02$, $\delta = 4.5$, $h \times l = 200 \times 300$).

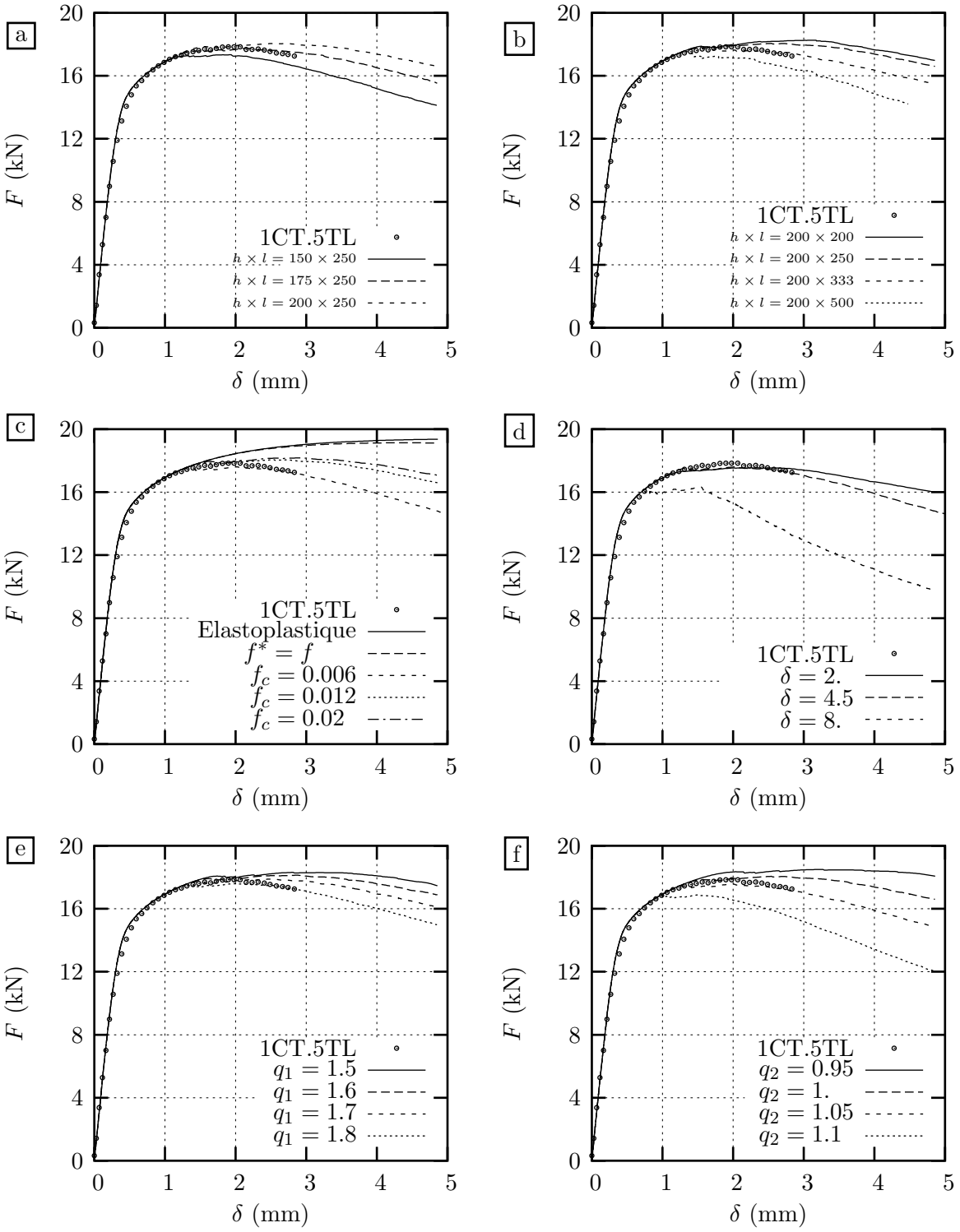


Figure V.7 : Etude paramétrique du modèle. Exemple de la géométrie CT (a_0/W=0.58), courbes charge-déplacement de la ligne de charge. a, b : effet de la taille de maille ($q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$, $f_c = 0.012$, $\delta = 4.5$), c : effet de la porosité critique ($q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$, $\delta = 4.5$, $h = 200$), d : effet de δ ($q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$, $f_c = 0.006$, $h = 200$), e : effet de q_1 ($q_2 = 1$, $f_c = 0.02$, $\delta = 4.5$, $h = 200$), f : effet de q_2 ($q_1 = 1.5$, $f_c = 0.012$, $\delta = 4.5$, $h = 200$).

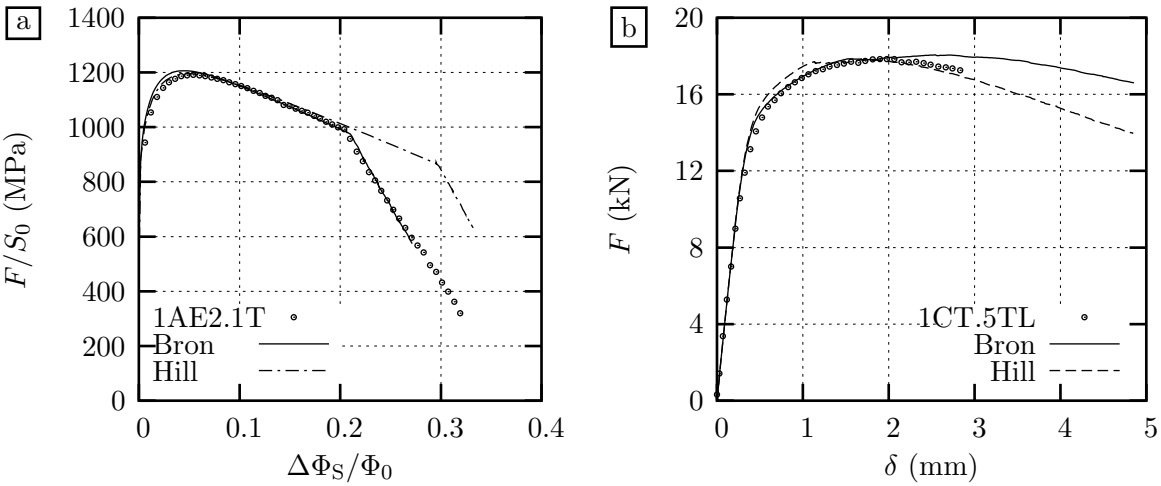


Figure V.8 : Comparaison de deux modèles d'anisotropie Bron - Hill ($q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$, $f_c = 0.012$, $\delta = 4.5$, h=200). a : géométrie AE_2, b : géométrie CT.

V.2.3 Prise en compte de la germination

La germination de cavités à partir d'une population de particules de seconde phase est un mécanisme qui participe au processus d'endommagement ductile, notamment lors de la phase de coalescence. Il est admis que la germination à partir de la première population de particules (par exemple inclusions mixtes de sulfure de Calcium et d'oxydes) se produit dès le début du chargement et que la fraction volumique de ces particules peut être modélisée comme une fraction volumique de cavités. La germination à partir des particules de seconde phase (par exemple des M-A et des carbures Fe_3C) est considérée le plus souvent comme contrôlée par la déformation plastique. La description de ce dernier mécanisme lors de la modélisation de l'endommagement ductile à l'échelle des milieux continus est faite en introduisant un terme supplémentaire dans la loi d'évolution de la porosité totale $\dot{f}$. La cinétique de f est gérée par la germination et la croissance des cavités (équation V.13). Dans cette expression, la cinétique de la germination est de la forme (V.14) où les coefficients A_n et B_n revètent différentes expressions selon le mécanisme de germination considéré. A_n et B_n peuvent être assimilés à l'intensité de germination contrôlée en contrainte et en déformation, respectivement. Une loi de germination doit contenir deux aspects : l'instant du déclenchement de la germination et la quantité de cavités qui seront créées. Plusieurs lois de germination ont été proposées dans la littérature : germination en amas, germination continue et germination statistique [Chu and Needleman, 1980, Van Stone et al., 1985, Zhang and Hauge, 1999].

$$\dot{f} = \dot{f}_{germination} + \dot{f}_{croissance} \tag{V.13}$$

$$\dot{f}_{germination} = A_n \dot{\sigma}^* + B_n \dot{p} \tag{V.14}$$

Dans cette étude, un modèle de germination continue contrôlée par la déformation a été choisi. Quand la triaxialité est assez élevée (i.e. éprouvettes AE_1 ou C(T)), la croissance de cavités

amorcées à partir de la première population de particules est assez rapide pour conduire à une rupture par striction interne avant la germination de la deuxième population de cavités. Cela indique qu'un certain niveau de déformation plastique est requis pour déclencher la germination de la seconde population de cavités (Fig. V.9). Pour représenter cet effet, B_n est exprimé comme suit :

$$B_n = \begin{cases} B_n^0 & \text{if } p_{\min} \leq p \leq p_{\max} \\ 0 & \text{ailleurs} \end{cases} \tag{V.15}$$

Afin de déterminer un seuil de déformation plastique en deçà duquel le germination autour des M-A et des carbures n'a pas lieu, des observations sont réalisées sur des faciès de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées sollicitées en traction. L'estimation de la déformation plastique est obtenue par une simulation E.F. Pour les géométries AE_1 et AE_2 où les déformations plastiques au moment de la chute de charge sont de 0.3 et 0.4 respectivement, les grosses cupules créées à partir de la première population de particules (CaS, TiN, oxydes) sont dominantes. Pour la géométrie AE_4 où la déformation plastique est plus importante (0.8), beaucoup de petites cupules naissant à partir des M-A et des carbures ont été observées.

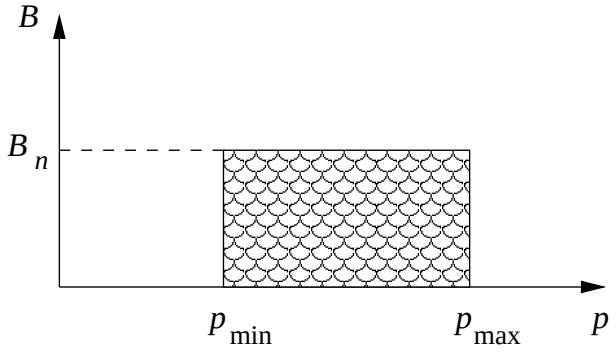


Figure V.9 : Modèle de germination continue contrôlée en déformation.

V.2.4 Identification du modèle d'endommagement

Il n'existe pas de méthode définie pour déterminer les paramètres du modèle de Gurson. Les 3 phases à décrire sont la germination, la croissance et enfin la coalescence. Dans cette étude, la fraction initiale de porosité est considérée comme égale à la fraction volumique des inclusions CaS et des oxydes déterminée par l'analyse d'image, soit $f_0 = 1.35 \times 10^{-4}$. Ce choix revient à considérer qu'un amas de particules donne naissance à des cavités dès le début du chargement. Une germination autour des M-A et des carbures est également introduite. On utilise un modèle de germination continue avec une déformation plastique seuil de 50% déterminée sur les fractographies des éprouvettes AE et maximale de 100%. Le coefficient B_n^0 est numériquement ajusté.

Il reste à ajuster les paramètres de la fonction f^* décrivant la phase de coalescence et la longueur caractéristique qui est assimilée à la taille de maille. Cette dernière est choisie pour pouvoir décrire l'avancée de fissure. Dans cette étude, elle est ajustée sur éprouvettes Charpy V.

Une taille de $h \times l$=200×250μm^2 a été adoptée. Elle reste constante pour toutes les éprouvettes. Les paramètres de la fonction f^* sont la fraction volumique critique, f_c, et le paramètre δ. Dans un premier temps, nous avons considéré que f_c dépend de la triaxialité comme le montrent les travaux de Brocks et al [Brocks et al., 1995] et de Benzerga et al [Benzerga et al., 1999]. Une valeur spécifique de f_c est déterminée pour chaque géométrie (AE$_1$, AE$_2$, AE$_4$, CT et Charpy V) [Luu et al., 2006a]. La germination autour de la seconde population de particules n'a pas été prise en compte dans le modèle d'endommagement utilisé. Dans un deuxième temps, le paramètre f_c est considéré comme indépendant de la triaxialité. On prend en compte la germination autour des M-A et des carbures [Luu et al., 2006b]. Le paramètre q_2 est choisi égal à 1 comme dans plusieurs études antérieures et le paramètre q_1 est ajusté.

Finalement, 4 paramètres doivent être numériquement ajustés : q_1, B_n^0, f_c et δ. L'identification est réalisée par une méthode itérative afin d'optimiser l'écart entre les essais et les simulations sur les éprouvettes AE et Charpy V. Les paramètres déterminés sont ensuite validés sur éprouvettes CT et les essais suivant la direction L. Nous attirons l'attention sur le fait que l'introduction du comportement anisotrope de l'acier rend nécessaire le calcul tridimensionnel de toutes les éprouvettes (à l'exception de l'éprouvette DP), ce qui implique des calculs par éléments finis relativement lourds.

Les maillages sont présentés sur les figures V.10, V.11, V.12 et V.13. A cause de la symmétrie, seul un quart de l'éprouvette est maillée en utilisant des éléments quadratiques avec intégration réduite.

(a) Eprouvette AE$_1$ (b) Eprouvette AE$_2$ (c) Eprouvette AE$_4$

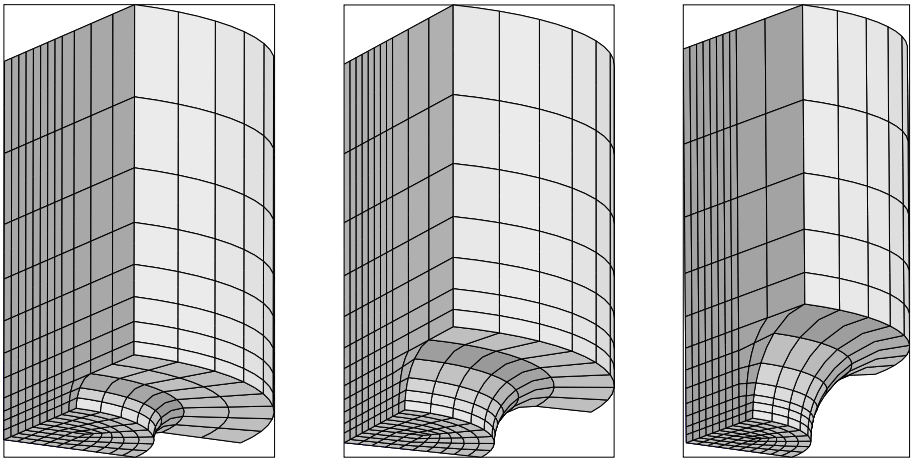


Figure V.10 : Maillages tridimensionnels des éprouvettes axisymétriques entaillées, h = 200μm. a : AE$_1$, b : AE$_2$, c : AE$_4$.

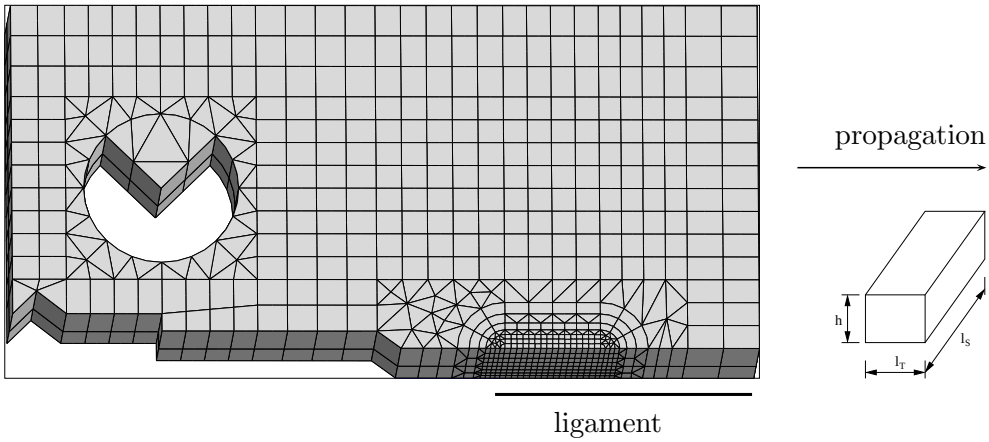


Figure V.11 : Maillage de l'éprouvette CT(05T), $h = 200\mu$m, $l_{\mathrm{T}} = 250\mu$m et $l_{\mathrm{S}} = 600-1000\mu$m

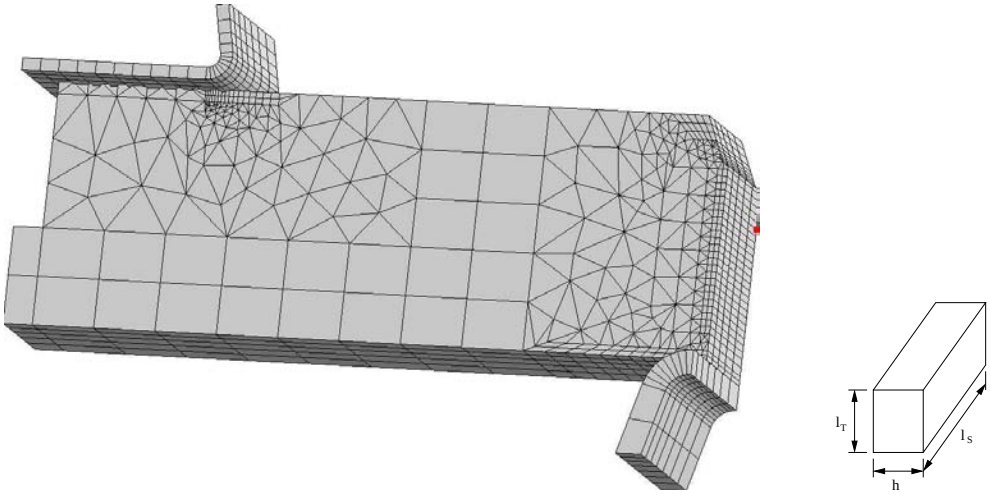


Figure V.12 : Maillage de l'éprouvette Charpy V, $h = 200\mu$m, $l_{\mathrm{T}} = 250\mu$m et $l_{\mathrm{S}} = 600 - 1000\mu$m.

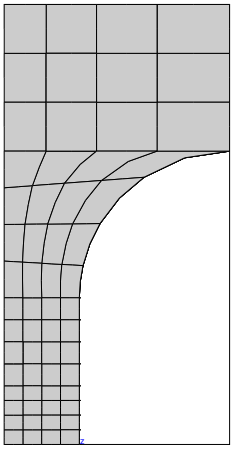


Figure V.13 : Maillage bidimensionel de l'éprouvette DP, $h = 200\mu$m, $l_{\mathrm{S}} = 250\mu$m.

Direction	Géométrie [triaxialité]	AE_4 [1-1.2]	AE_2 [1.3-1.5]	AE_1 [1.4-1.8]	CT [1.9-2.4]	KCV statique [1.5-1.9]
T	δ	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5
	f_c	0.012	0.01	0.01	0.006	0.0038
L	δ	4.5	4.5	4.5	4.5	4.5
	f_c	0.025	0.025	0.025	0.008	0.004

Tableau V.5 : Paramètres du modèle GTN sans prise en compte de la germination obtenus pour différentes géométries ($q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$, h=200μm) en fonction de la triaxialité.

fonction f^*		germination		
δ	f_c	B_n^0	p_{min}	p_{max}
4.5	0.02	0.02	0.5	1.

Tableau V.6 : Paramètres du modèle GTN-G avec prise en compte de la germination ($q_1 = 1.6$, $q_2 = 1$, h=200μm). La direction de sollicitation est le sens transversal.

V.2.5 Résultats

Deux modèles d'endommagement ont été utilisés :

- **GTN :** modèle GTN sans prise en compte de la germination. Les paramètres (f_c, δ) obtenus pour différentes géométries sont donnés dans le tableau V.5. Les paramètres q_1 et q_2 sont classiquement pris respectivement égaux à 1.5 et 1. On remarque que f_c a tendance à diminuer lorsque la triaxialité augmente [Zhang and Niemi, 1995, Brocks et al., 1995, Benzerga et al., 1999]. Une faible valeur de f_c est obtenue pour l'éprouvette Charpy.
- **GTN-G :** modèle GTN avec prise en compte de la germination. Les paramètres obtenus sont reportés dans le tableau V.6.

a) Eprouvettes AE

La comparaison des courbes expérimentales et calculées sur éprouvettes AE est présentée sur la figure V.14 pour les directions L et T. Les expériences et les simulations présentent une chute de charge qui correspond à l'apparition d'une macro fissure au centre de l'éprouvette. Une meilleure description des courbes est obtenue en utilisant une valeur de f_c par géométrie, notamment pour la direction L. Suivant la direction T, en comparaison avec les résultats obtenus sans prise en compte de la germination autour des M-A et des carbures, il apparaît que les paramètres obtenus en prenant en compte de la gernimation de la seconde population de cavités conduisent à une légère surestimation de l'instant de l'amorçage macroscopique pour la géométrie AE_2 et à une sous-estimation de l'amorçage sur la géométrie AE_4. La simulation avec le modèle GTN-G a tendance à sous-estimer la ductilité de la direction L. Ceci indique une légère anisotropie du comportement à rupture qui n'est pas prise en compte dans ce modèle. Les modèles incluant la forme et l'espace des cavités pourraient être utilisés à cet effet [Gologanu et al., 1997, Benzerga et al., 1999, Pardoen and Hutchinson, 2000].

b) Eprouvettes DP

La comparaison des courbes expérimentales et calculées avec le modèle GTN-G pour les directions L et T est donnée sur la figure V.15. Nous obtenons un bon accord de l'expérience avec le calcul. Pourtant, le chemin de fissure obtenu est plat. La simulation de la rupture par cisaillement en déformation plane sera abordée dans la section V.3.

c) Eprouvettes Charpy V

L'essai Charpy est un essai mécaniquement très complexe à décrire. Cette complexité rend l'essai difficile à simuler et à interpréter [Tanguy et al., 2005]. Les effets inertiels peuvent être négligés quand la plasticité devient importante [Tvergaard and Needleman, 1988, Rossoll et al., 1999]. Des calculs tridimensionnels sont nécessaires parce que les calculs en déformation plane surestiment la charge [Rossoll et al., 2002, Eberle et al., 2002]. Le contact doit être pris en compte, notamment le glissement entre l'éprouvette et les appuis doit être autorisé [Tanguy et al., 2005]. Le coefficient de friction utilisé est de 0.1. L'effet de vitesse de sollicitation doit être pris en compte afin de représenter à la fois les essais dynamiques (5m/s) et essais quasi-statiques (10μm/s). Enfin, l'effet de l'échauffement adiabatique dû à la vitesse de déformation plastique est négligé dans cette étude.

La comparaison des courbes de charge-déplacement expérimentales et calculées des configurations T-L (utilisée pour l'ajustement) et L-T (utilisée pour la validation) est présentée sur la figure V.16. Un bon accord est obtenu pour un déplacement jusqu'à 20mm. Pour le modèle GTN, une faible valeur de f_c est requise. La prise en compte de la germination des cavités sur la deuxième population de particules (modèle GTN-G) est un moyen commode qui remplace la description de la formation des lèvres de cisaillement par le modèle utilisé.

d) Eprouvettes CT(05T)

La comparaison des courbes de charge et avancée maximale de fissure en fonction du déplacement de la ligne de charge expérimentales et calculées des éprouvettes CT en configurations T-L et L-T est présentée sur la figure V.17. A partir des courbes de simulation, on construit des courbes de résistance $J - \Delta a$ (fi. V.18). Une meilleure desciption est obtenue avec le modèle GTN. Pour la configuration T-L, les deux modèles GTN et GTN-G surestiment la valeur de J par rapport aux expériences. Il faut rappeler que les essais sur éprouvettes CT en configuration T-L présentent des délaminages importants. Pour la configuration L-T où les délaminages sont beaucoup moins importants, nous obtenons un bon accord entre expériences et simulations pour les deux modèles utilisés.

V.2.6 Conclusions

Dans cette partie, deux modèles couplant le comportement et l'endommagement ont été utilisés. Les deux modèles considèrent un matériau poreux dont la fraction initiale de porosité est égale à la fraction volumique d'inclusions évaluée par analyse

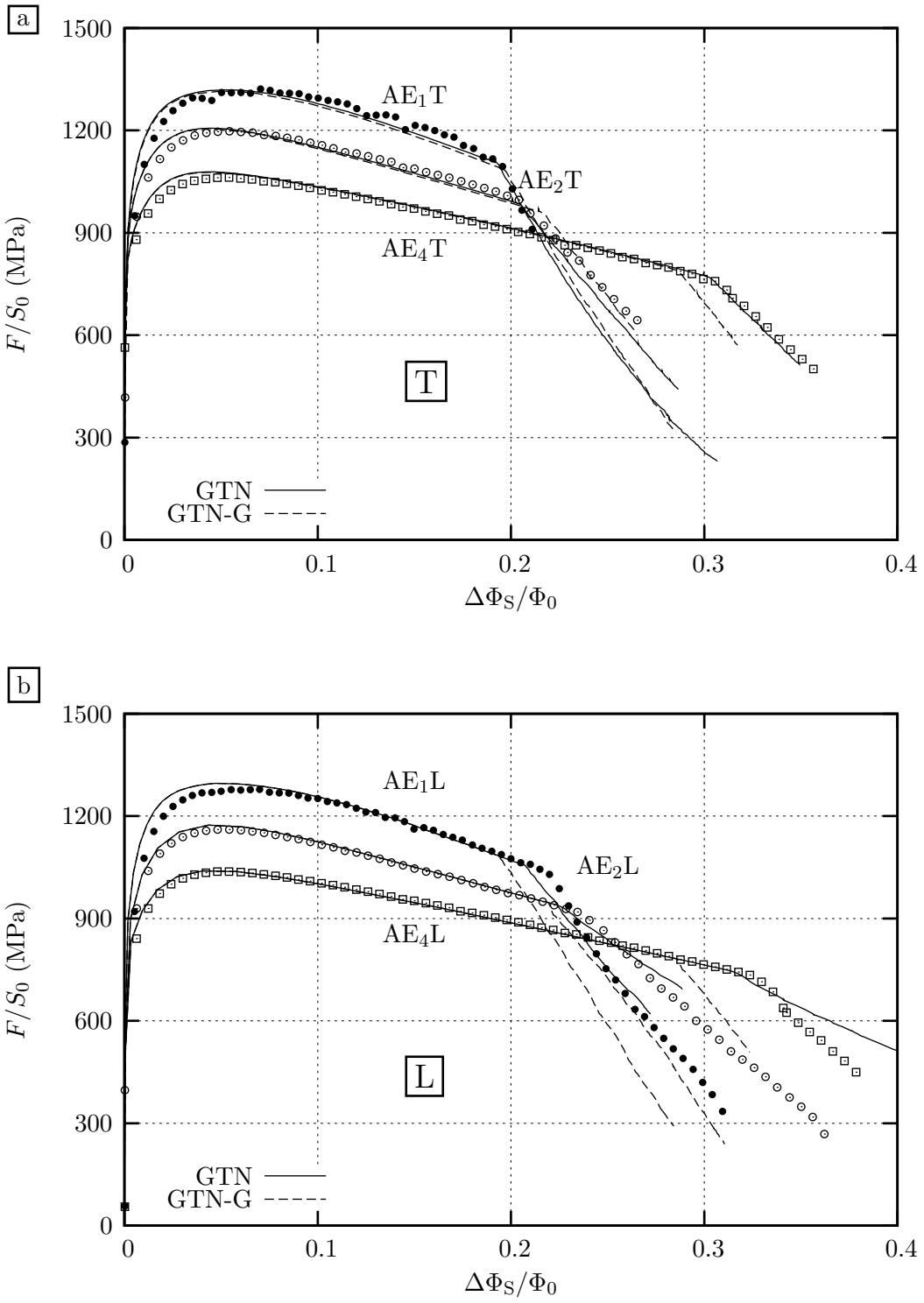


Figure V.14 : Comparaison entre les courbes expérimentales et calculées de charge-contraction diamétrale sur éprouvette AE. a : direction de sollicitation T, b : direction de sollicitation L. (F : charge appliquée, S_0 : minimum section initiale, $\Delta\Phi_S$: contraction diamétrale suivant la direction S, Φ_0 : diamètre initial de la minimum section).

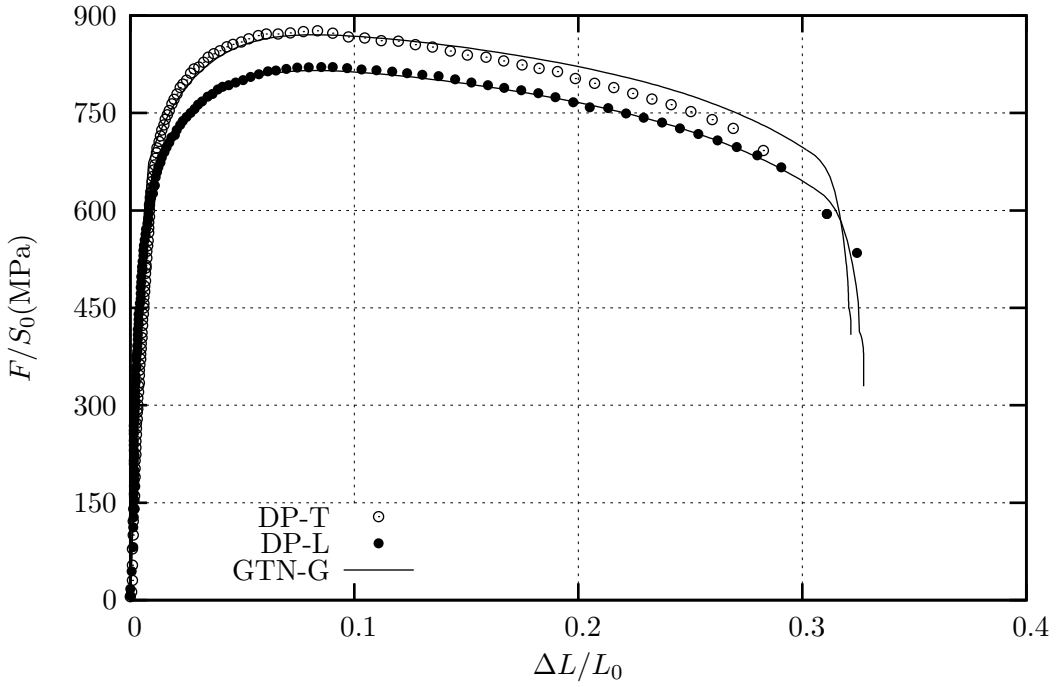


Figure V.15 : Comparaison des courbes expérimentales (symboles) et calculées (lignes) de charge-déplacement sur éprouvettes de déformation plane suivant les directions T et L. (ΔL : déplacement mesuré avec un extensomètre dont la base de mesure est de 10mm, L_0 : longueur initiale de la zone utile, $L_0 = 4$mm).

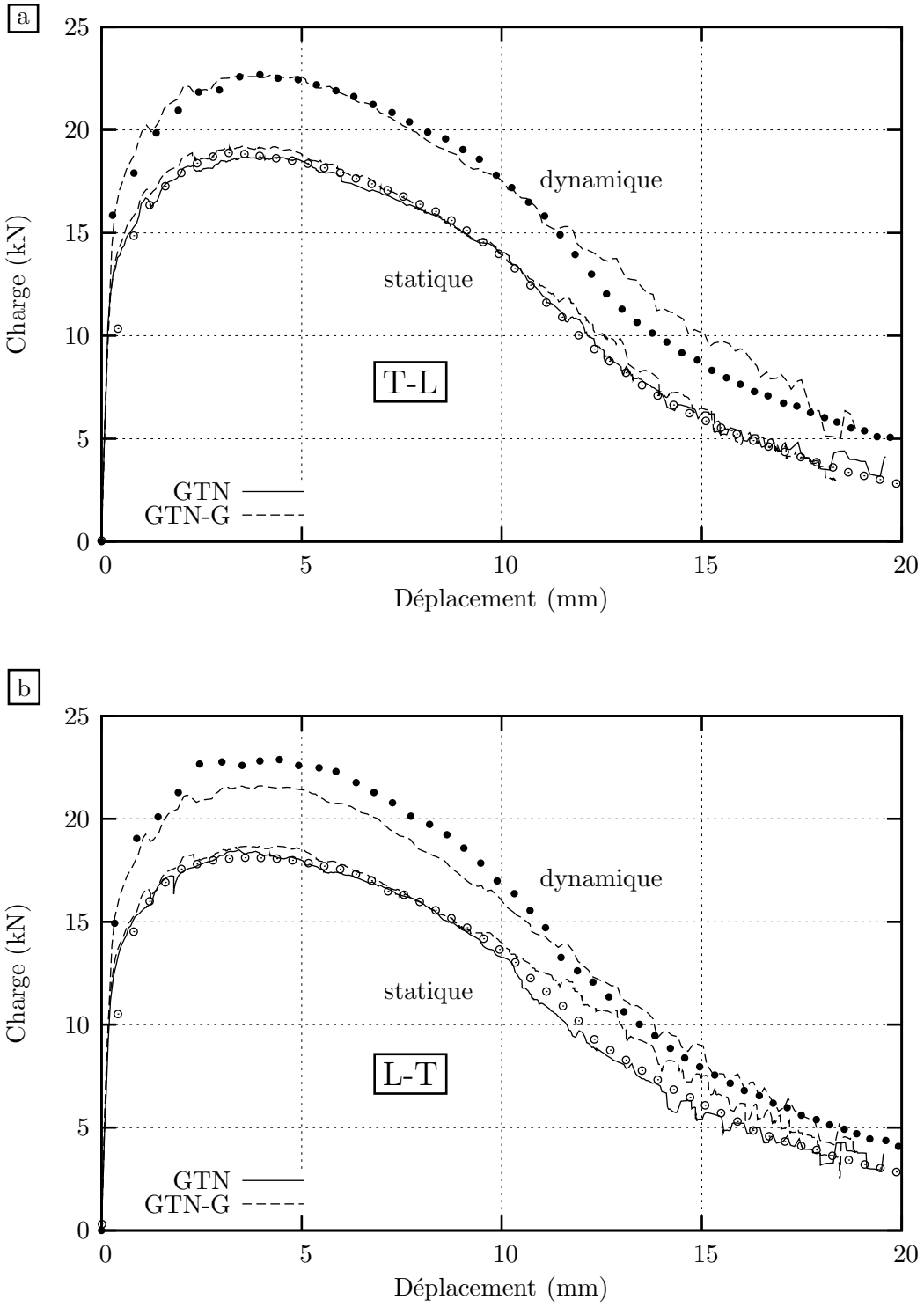


Figure V.16 : Comparaison des courbes expérimentales (symboles) et calculées (lignes) de charge-déplacement des essais dynamiques et statiques sur éprouvettes Charpy V. a : configuration T-L, b : configuration L-T.

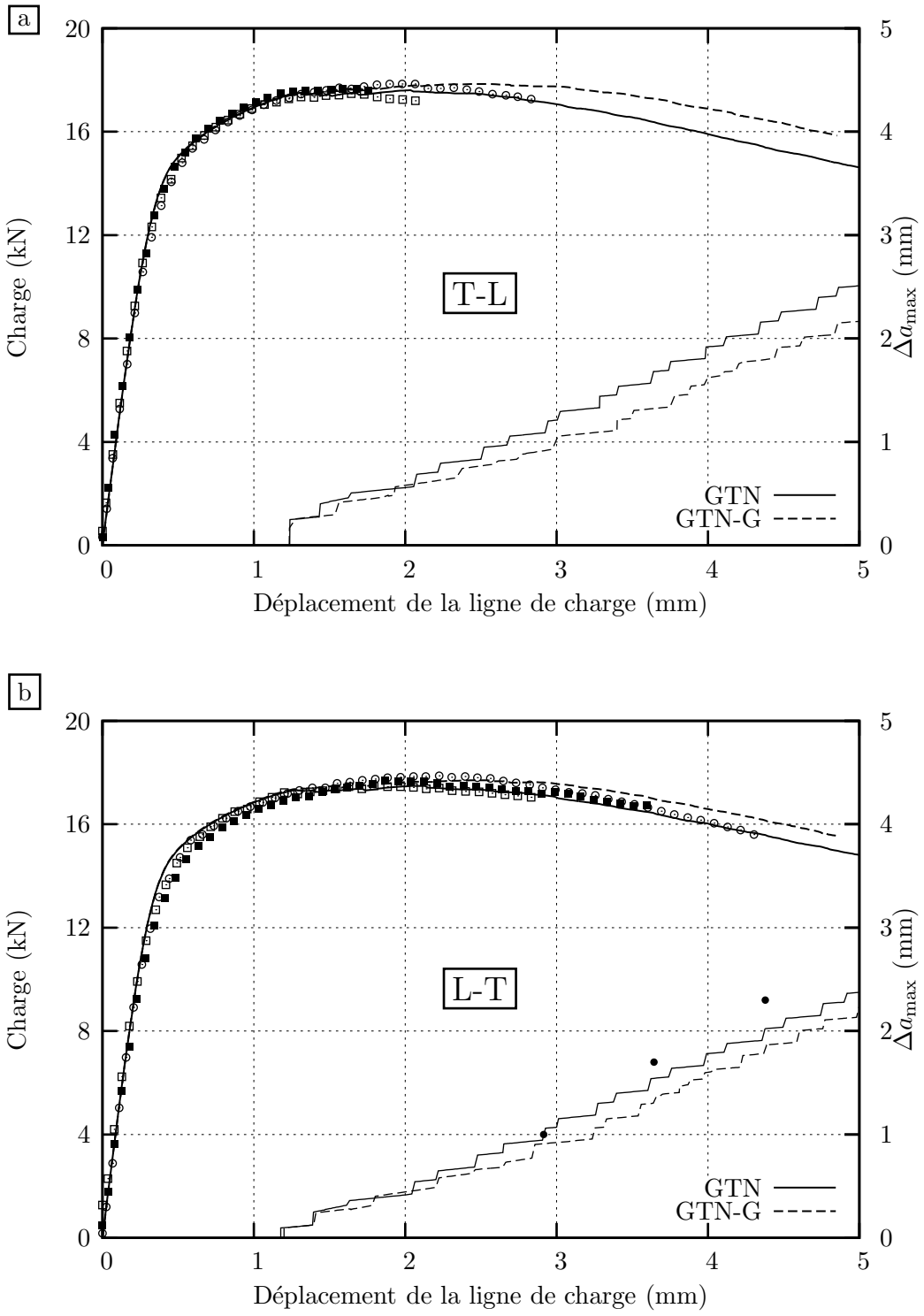


Figure V.17 : Comparaison des courbes expérimentales (symboles) et calculées (lignes) de charge et maximum de l'avancée de fissure en fonction du déplacement de la ligne de charge sur éprouvettes CT(05T). a : configuration T-L ($a_0/W = 0.58$), b : configuration L-T ($a_0/W = 0.57$). ($\Delta a_{\max}$: maximum de l'avancée de fissure).

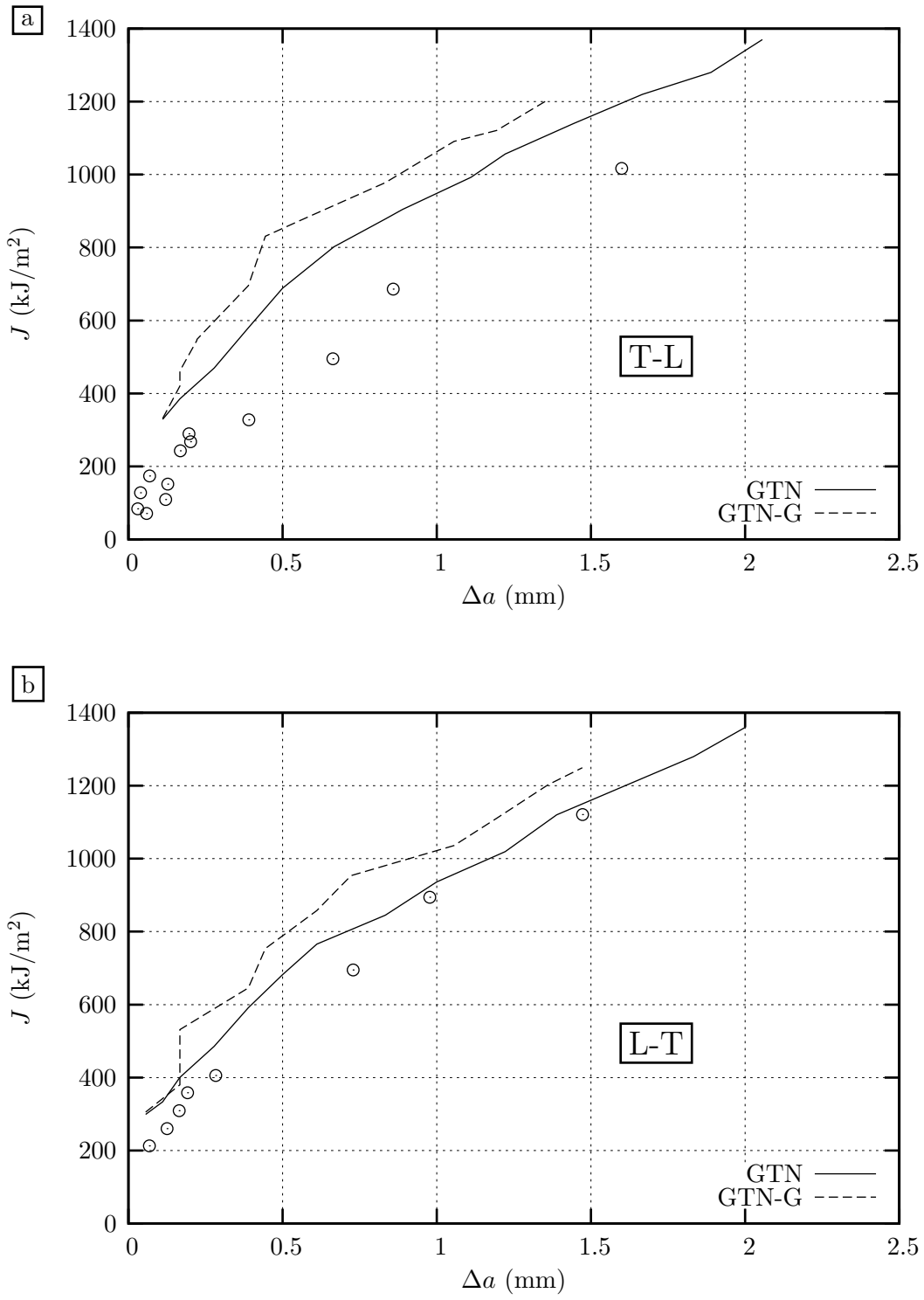


Figure V.18 : Comparaison des courbes expérimentales (symboles) et calculées (lignes) de $J - \Delta a$ sur éprouvettes CT(05T). a : configuration T-L, b : configuration L-T. (J : l'intégral J, Δa : valeur moyenne de l'avancée de fissure).

d'images. La phase de croissance des cavité est décrite par une formulation de type GTN en étendant la contrainte équivalente à la contrainte au sens de Bron et Besson.

- **Le premier modèle, appelé GTN, considère que f_c dépend de la triaxialité. La germination autour de la seconde population de particules n'est pas prise en compte dans le modèle. Une valeur spécifique de f_c est déterminée pour chaque géométrie.**

- **Le second modèle, appelé GTN-G, prend en compte la germination autour des M-A et des carbures. Un modèle de type germination continue a été choisi. Une valeur minimale de 50% de déformation plastique moyenne a été obtenue à partir d'observations effectuées sur les faciès de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées. Les paramètres q_1, B_n^0, f_c et δ sont ajustés sur les éprouvettes AE et Charpy V. L'ensemble des paramètres est validé sur éprouvettes CT, éprouvettes de déformation plane et des éprouvettes suivant la direction L.**

Par simplification, seul le modèle GTN-G avec une valeur unique de f_c est retenu pour la suite de cette étude.

V.3 Simulation de la localisation en déformation plane

L'état de déformation étant atteint sur une grande partie de l'éprouvette, on peut se contenter d'une modélisation bidimensionnelle d'une section de l'éprouvette en imposant la condition de déformation plane.

Un seul quart de la section est maillé (Fig. V.19). Pour l'éprouvette suivant T, l'orientation du repère est tel que la direction de traction est l'axe T et la direction de déformation plane l'axe L. Pour l'éprouvette suivant L, la direction de traction est l'axe L et la direction de déformation plane l'axe T.

Le chargement est imposé par un déplacement homogène des noeuds de la tête de l'éprouvette. La taille de maille est de ($h \times l = 12\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$). La forme aplatie a été choisie pour que les mailles ne soient pas dégénérées par la déformation au moment de la localisation.

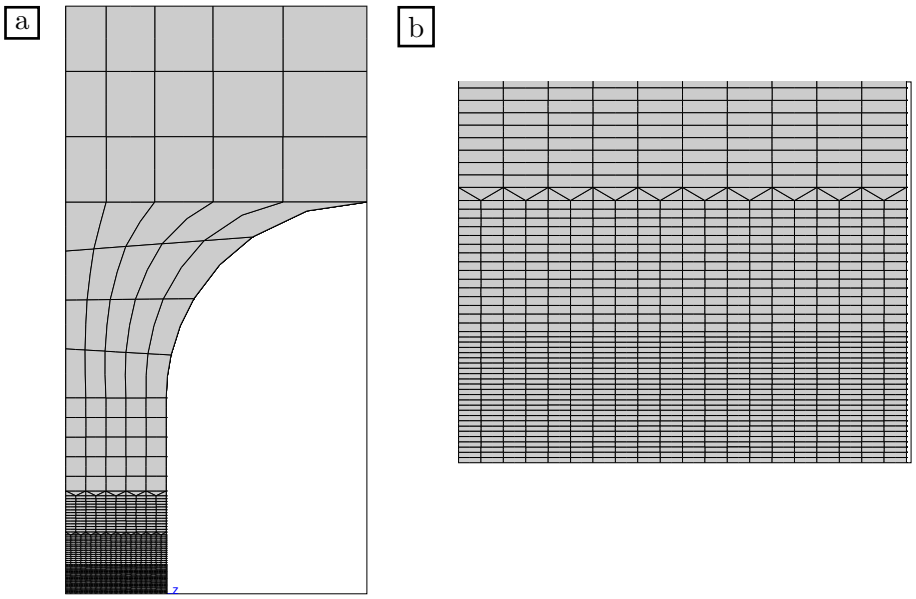


Figure V.19 : Maillage de l'éprouvette DP, $h = 12\mu$m, $l = 50\mu$m. a : un quart de l'éprouvette, b : détail.

Le calcul de l'éprouvette de déformation plane a été effectué avec deux formulations de l'endommagement. Les valeurs suivantes des paramètres des modèles ont été utilisées, ces paramètres ont été déterminés sur éprouvettes AE :

- modèle GTN-G : f_c=0.02, $\delta = 4.5$ et $B_n^0 = 0.02$ pour $0.5 \leq p \leq 1$.
- modèle GTN-GM : f_c=0.02, $\delta = 2$ et $B_n^0 = 0.06$ pour $0.5 \leq p \leq 1$.

Plusieurs études montrent l'importance d'une germination d'une seconde population de cavités sur la localisation entre deux grandes cavités en déformation plane [Tvergaard, 1982,Faleskog and Shih, 1997, Besson et al., 2003]. Pour le modèle GTN-GM, une plus faible pente d'accélération de la coalescence δ est utilisée, tandis qu'on augmente la germination de la seconde population

de cavités par augmenter B_n.

Les courbes de chargement calculées sont données sur la figure V.20 pour les deux sollicitations T et L. Les deux modèles donnent une bonne estimation de l'allongement à rupture de l'éprouvette. Ces deux modèles se distinguent nettement par le mode de rupture qu'ils reproduisent. La figure V.21 présente l'évolution de la porosité dans la partie utile de l'éprouvette au cours du chargement :

- modèle GTN-G : la déformation se localise dans la section minimale. Une rupture plate est obtenue.
- modèle GTN-GM : la déformation se localise dans une bande. Une rupture en mode de cisaillement est obtenue.

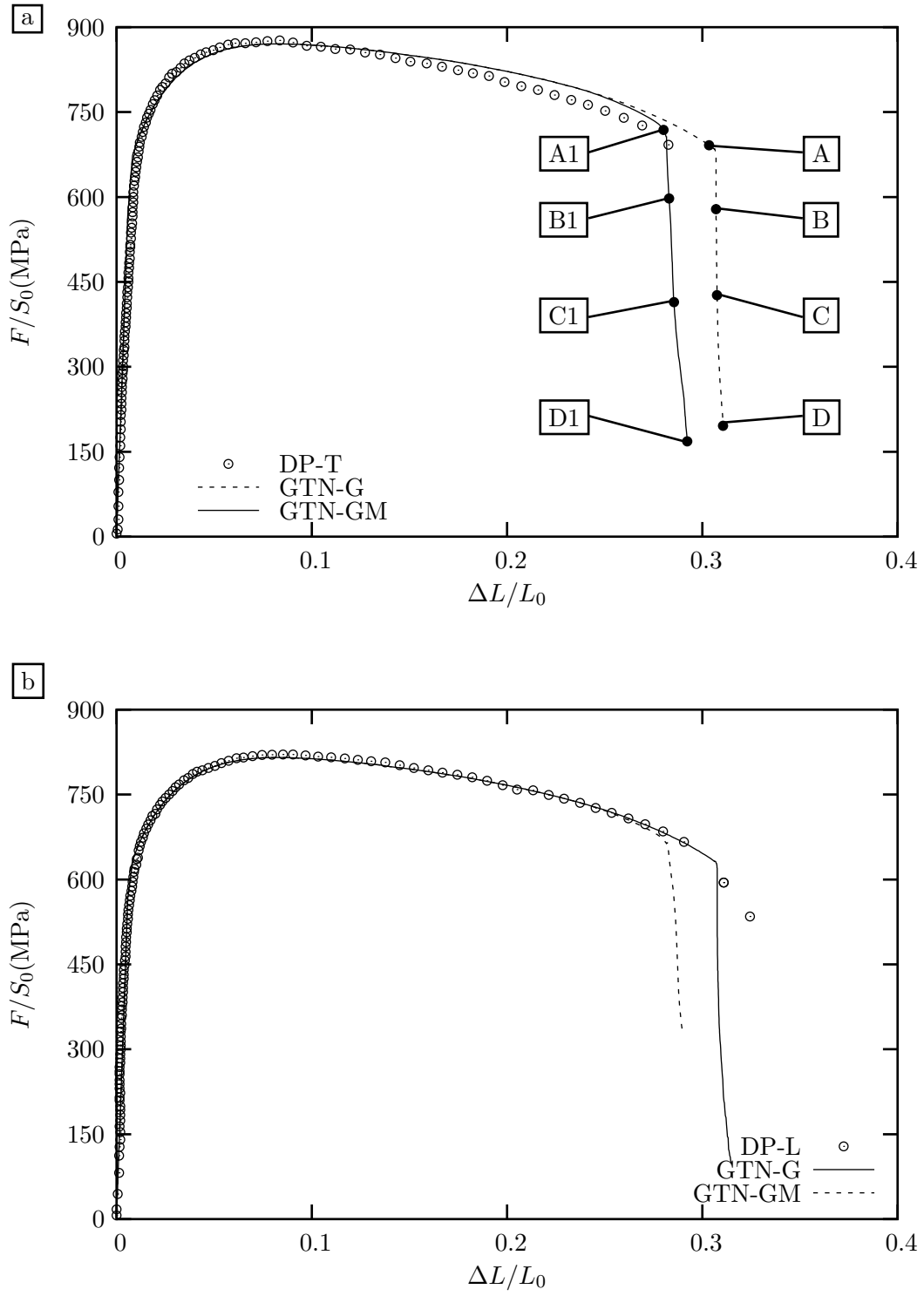
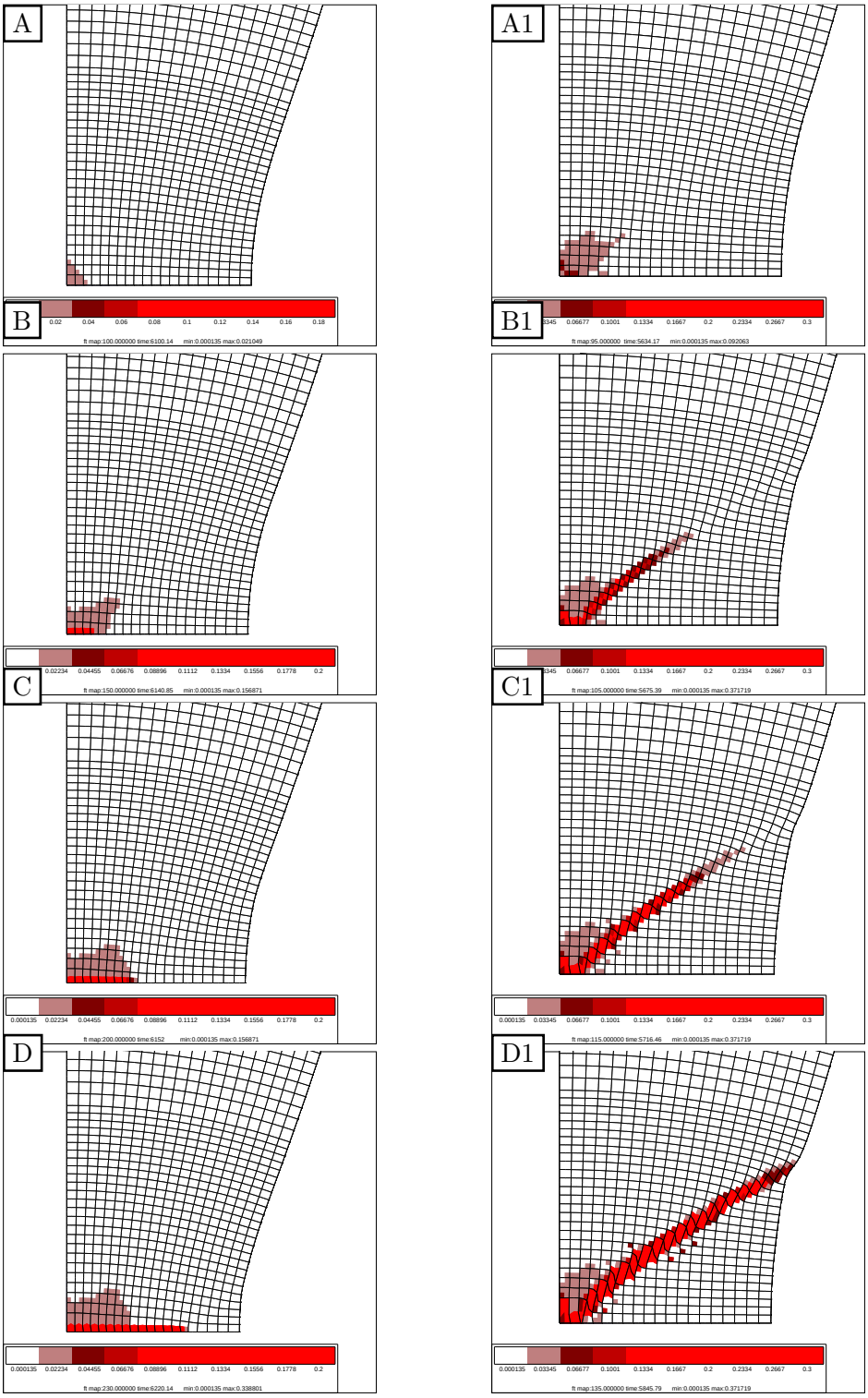


Figure V.20 : Courbes de chargement de l'éprouvette de déformation plane. a : sollicitation T, b : sollicitation L



Modèle GTN-G Modèle GTN-GM

Figure V.21 : Cartes d'endommagement au cours du chargement avec deux modèles GTN-G et GTN-GM.

module d'Young	E	210GPa
coefficient de Poisson	ν	0.3
écrouissage isotrope	R_0	580MPa
	Q_1, k_1	0.367, 46.84
	Q_2, k_2	1.119, 0.741
paramètres de Norton	K, n	55MPa s$^{1/n}$, 5
critère d'anisotropie	a, α	9.25, 0.7
	c_1^1, c_2^1, c_3^1	1.022, 1.009, 0.961
	c_4^1, c_5^1, c_6^1	1.140, 1.116, 1.118
	c_1^2, c_2^2, c_3^2	1.572, 0.442, 0.536
	c_4^2, c_5^2, c_6^2	1.000, 0.924, 1.183
GTN + germination (modèle GTN-G)	$h \times l$	$200\times250\mu$m^2
	q_1, q_2	1.6, 1
	f_0, f_c, δ	1.35×10^{-4}, 0.02, 4.5
	B_n^0	0.02 pour $0.5 \leq p \leq 1$
GTN + germination modifié (modèle GTN-GM)	q_1, q_2	1.6, 1
	f_0, f_c, δ	1.35×10^{-4}, 0.02, 2
	B_n	0.06 pour $0.5 \leq p \leq 1$

Tableau V.7 : Paramètres des modèles utilisés dans cette étude pour l'acier P1.

V.4 En résumé

Dans cette étude, le comportement de l'acier P1 est décrit par une loi élastoplastique avec double écrouissage isotrope. L'effet de la vitesse de déformation est représentée par une loi visqueuse de type Norton. Le critère d'anisotropie de Bron et Besson permet de bien représenter l'anisotropie plastique du matériau.

L'endommagement ductile est représenté par un modèle de type GTN avec prise en compte de la germination autour des M-A et des carbures. L'identification des paramètres se base sur des essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées et sur éprouvettes CT suivant la direction T. Les essais sur éprouvettes Charpy, éprouvettes de déformation plane et des essais suivant la direction L sont utilisés pour valider les paramètres du modèle.

La simulation de la localisation en cisaillement d'une éprouvette de déformation plane nécessite une modification des paramètres du modèle et une taille de maille plus fine. Une plus faible pente d'accélération de la croissance, δ et une augmentation de la germination de la seconde population de cavités ont été utilisées. L'ensemble des paramètres des modèles est reporté dans le tableau V.7.

Chapitre -VI-

Déchirure Ductile Dynamique : Expérience et Modélisation

Ce chapitre est consacré à la présentation de l'essai de déchirure ductile dynamique et des résultats des essais réalisés sur un acier X70 et les acier P1 et P2 de cette étude. Cette expérience, développée au Fraunhofer Institut fur Werkstoff mechanik (Freiburg) et à l'IRSID, permet :

- de produire des vitesses de propagation élevées de l'ordre de 35m/s sur des éprouvettes pleine épaisseur,
- reproduire le mode de rupture en cisaillement rencontré lors de l'éclatement de gazoducs,
- d'étudier la propagation de fissure sur des distances importantes à l'échelle du laboratoire.

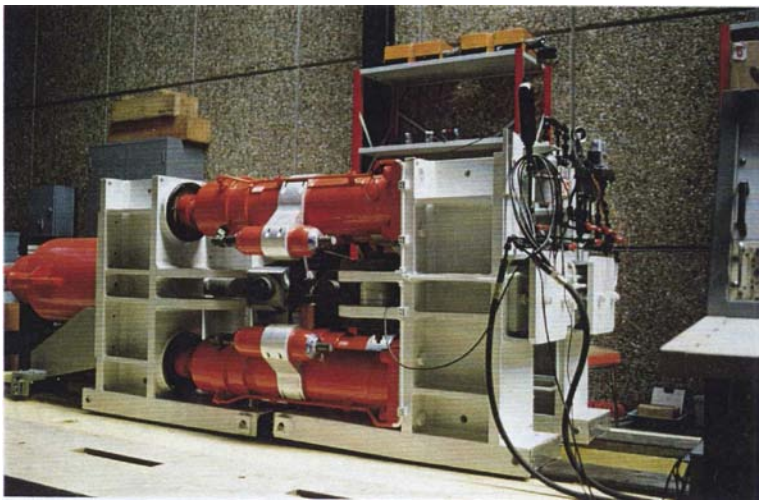
Le dispositif expérimental ainsi que la conduite de l'essai sont rappelés dans un premier temps. Nous exposons ensuite les résultats des essais réalisés et l'interprétation des essais avec l'arrêt de fissure. Enfin, la simulation de cet essai en utilisant les modèles de comportement et d'endommagement identifiés précédemment pour l'acier P1 est présentée.

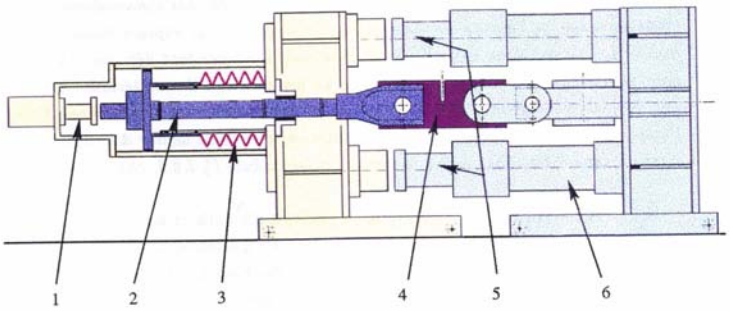
VI.1 Dispositif expérimental

L'essai D3 n'est pas encore un essai normalisé. Nous reprenons ici la description donnée par Iung [Iung, 1994] et Rivalin [Rivalin, 1998]. Il s'agit d'une expérience à grande échelle et de complexité intermédiaire entre les essais de contrôle de production (essais Charpy, Battelle) et les tests d'éclatement de structures à l'échelle 1.

VI.1.1 Présentation de la machine d'essai

La machine de traction horizontale de capacité de 4000kN disponible à Arcelor Research est représentée sur la figure VI.1. Elle se compose de deux parties montées sur rails et libres en translation. Le chargement est imposé par 4 vérins hydrauliques. Un ressort de grande capacité, composé d'un empilement de rondelles Belleville, de raideur 3.57 10^7N/m, est intercalé sur la ligne d'amarrage, comme l'indique le schéma de principe du dispositif (Fig. VI.1).





1 amortisseur,
2 bras mobile,
3 ressort composé de rondelles Belleville,
4 éprouvette $D3$,
5 vérins hydrauliques (2 × 2 vérins),
6 chape fixe.

Figure VI.1 : Machine de traction dynamique de capacité 4000kN à Arcelor Research.

VI.1.2 Eprouvette de déchirure ductile dynamique

La géométrie de l'éprouvette utilisée pour cet essai est présentée sur la figure VI.2. Il s'agit d'une grande plaque rectangulaire (685mm × 250mm), entaillée, prélevée **en pleine épaisseur** de la tôle. Dans notre étude, l'entaille initiale est réalisée par électroérosion sur l'un des côtés de la plaque. Le chargement de traction est imposé par l'intermédiaire de deux goupilles de 90mm de diamètre. Notons que ce type d'amarrage laisse la possibilité à l'éprouvette de tourner au cours de sa déchirure. Des plaques de renfort de 10mm d'épaisseur sont enfin soudées sur chaque face de la tôle afin d'éviter l'ovalisation des passages de goupilles.

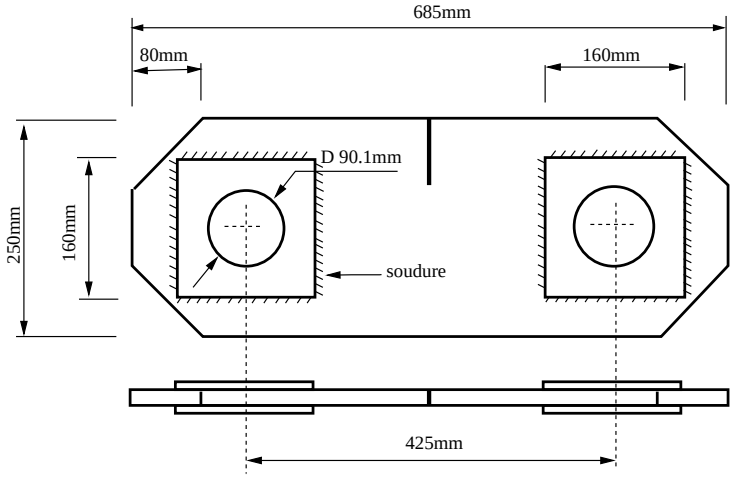


Figure VI.2 : Géométrie de l'éprouvette de déchirure ductile dynamique.

Les éprouvettes D3 sont usinées dans une tôle en acier X70 (acier R dans la thèse de Rivalin [Rivalin, 1998]) et les tôles P1, P2 de cette étude. Les éprouvettes en X70 servent à tester la machine et les instruments de mesure.

VI.1.3 Déroulement de l'essai D3

L'essai D3 est caractérisé par deux phases très distintes

Phase quasi-statique : Au cours de cette phase, la poussée délivrée par les 4 vérins hydrauliques provoque le déplacement relatif entre les deux bâtis de la machine. Le ressort, comprimé, emmagasine une partie de l'énergie élastique. Cette phase de l'expérience est conduite de manière quasi-statique, à déplacement imposé, jusqu'à un point d'instabilité du système, proche du maximum de la courbe de chargement de l'éprouvette. Cette phase dure environ une minute.

Phase dynamique : Au passage du point d'instabilité, les ressorts se détendent brutalement, libérant ainsi leur énergie élastique. Le bras mobile lié à l'éprouvette est alors mis en mouvement très rapide, ce qui provoque une traction de l'éprouvette à une vitesse qui peut atteindre 15m/s [Rivalin, 1998]. Les vitesses de propagation de fissure atteintes en régime ductile sont de 30 à

40m/s. Elles sont fonction du matériau, de l'épaisseur de la plaque et de la longueur de l'entaille. Cette phase dure environ 10ms.

VI.1.4 Instrumentation de l'essai

Au cours de l'essai, les enregistrements de la charge appliquée à l'éprouvette, du déplacement des points d'application de la charge et de la longueur de fissure sont effectués. La rapidité de la phase dynamique (<10ms) implique l'utilisation de capteurs et de moyens d'enregistrement spécifiques.

- Un LVDT Fastar 2000 à réponse rapide (15kHz) alimenté par un conditionneur Sensorex 1120-100b travaillant à 15kHz permettent de mesurer le déplacement relatif des deux chapes d'amarrage aux vitesses de traction atteintes en cours d'essai (jusqu'à 15m.s^{-1}).
- La charge appliquée à l'éprouvette est lue grâce à des jauges de déformation collées sur la chape fixe. Un pont d'extensométrie Sedem TS205 délivre un signal dans la bande passante 0 à 100kHz.
- La mesure de la longueur de fissure est effectuée optiquement en filmant durant l'essai une face de la plaque à l'aide d'une caméra vidéo rapide. La fréquence d'acquisition utilisée est de 1000 images par seconde. La caméra permet de travailler à des fréquences plus élevées, mais la qualité d'image est beaucoup réduite.

Durant la phase de chargement quasi-statique de l'essai, les signaux de charge et de déplacement sont enregistrés à l'aide d'une table traçante. Ils le sont par un oscilloscope Haute-Fréquence Lecroy 175MHz pendant la phase dynamique. La fréquence d'acquisition est de 100kHz, ce qui permet, grâce à la mémoire disponible, d'enregistrer un événement de 100ms.

La force et le déplacement d'une part, ainsi que la longueur de fissure d'autre part, sont enregistrés par des appareils différents. Le dépouillement de l'essai impose de synchroniser les signaux de l'oscilloscope et de la caméra vidéo. Pour ce faire, une impulsion électrique délivrée à chaque reprise de vue de la caméra est enregistrée en troisième voie de l'oscilloscope. Pour que les signaux soient complètement synchronisés, il nous faut repérer un même événement avec les deux appareils. On emploie à cet effet une jauge à brins souples dont le principe est schématisé sur la figure VI.3. Quatre brins conducteurs sont collés en deux points de part et d'autre du trajet de la fissure. L'ouverture de l'éprouvette qui accompagne la déchirure provoque la rupture des brins. On enregistre sur la quatrième voie de l'oscilloscope la chute de tension délivrée par la jauge à brins. L'amplitude de cette chute de tension est caractéristique et identifie chaque conducteur. La première image où le brin apparaît rompu coïncide avec la première impulsion consécutive au saut de tension de la jauge. La figure VI.4 présente l'instrumentation complète de l'essai.

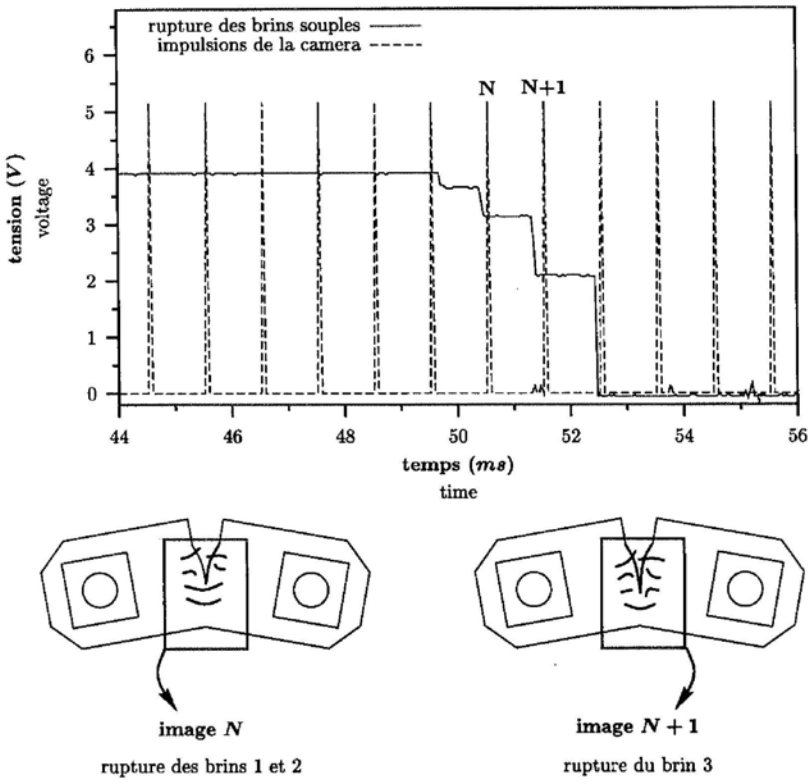


Figure VI.3 : Principe de synchronisation par rupture de brins souples [Rivalin, 1998].

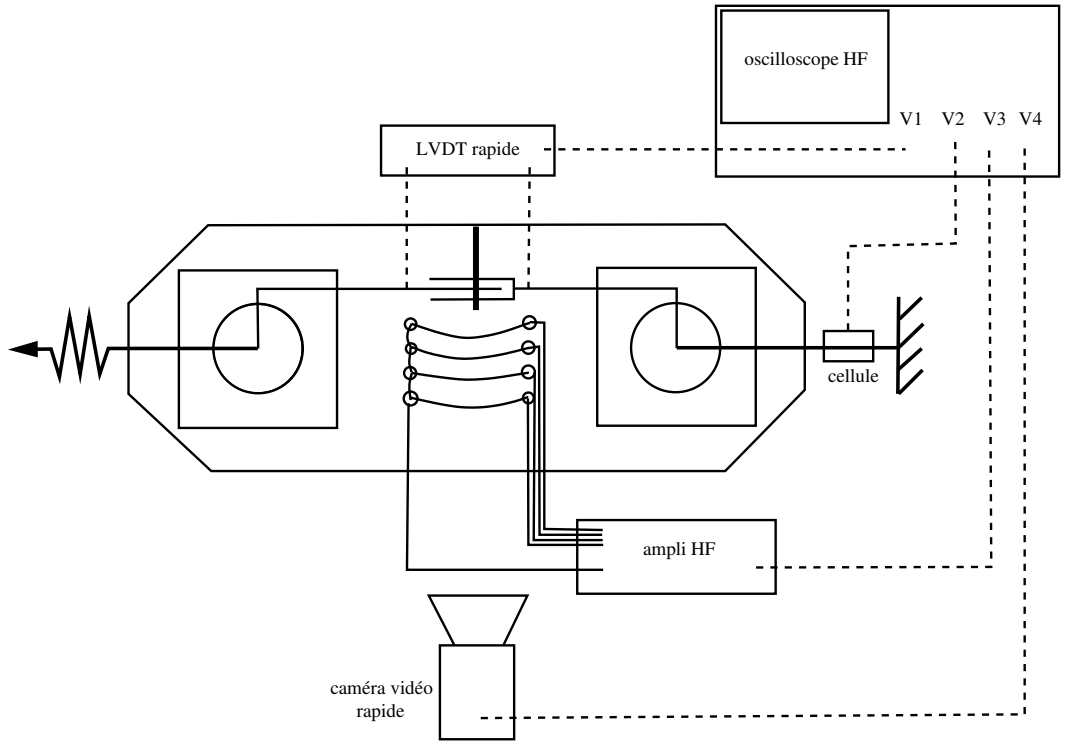


Figure VI.4 : Instrumentation complète de l'essai D3 [Rivalin, 1998].

VI.2 Résistance à la propagation de fissure

La résistance à la propagation d'une fissure est caractérisée par le paramètre R appelé le taux de dissipation d'énergie, ou l'énergie de propagation de fissure, introduit par Turner [Turner, 1990].

$$R = \frac{dU_{diss}}{B.da} \tag{VI.1}$$

R représente simplement l'énergie consommée (dU_{diss}) par la propagation de fissure sur une distance da dans une éprouvette d'épaisseur B.

Il existe trois méthodes pour évaluer l'énergie de propagation de fissure: méthode mécanique, méthode thermique et évaluation *post mortem* [Rivalin, 1998]. Pour nos essais, la méthode mécanique est utilisée pour calculer le paramètre R. Cette méthode est fondée sur une évaluation de l'énergie dissipée dans la plaque à partir de la courbe de chargement (P - δ). Différentes aires ont été représentées sur la courbe P - δ (Fig. VI.5). Elles permettent de déterminer l'énergie totale dissipée lors de la déchirure, U_{tot}, l'énergie dissipée par la déformation plastique et le processus de rupture, U_{diss}, et l'énergie élastique contenue dans l'éprouvette, U_{el}. Ces trois

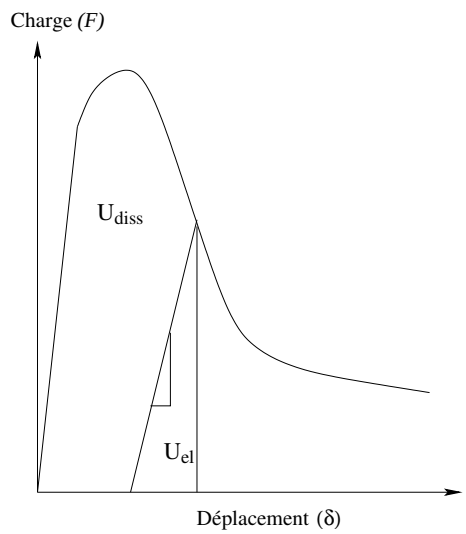


Figure VI.5 : Evaluation de l'énergie dissipée et de l'énergie élastique contenue dans l'éprouvette

termes sont reliés par:

$$U_{tot} = U_{el} + U_{diss} \tag{VI.2}$$

L'énergie totale fournie à l'instant t se calcule aisément par la relation :

$$U_{tot} = \int_0^{\delta(t)} F.d\delta \tag{VI.3}$$

L'énergie élastique peut être évaluée en connaissant la complaisance $C(a)$ de l'éprouvette:

$$U_{el} = \frac{1}{2}CF^2 \tag{VI.4}$$

Les quatre équations VI.1, VI.2, VI.3 et VI.4 nous permettent de déterminer la valeur de l'énergie de propagation de la fissure au cours de la propagation:

$$R(t) = \frac{d}{Bda}\left(\int_0^{\delta(t)} P.d\delta - \frac{1}{2}C(t)F(t)^2\right) \tag{VI.5}$$

L'emploi de cette méthode nécessite la connaissance au cours de la déchirure, du déplacement $\delta(t)$, de la charge $F(t)$, de la complaisance $C(t)$ et de la longueur de fissure $a(t)$. La complaisance C est calculée par la méthode des éléments finis. Des calculs élastiques ont été réalisés sur des plaques D3 à différentes longueur initiale de l'entaille. La complaisance est donnée en fonction de la longueur de fissure a sur la figure VI.6 pour la tôle P2 de 19mm d'épaisseur.

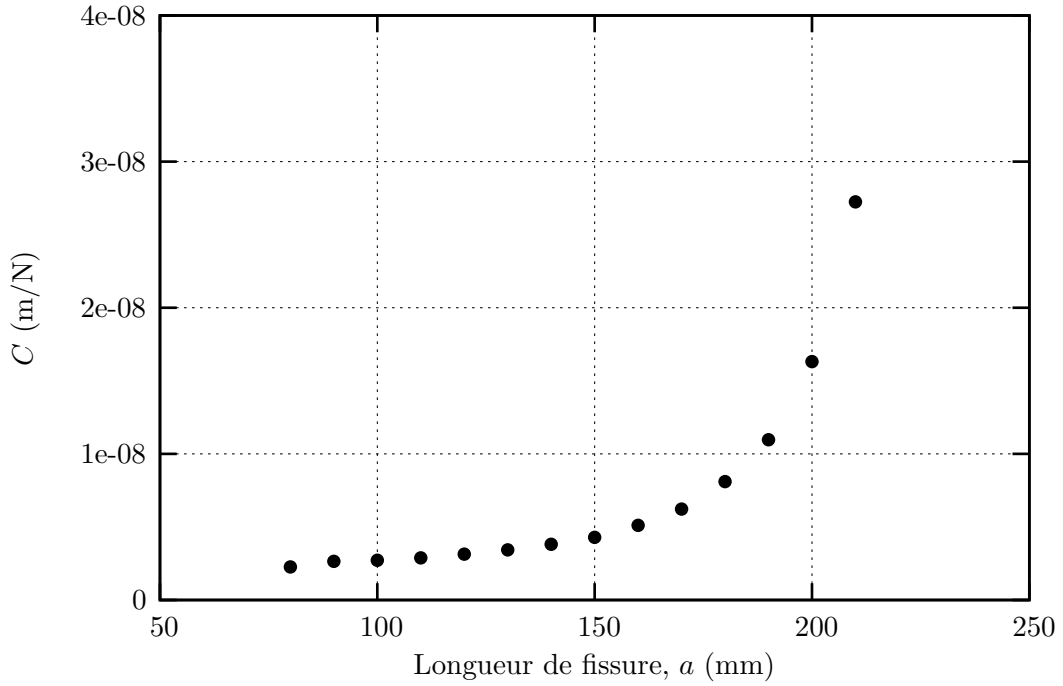


Figure VI.6 : Complaisance des éprouvettes D3 de 19mm d'épaisseur en fonction de la longueur de fissure (calculs élastiques).

VI.3 Résultats

Vingt essais de déchirure ductile ont été réalisés sur la tôle en X70 et les aciers P1, P2. Les plaques ont été testées en conditions de sollicitation dynamique dans la configuration de traction d'un tube soudé longitudinalement (orientation T-L [1]). Les essais sur la tôle X70 ont servi à tester la machine et les instruments de mesure. Ces essais ont été nécessaires afin de s'assurer du bon fonctionnement de l'installation qui n'avait pas été utilisée depuis une longue période lorsque

[1] Un essai T-L correspond à une traction suivant la direction *Travers* de la tôle et à une propagation de fissure dans le sens de laminage. Ceci correspond à la propagation longitudinale d'une fissure dans un tube soudé long.

cette nouvelle campagne d'expériences a été lancée. Le tableau VI.1 présente les caractéristiques particulières des essais D3 réalisés.

Acier	Repère	Orientation	Epaisseur (mm)	Entaille (mm)	Remarques
X70	E2-X70	T-L	19	80	non réussi
	E3-X70	T-L	19	80	non réussi
	E4-X70	T-L	19	80	réussi
	E5-X70	T-L	19	80	réussi
	E9-X70	T-L	19	80	réussi
P1	E14-1P1	T-L	18.4	78	réussi
	E15-2P1	T-L	18.4	78	réussi
	E16-3P1	T-L	18.4	118	réussi
	E17-4P1	T-L	18.4	118	réussi
P2	E6-P2	T-L	19	80	réussi
	E7-P2	T-L	19	80	non réussi
	E8-P2	T-L	19	80	réussi
	E8b-P2	T-L	19	80	non réussi
	E10-P2	T-L	19	80	réussi
	E11-P2	T-L	19	80	réussi
	E12-8P2	T-L	19	120	réussi
	E13-7P2	T-L	19	120	réussi
	E18-9P2	T-L	19	140	réussi
	E19-10P2	T-L	19	135	réussi
	E20-11P2	T-L	19	143	non réussi

Tableau VI.1 : Caractéristiques particulières des essais D3 réalisés.

Le premier essai a été réalisé avec un dispositif de mesure de déplacement composé d'un capteur LVDT SX12k200 (3.5kHz) et d'un conditionneur SX (400Hz) dont la bande passante s'est avérée largement insuffisante. Pour le deuxième essai, on a changé le conditionneur SX5120 (3.75kHz), ce capteur de déplacement s'est avéré ne pas être assez rapide pour ce type d'essai. Les autres essais ont été réalisés avec un LVDT FS200 (15kHz) et un conditionneur SX1120-100b (15kHz). Le tableau VI.1 montre que deux essais préalables ont dû être réalisés avant de parvenir à des conditions d'enregistrement du déplacement correctes.

Nous présentons, dans le tableau VI.2, les mesures effectuées réussies sur chaque essai. L'instrumentation de l'expérience, telle qu'elle est décrite dans le paragraphe VI.1.4, est le résultat d'essais plus ou moins réussis. Ceci explique les nombreuses cases marquées d'un Non dans le tableau, notamment pour la mesure du déplacement des premiers essais.

Acier	Repère	Déplacement	Force	Caméra	$V_{fissure}$	R	Fracto.
X70	E2-X70	Non	Oui	Oui	Oui	Non	Oui
	E3-X70	Non	Oui	Oui	Oui	Non	Oui
	E4-X70	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E5-X70	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E9-X70	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
P1	E14-1P1	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E15-2P1	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E16-3P1	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E17-4P1	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
P2	E6-P2	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E7-P2	Non	Oui	Oui	Oui	Non	Oui
	E8-P2	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E8b-P2	Non	Non	Non	Non	Non	Oui
	E10-P2	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E11-P2	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E12-8P2	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E13-7P2	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E18-9P2	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E19-10P2	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui
	E20-11P2	Non	Non	Oui	Oui	Non	Oui

Tableau VI.2 : Mesures effectuées réussies sur les essais D3 réalisés

VI.3.1 Analyse mécanique d'essais particuliers

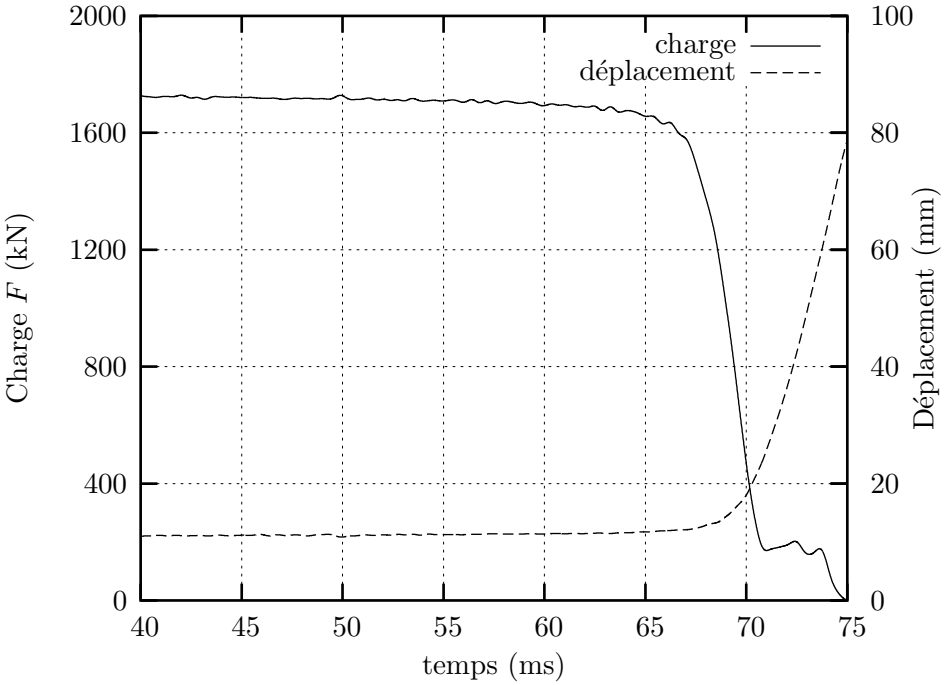
Nous présentons dans les paragraphes suivants les résultats relatifs aux essais de déchirure dynamique sur l'acier P2. Les grandeurs qu'il nous est donné de suivre en cours de propagation sont la force appliquée, le déplacement et la longueur de fissure en fonction du temps. Le taux de réduction d'épaisseur à rupture est mesuré après essai. Dans cette section, nous présentons les résultats obtenus sur quelques essais, à titre d'illustration. L'exposé de l'ensemble des données est reporté dans l'annexe A-III.

Courbe de chargement. L'évolution de la force, du déplacement et de la longueur de propagation de la fissure en fonction du temps est présentée sur les figures VI.7 a et b. On note une nette accélération du déplacement après quelques millimètres de propagation. Ceci se traduit par une augmentation très brusque de la vitesse de fissuration qui passe de moins de 1m/s à environ 35m/s. La figure VI.8 présente l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure. Un régime stationnaire est atteint avec $\dot{a} = V_{\max}$. Il est d'autant plus rapidement atteint que la longueur initiale de l'entaille est grande et la vitesse maximale est plus basse. Notons que le tracé du profil de vitesse permet de définir la zone stationnaire. On notera également que dans les éprouvettes moins entaillées ($a_0 = 80$mm), la zone stationnaire n'est pas suffisante.

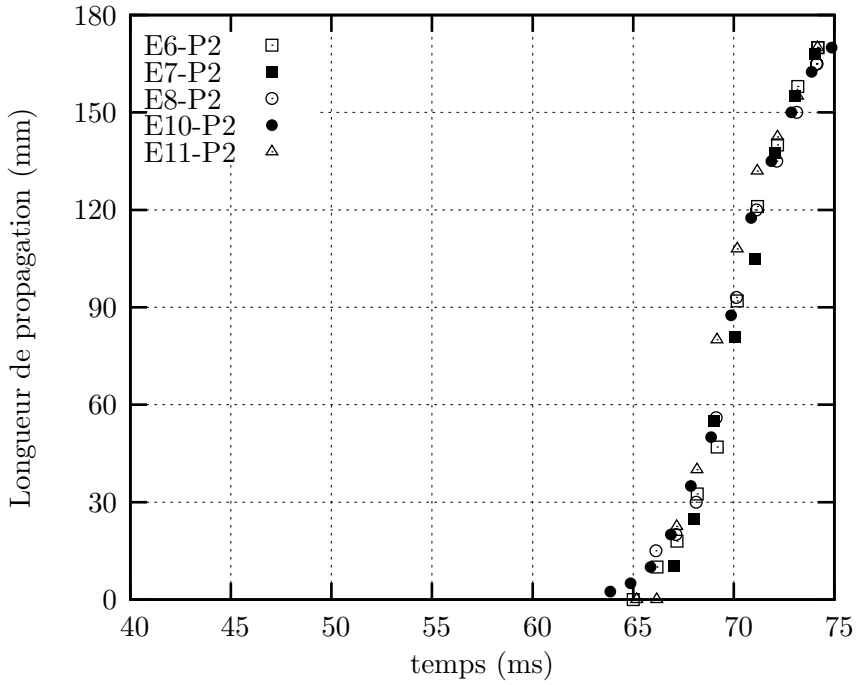
La courbe de chargement de l'éprouvette, ainsi que l'évolution de la longueur de fissure sont représentées sur la figure VI.9 en fonction du déplacement. La propagation de fissure correspond à la partie décroissante de la courbe de chargement. On notera une stabilisation de la charge en toute fin d'essai. Ceci est attribué au fait que dans les derniers stades de la rupture, on passe d'un chargement essentiellement de traction à une composante de flexion importante avec une grande rotation de l'éprouvette, la fissure se propage alors dans une zone qui a été préalablement écrouie en compression.

Taux de dissipation d'énergie. L'intégration de la courbe de chargement précédente permet de calculer l'énergie dissipée au cours de la déchirure. Cette énergie est corrélée à la longueur de fissure sur la figure VI.10. Le taux de dissipation d'énergie $R_{\text{diss}} = dU_{diss}/Bda$ (ou $R_{\text{tot}} = dU_{tot}/Bda$) est ensuite calculé au cours de la propagation. Ce paramètre décroît depuis les premiers millimètres de propagation vers une valeur sensiblement stationnaire pour des longueurs de fissure comprises entre 150mm et 200mm pour les éprouvettes en acier P2 (Fig. VI.11). Pour les éprouvettes dont la longueur de l'entaille initiale est de 80mm, nous n'avons que deux points pour définir le plateau. Deux voies d'amélioration de ces expériences se présentent. La première consiste à recourir à une caméra plus rapide, et la seconde consiste à placer une entaille plus profonde dans l'éprouvette. La dernière a été choisie. Les éprouvettes à 120mm de longueur initiale de l'entaille ont été testées, et elles ont donné plus de points pour définir le plateau ductile. Pourtant, la vitesse de propagation est plus faible.

Taux de striction à rupture. La réduction de l'épaisseur peut être mesurée après essai sur le faciès en fonction de la position sur le ligament à l'aide d'un palmer à pointe. Le taux de



(a) Evolution de la charge et du déplacement au cours du temps (essai E6-P2)



(b) Evolution de la longueur de propagation de fissure en fonction du temps

Figure VI.7 : Evolution des grandeurs caractéristiques de l'essai au cours du temps (acier P2).

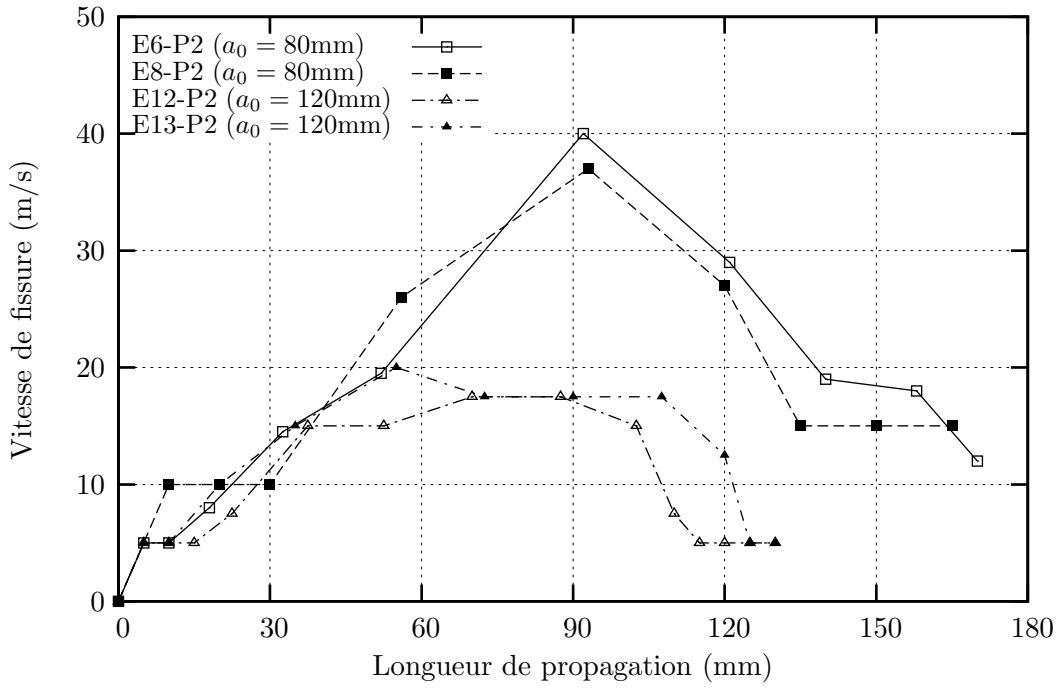


Figure VI.8 : Vitesse de propagation de la fissure pour différentes longueurs initiales de l'entaille (acier P2).

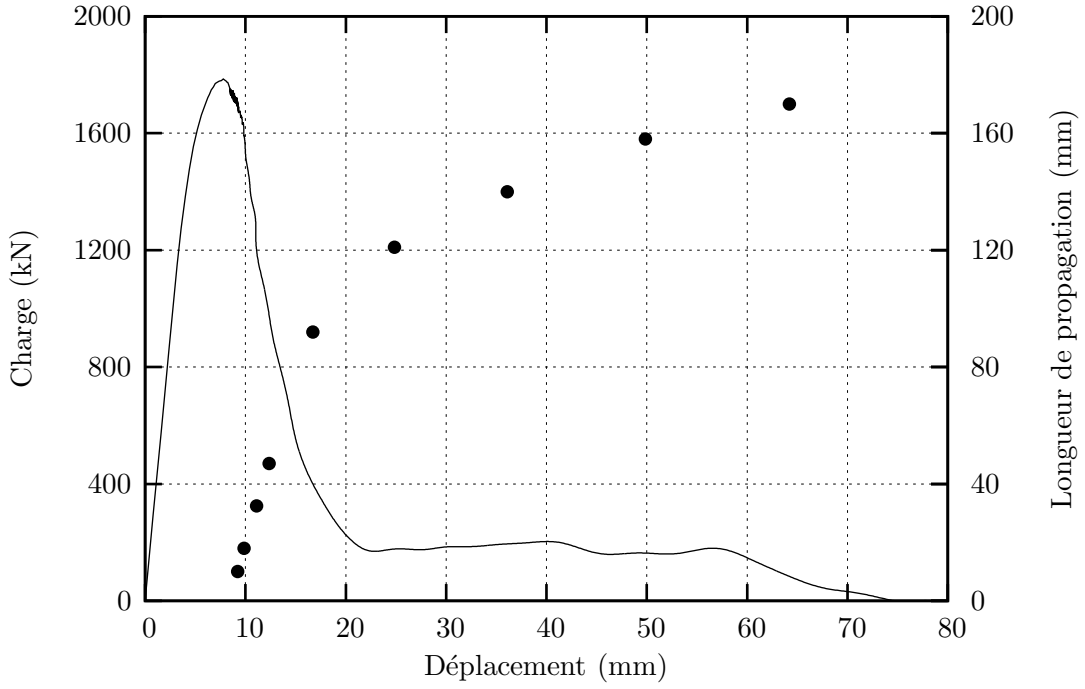


Figure VI.9 : Courbe de chargement et évolution de la longueur de fissure (essai E6-P2).

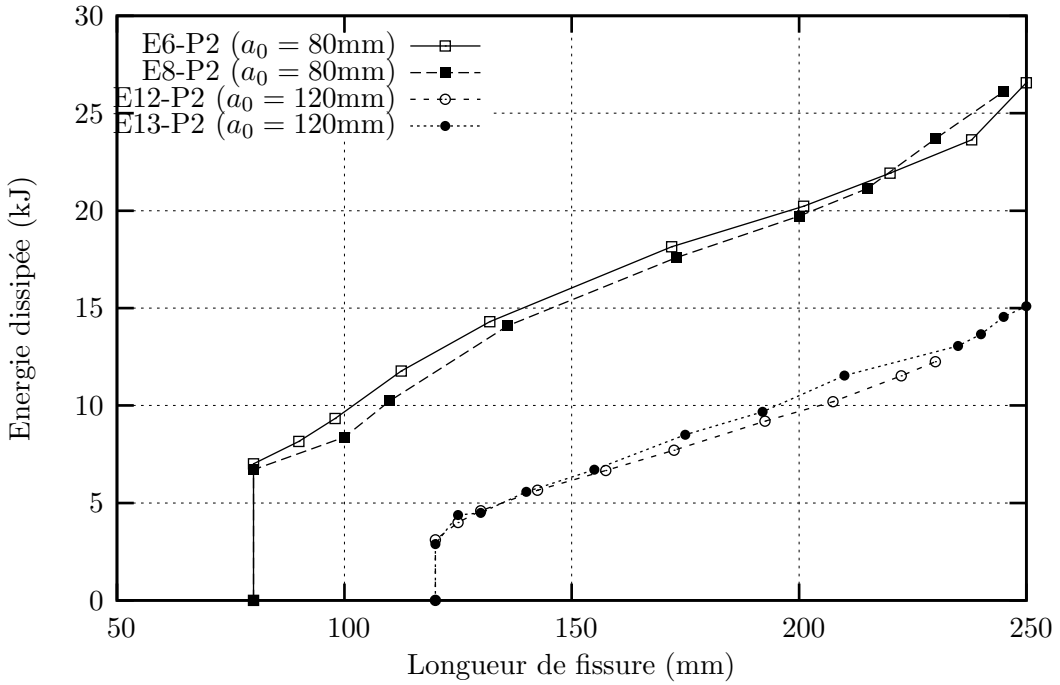


Figure VI.10 : Evolution de l'énergie dissipée en fonction de la longueur de fissure (acier P2).

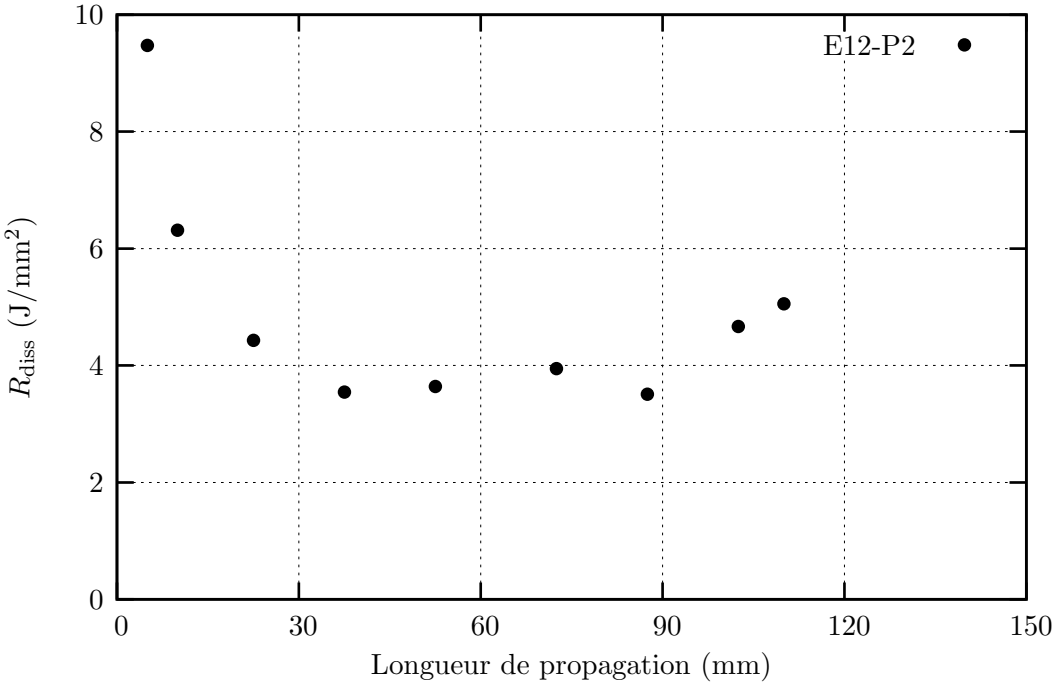


Figure VI.11 : Evolution du taux de dissipation d'énergie en fonction de l'avancée de fissure (acier P2).

striction à rupture est défini par l'équation suivante :

$$Z(a) = \frac{B_0 - B_{rupt(a)}}{B_0} \tag{VI.6}$$

où B_0 et B_{rupt} sont respectivement les valeurs initiale et à rupture de l'épaisseur, et a la position sur le ligament.

Nous présentons sur la figure VI.12 l'évolution du taux de striction à rupture en fonction de la position sur le ligament. On trouve une augmentation du taux de striction à rupture dans les premiers millimètres de propagation (80mm< a <90mm). La valeur de Z est ensuite sensiblement stabilisée entre 100mm et 180mm environ. Enfin, on trouve une diminution de la striction à rupture dans les derniers stades de la rupture de l'éprouvette où la fissure se propage dans une zone préalablement écrouie en compression. Pour chaque éprouvette, on mesure la valeur du taux de striction dans le régime de propagation stationnaire.

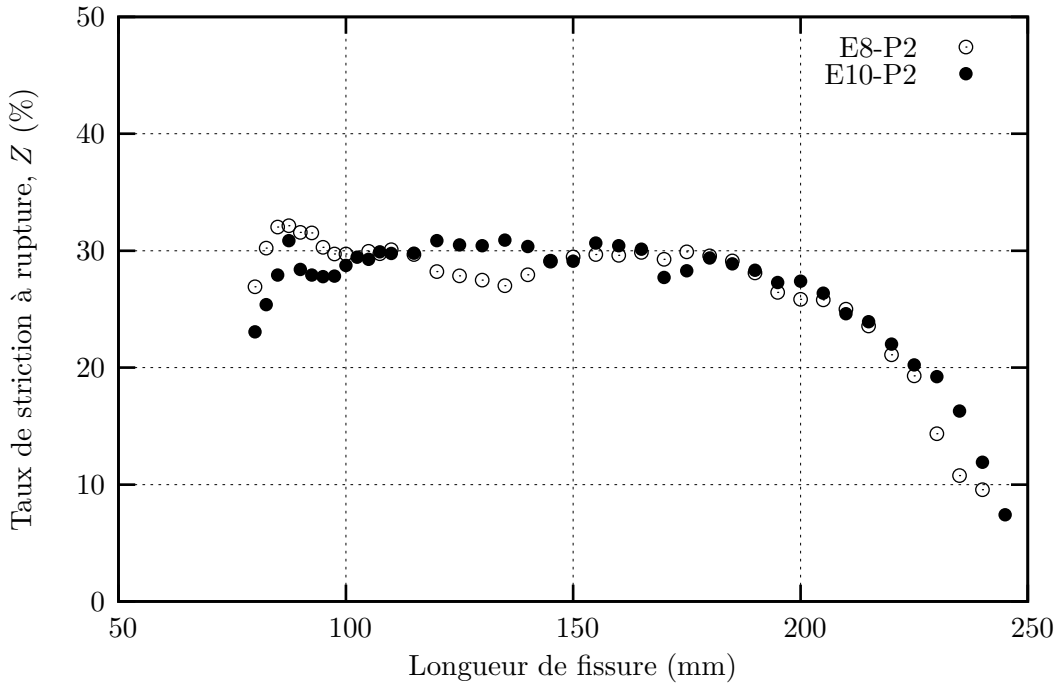


Figure VI.12 : Evolution du taux de striction à rupture (acier P2).

VI.3.2 Ensemble des essais réalisés

Le résultat de l'ensemble des essais réalisés est reporté dans le tableau VI.3. On constate une dispersion non négligeable des valeurs du taux de dissipation d'énergie suivant les essais. Ceci tient à la difficulté des mesures en condition dynamique. Pour un essai de déchirure dynamique, on ne dispose que d'une dizaine d'images, dont deux seulement se trouvent dans la phase de propagation stationnaire (a_0 = 80mm). De plus, l'évaluation de la longueur de fissure est très délicate. La précision est de l'ordre de quelques millimètres. Les essais avec arrêt de fissure

(E18-P2, E19-P2 et E20-P2) montrent également que la fissure n'avance pas de même façon sur les deux faces de l'éprouvette.

Le paramètre R est dépouillé en utilisant l'énergie dissipée, U_{diss}, et l'énergie totale, U_{tot}, également afin de comparer les résultats sur les aciers de l'étude avec les résultats disponibles issus des précédentes compagnes d'essais. Des valeurs plus grandes sont obtenues avec l'énergie dissipée. Une différence d'environ 20% est constatée entre U_{tot} et U_{diss}.

Acier	Repère	e (mm)	a_0 (mm)	$F_{\max}$ (kN)	$\delta(F_{\max})$ (mm)	V_{fis} (m/s)	Z (%)	R_{tot} (J/mm^2)	R_{diss} (J/mm^2)
X70	E4-X70	19	80	1400	8.0	25	35	4.21	4.88
	E5-X70	19	80	1405	9.9	22.5	36	4.84	5.79
	E9-X70	19	80	1420	8.8	24.5	37	5.05	5.95
P1	E14-P1	18.4	78	1850	9.5	35	27	3.47	4.36
	E15-P1	18.4	78	1870	8.7	35	28	4.16	5.16
	E16-P1	18.4	118	1030	5.1	17.5	26	3.86	5.10
	E17-P1	18.4	118	1030	5.4	22.5	27	3.70	4.78
P2	E6-P2	19	80	1786	7.8	37	29	3.71	4.52
	E8-P2	19	80	1780	8.0	32	29	3.77	4.65
	E10-P2	19	80	1900	7.6	34	30	3.53	3.74
	E11-P2	19	80	1925	8.1	34	31	3.30	5.10
	E12-P2	19	120	1060	6.0	17.5	30	3.48	3.70
	E13-P2	19	120	1020	5.5	20	31	3.68	4.2
	E18-P2	19	140	700	4.7	7.5	–	–	–
	E19-P2	19	135	770	5.0	10.	–	–	–
	E20-P2	19	143	660	4.5	7.5	–	–	–

Tableau VI.3 : Résultats des essais de déchirure ductile dynamique.

Le tableau VI.4 résume les valeurs moyennes et la dispersion des mesures des essais dans chaque tôle. La dispersion des mesures du paramètre, R, est d'environ 10%. Les mesures du taux de striction apparaissent moins dispersées. Ceci tient à la difficulté des mesures en conditions dynamiques. Le striction à rupture peut, au contraire, être mesuré beaucoup plus précisément après essai.

L'acier P1 possède un taux de dissipation d'énergie, R, légèrement plus élevé que l'acier P2. Ceci est due à l'effet de microstructure. Rappelons que la microstructure de l'acier P1 est plus fine et plus homogène que celle de l'acier P2. L'acier P1 possède également une ténacité, $J_{0.2}$ déterminée sur les éprouvettes CT(05T) et une résilience plus élevées que l'acier P2.

Acier	Epaisseur (mm)	Nombre d'essais	R_{tot} (J/mm^2)		R_{diss} (J/mm^2)		Z (%)	
			<>	écart	<>	écart	<>	écart
X70	19	3	4.70	0.49	5.54	0.66	37	1
P1	18.4	4	3.79	0.37	4.85	0.49	27	< 1
P2	19	6	3.58	0.28	4.32	0.62	30	< 1

Tableau VI.4 : Valeurs moyennes <> et dispersion des paramètres de rupture.

Arrêt de fissure dans l'acier P2.

La configuration de base des essais effectués sur l'acier P2 est une entaille de 80mm. Dans le but d'étudier le développement de l'endommagement en avant de la fissure, nous avons tenté de provoquer l'arrêt de fissure en augmentant la longueur de l'entaille initiale. Les longueurs de l'entaille initiale appliquées doivent être suffisamment courtes pour amorcer la phase dynamique et suffisamment longues pour que la fissure s'arrête. Les conditions d'amorçage de la phase dynamique ont été rapportées par Rivalin [Rivalin, 1998]. Dans cette étude, des entailles initiales de 135mm, 140mm et 143mm ont été utilisées.

La figure VI.13 permet de comparer les courbes de chargement des essais E6-P2 et E18-P2. Les longueurs d'entaille sont respectivement de 80mm et 140mm. Sur cette figure, on porte également la droite représentant la raideur du ressort. La figure permet de se rendre compte que pour l'entaille la plus courte, la charge est plus élevée, et la déchirure de l'éprouvette après le point de recoupement P ne permet pas de consommer toute l'énergie cinétique accumulée entre le point d'instabilité I et le point P. Cette énergie est représentée par l'aire entre la courbe de chargement et la droite de décharge. Au contraire, pour l'entaille la plus longue, toute l'énergie cinétique a été consommée avant la rupture complète. Il y a arrêt de fissure pour une longueur totale de 195mm en surface (Fig. VI.14).

Les éprouvettes E19-P2 et E20-P2 renfermant une entaille de 135mm et 143mm ont permis également de provoquer l'arrêt de fissure à des endroits favorables pour des observations ultérieures. La longueur à l'arrêt en surface est de 235mm pour l'éprouvette E19-P2 et de 215mm pour l'éprouvette E20-P2.

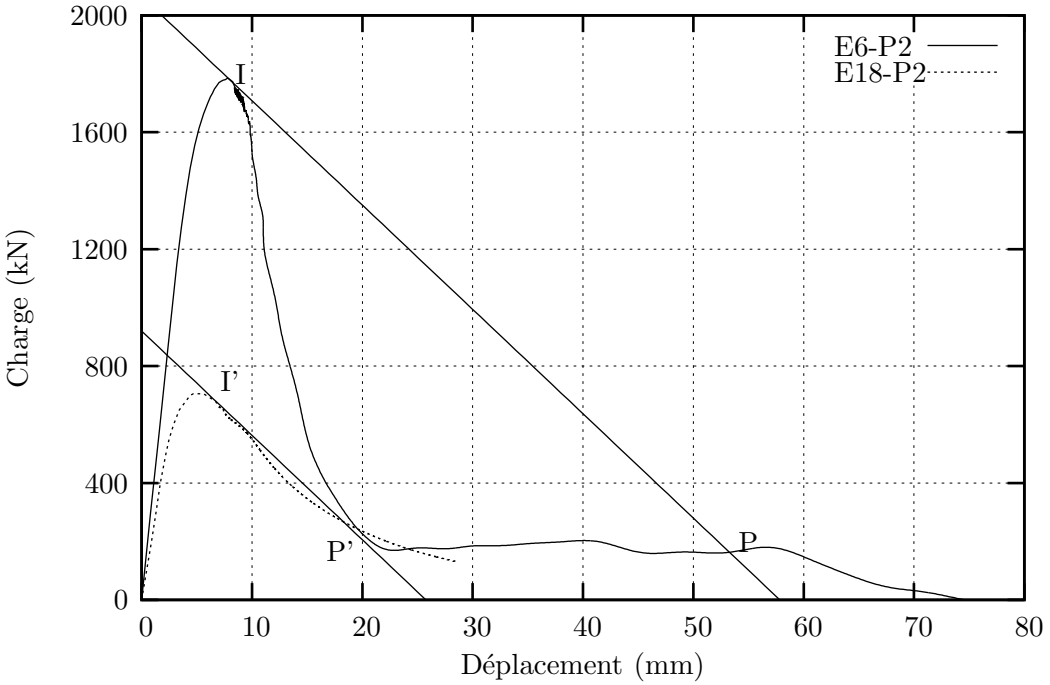


Figure VI.13 : Effet de la longueur d'entaille sur la dynamique de l'essai (essais E6-P2 et E18-P2, acier P2).

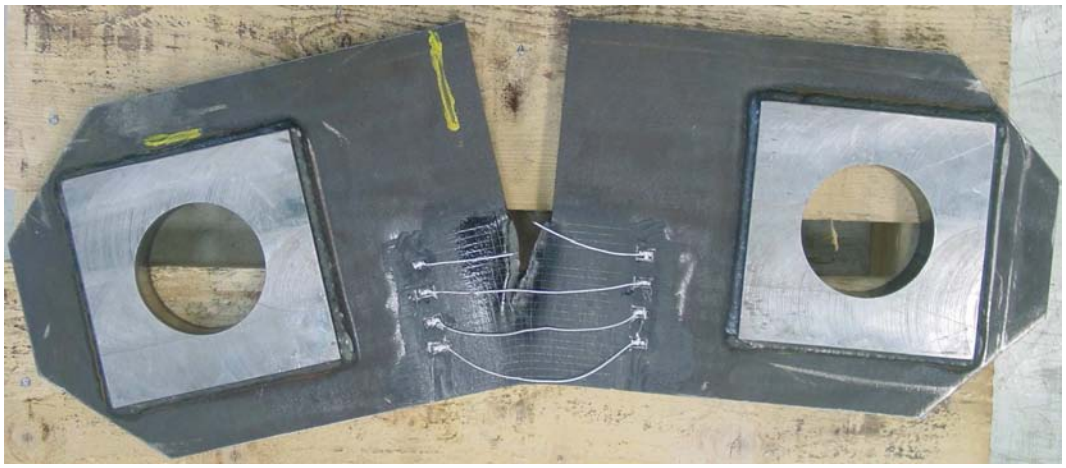


Figure VI.14 : Macrographie de l'éprouvette avec l'arrêt de fissure (essai E18-P2).

VI.3.3 Ensemble des résultats disponibles

Les résultats de nos essais ont été comparés avec les données disponibles issues des précédentes campagnées réalisées pendant la thèse de Rivalin [Rivalin, 1998] et Iung [Iung, 1994].

L'ensemble des données est reporté à la figure VI.15 en fonction de la limite d'élasticité des aciers étudiés. On retrouve la tendance générale qui voit la diminution de la ténacité avec l'augmentation de la limite d'élasticité. Sur cette figure, les aciers ferrito-perlitiques testés peuvent être sensiblement alignés sur une même droite. Nos essais réalisés sur les aciers P1, P2 permettent d'extrapoler le diagramme vers les très hauts grades. La résistance à la déchirure ductile a été peu diminuée par rapport à l'acier X70 alors que la limite d'élasticité a été augmenté de 200MPa. Ils confirment la tendance observée précédemment selon laquelle les structures ferrito-bainitiques permettent d'obtenir un bon compromis entre la ténacité mesurée par R et leur limite d'élasticité.

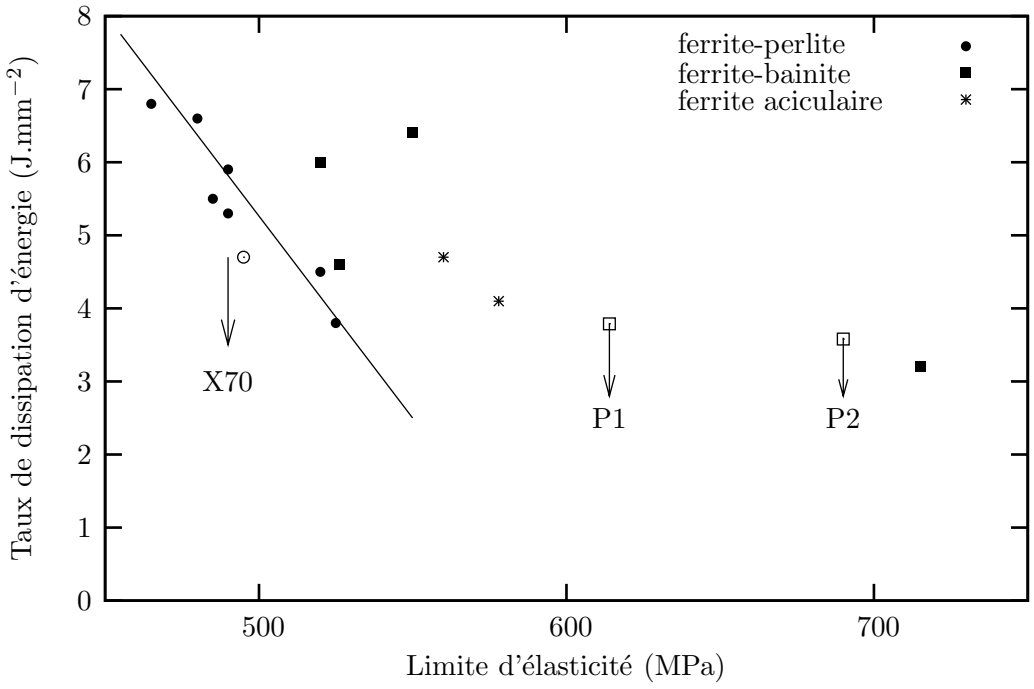


Figure VI.15 : Compromis limite d'élasticité-ténacité. Les symboles évidés représentent les aciers de l'étude.

VI.3.4 Modes de rupture

a) Aspect macroscopique.

L'ensemble des faciès de rupture obtenus lors des essais de déchirure ductile dynamique est présenté sur la figure VI.16. Deux modes de rupture sont clairement identifiables (Fig. VI.17). La fissure se propage d'abord en mode normal. Après une vingtaine de millimètres

de propagation, un changement radical de mode de rupture se produit. La surface de rupture qui était perpendiculaire à l'axe de traction, devient inclinée d'environ 45^0 par rapport à celui-ci. La rupture se fait alors en cisaillement et représente bien le mode de rupture obtenu lors de l'éclatement d'un gazoduc. Ce mécanisme de rupture autorise le développement de plusieurs types de faciès (Fig. VI.18): cisaillement complet, cisaillement en V ou demi-cisaillement de part et d'autre d'un délaminage. Le changement de type de rupture et l'inversion de plan de rupture en cours de propagation ont été observés, typiquement le changement de type cisaillement en "V" en cisaillement complet ou demi-cisaillement.

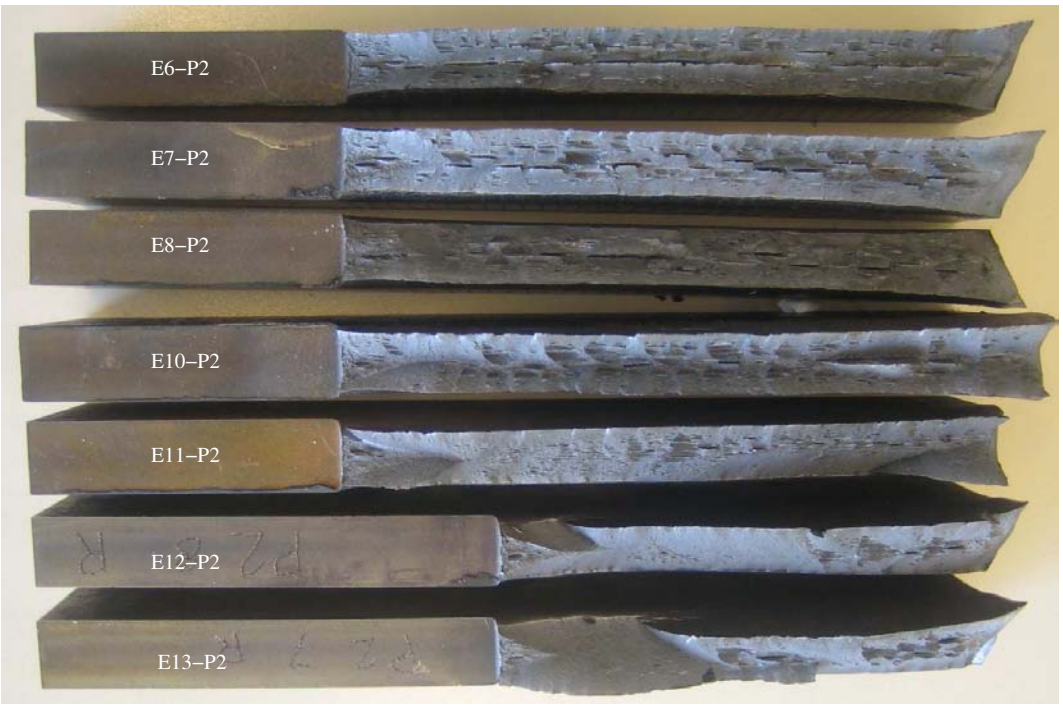


Figure VI.16 : Ensenble des faciès de rupture dynamique des éprouvettes D3 (acier P2).

De nombreux délaminages ont été observés sur les faciès de rupture. Le premier délaminage apparait toujours dans la zone de rupture plane et à une distance d'environ 3mm du fond de l'entaille.

Une caractéristique très importante de la propagation dans les plaques est l'aspect fortement courbé du front de fissure. La longueur de fissure à coeur de la tôle est en effet plus grande qu'en peau. L'indication de ce phénomène est donnée par la transition du mode de rupture normal au mode de cisaillement. La figure VI.19 présente le front de la rupture en mode I au moment de la transition.

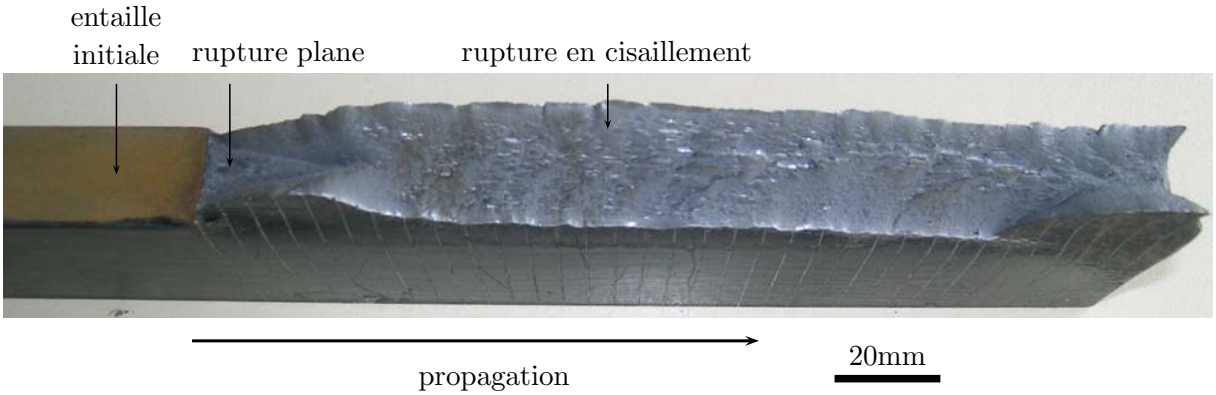


Figure VI.17 : Faciès de rupture dynamique d'une éprouvette (acier P2, essai E11-P2).

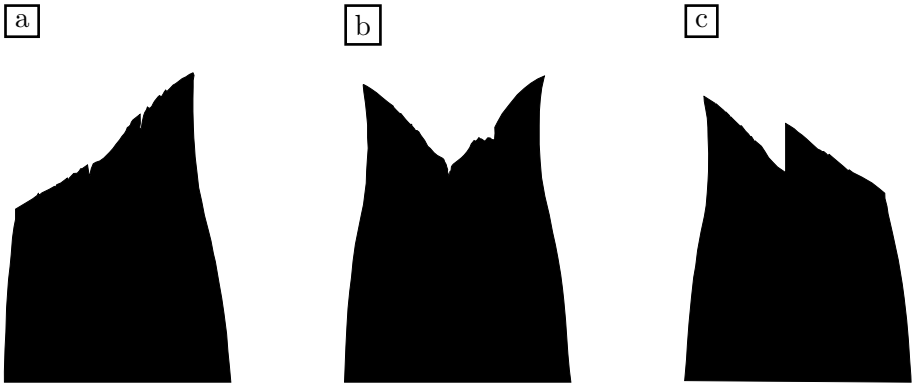


Figure VI.18 : Coupes transversales des éprouvettes D3 (acier P2). a : cisaillement complet, b : cisaillement en V, c : demi-cisaillement de part et d'autre part d'un délaminage.

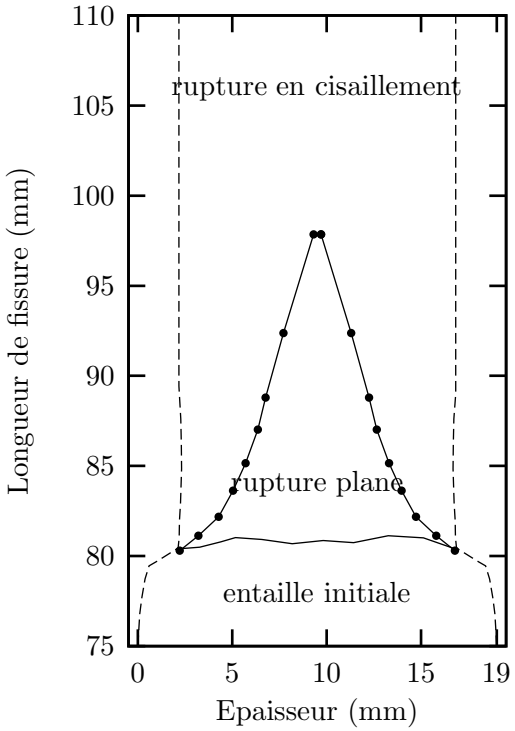


Figure VI.19 : Forme du front de la rupture plane d'un essai D3 (acier P2, essai E11-P2).

b) Observations à l'échelle microscopique.

Les observations fractographiques présentées par la suite ont été effectuées sur l'acier P2. Après avoir été testées, les éprouvettes sont observées de façon à analyser la formation de la déchirure ductile. L'amorçage de la déchirure ductile et ses modes de propagation ont été étudiés en observant au MEB les faciès de rupture.

- Amorçage : On a reporté sur les figures VI.20a et VI.20b, la zone d'amorçage d'une éprouvette D3 de l'acier P2. La surface est entièrement couverte de petites cupules. Les observations montrent que la déchirure ductile macroscopique s'amorce par cisaillement avec un angle d'environ 45°. L'avancée ductile de cette zone d'amorçage en cisaillement est d'environ 300μm.

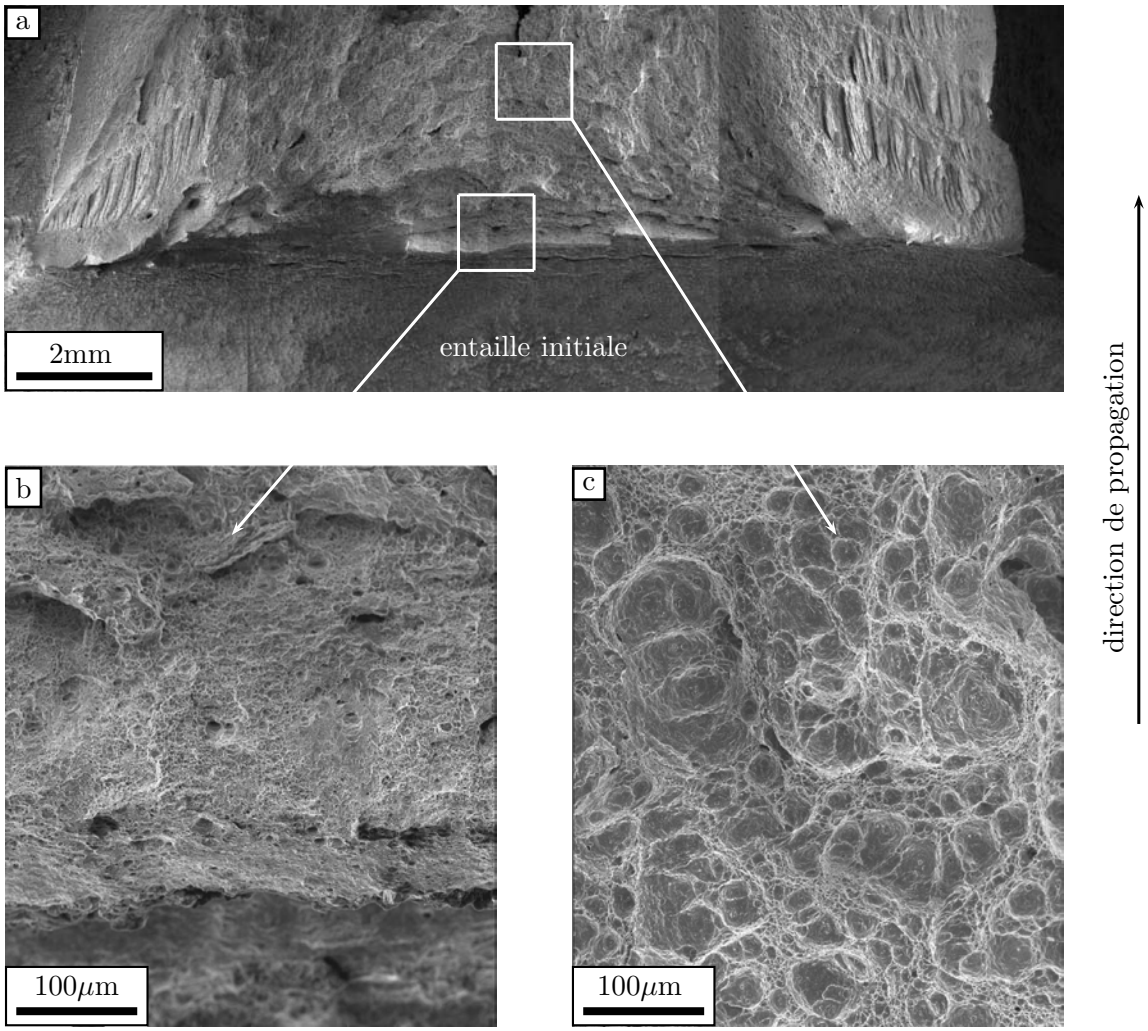


Figure VI.20 : Amorçage et propagation en mode normal de la déchirure ductile sur une éprouvette D3. a : amorçage, b : détail au centre de l'amorçage, c : propagation en mode normal.

- Propagation en mode normal : La déchirure ductile, après s'être amorcée, avec un angle de 45° se redresse sous l'influence de la symétrie du chargement. Elle se propage en mode

normal. Sur la figure VI.20c, on observe que les grosses cupules sont dominantes. La fissure ductile avance plus au centre de l'éprouvette où les conditions mécaniques sont plus favorables au développement de l'endommagement et le front présente une forme 3D. La fissure se propage ensuite au niveau des bords libres de l'éprouvette par la formation des lèvres de cisaillement. Le développement des lèvres de cisaillement est de plus en plus important avec l'avancée ductile. Et après une vingtaine de millimètres de propagation, on observe le passage de la propagation en mode normal à la rupture par cisaillement.

- Propagation en cisaillement : La figure VI.21 présente des observations au MEB du faciès de rupture en propagation par cisaillement. Les cupules restent larges à coeur de tôle montrant là encore une rupture avec une dominante en ouverture (Fig. VI.21a). A quart-épaisseur, elles apparaissent encore équiaxes dans la direction de traction. On observe deux populations de cupules où les petites cupules deviennent importantes (Fig. VI.21b). La rupture se fait par striction entre les cavités, par une localisation de la déformation en cisaillement. Lorsqu'on s'approche des bords de l'éprouvette, la surface est couverte de petites cupules (Fig. VI.21c). On observe également des larges cupules dont l'allongement est perpendiculaire à la direction de propagation. La rupture combine ici des composantes des modes I et III.

- Délaminage : Le phénomène se présente sous la forme d'une séparation fragile du plan de la tôle en deux ou plusieurs morceaux, et provoque un feuilletage du faciès de rupture. La propagation fragile du délaminage est plus rapide que celle de la fissure principale ductile. Les délaminages se propagent donc par bonds successifs. Il y a réamorçage lorsque la fissure principale rattrape la ligne d'arrêt du délaminage.

A partir de ces observations, on peut décrire l'évolution de la déchirure ductile pour les éprouvettes D3. La pointe de fissure s'émousse, puis l'amorçage se produit au centre de l'éprouvette par cisaillement. La fissure se propage en mode normal avec des lèvres de cisaillement. Les lèvres de cisaillement deviennent de plus en plus importantes. Et après une vingtaine de millimètres de propagation, la rupture se produit par cisaillement. L'apparition de ce mode peut être liée à l'échauffement adiabatique de la structure intervenant à grande vitesse, à une teneur des zones MA et des carbures importante, et également à une faible capacité d'écrouissage de ces aciers.

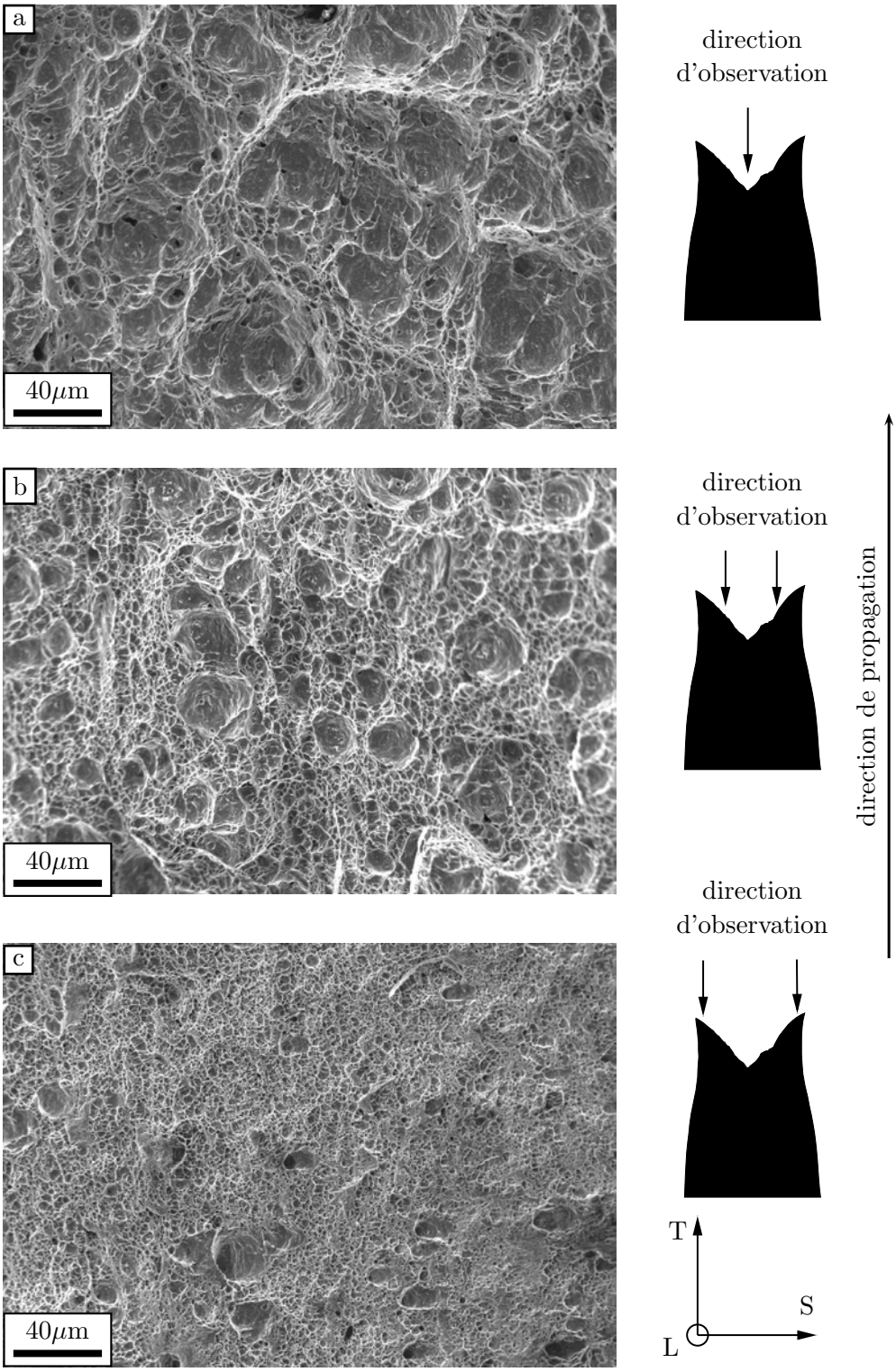


Figure VI.21 : Propagation par cisaillement de la déchirure ductile sur une éprouvette D3. a : à coeur de tôle, b : à quart-épaisseur de tôle, c : proche peau de tôle.

VI.3.5 Conclusions

L'essai de déchirure ductile dynamique sur grandes plaques permet de caractériser la résistance des tôles à la phase de propagation en régime stationnaire de la fissure. Pour cela, nous utilisons deux paramètres : le taux de dissipation d'énergie R, et le taux de réduction d'épaisseur à rupture Z. Les aciers de structure ferrite-bainite offrent un bon compromis entre la ténacité mersurée par R et leur limite d'élasticité. Les mécanismes de rupture ont été étudiés grâce à des observations fractographiques. Les caractéristiques principales sont les suivantes :

- **La déchirure ductile est amorcée au milieu de l'entaille par un mécanisme de cisaillement. La déchirure ductile se propage ensuite simultanément vers les bords de l'éprouvette en formant des lèvres de cisaillement et en avant de l'entaille.**
- **La rupture normale se propage sur une distance d'environ 20mm avant la changement radical de mode de rupture qui conduit à la rupture par cisaillement. La rupture se fait principalement par striction interne-cavités.**
- **Lors de la rupture par cisaillement, la localisation de la déformation interrompt le processus de striction et mène à une rupture prématurée.**

L'arrêt de fissure a été provoqué sur quelques éprouvettes en augmentant la longueur de l'entaille initiale. Ces éprouvettes permetraient d'étudier le développement de l'endommagement en avant de la fissure.

VI.4 Simulation de la rupture des éprouvettes D3

Les essais D3 sont réalisés en pleine épaisseur de la tôle. Le front de la fissure est fortement courbé. Les calculs bidimensionnels ne sont pas pertinents si l'on veut comparer les résultats de simulation à l'expérience. En effet, les travaux de Rivalin [Rivalin, 1998] montrent que les valeurs du paramètre R calculées dans les deux états extrêmes (contraintes planes et déformations planes) n'encadrent pas la valeur expérimentale même si la réponse charge-déplacement est, elle, encadrée. Ceci signifie que l'effet 3D relatif à l'essai D3 est primordial. Dans cette étude, les calculs 3D ont été effectués.

VI.4.1 Maillages et modèle utilisés

Un quart de l'éprouvette est maillé en utilisant des éléments quadratiques à 20 noeuds, avec une intégration réduite sur 8 points de Gauss. La longueur d'entaille initiale est de 80mm. Elle est maillée comme une fissure non émoussée. La figure VI.22 montre deux maillages utilisés qui se distinguent par la taille de maille dans la zone de propagation. Ces deux maillages sont :

- Un maillage grossier contenant 2525 éléments (11502 noeuds) avec $h \times l_L \times l_S = 700 \times 1250 \times 2375\ \mu\text{m}^3$.
- Un maillage fin contenant 16346 éléments (63693 noeuds) avec $h \times l_L \times l_S = 200 \times 312.5 \times 1187.5\ \mu\text{m}^3$. Cette maille correspond à celle utilisée dans les divers calculs d'éprouvettes de laboratoire.

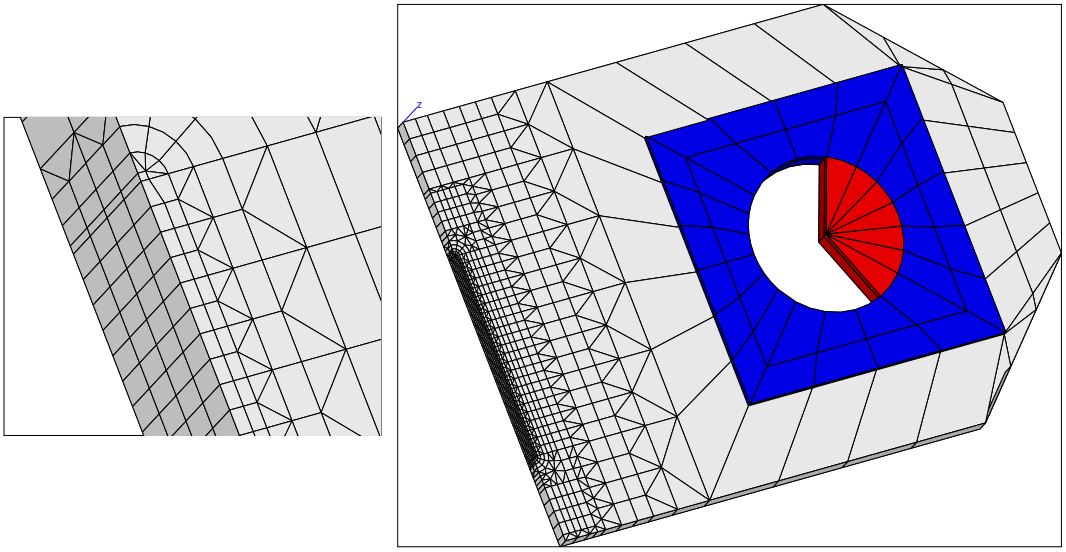
Le modèle d'endommagement utilisé est le modèle GTN avec prise en compte de la germination, appelé GTN-G, identifié dans le chapitre V. Les coefficients du modèle sont rappelés dans le tableau VI.5. Les conditions limites de ce calcul sont :

- Pour la goupille, un déplacement imposé suivant l'axe 1, et un déplacement nul suivant la direction 2 sont appliqués à la ligne d'application de la charge. La vitesse de déplacement utilisée est de 0.1mm/s. Cette vitesse correspond à la phase de chargement statique des essais D3.
- Pour l'éprouvette, un déplacement nul suivant l'axe 1 sur le ligament, et un déplacement nul suivant l'axe 3 sur la face de symétrie de l'éprouvette.
- La goupille est parfaitement liée à l'éprouvette.
- Le renfort est lié parfaitement à l'éprouvette. Seule une épaisseur de 3mm du renfort est maillée afin d'avoir la bonne pente de la courbe charge-déplacement. En effet, la liaison entre des plaques de renfort et l'éprouvette est assurée par des soudures autour des plaques de renfort et elle est loin d'être parfaite. Des calculs avec le renfort entier surestiment la pente de la courbe charge-déplacement.

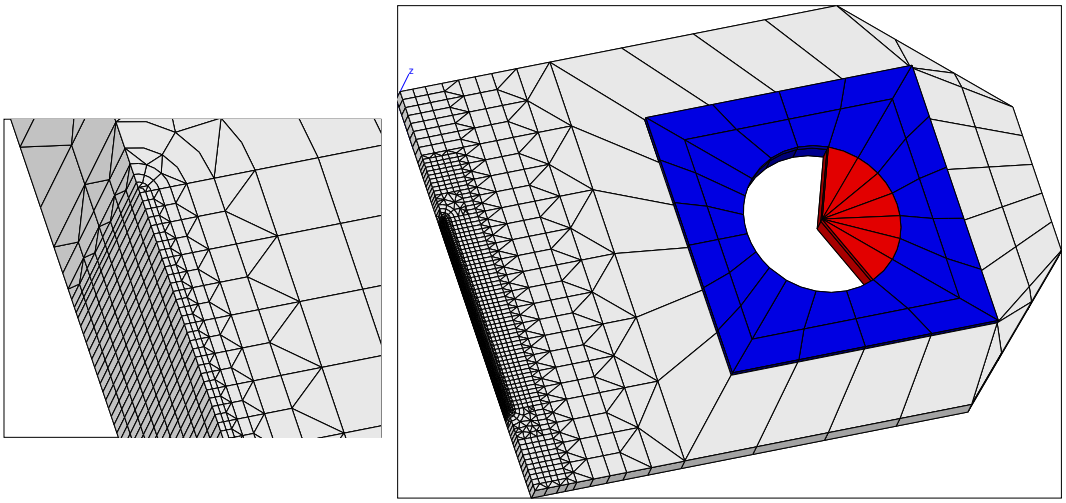
L'ensemble de l'éprouvette suit le comportement de l'acier P1 tel que nous l'avons défini précédemment. La configuration T-L des essais D3 a été calculée (axe 1 = direction travers T, axe 2 = direction de laminage L, axe 3 = direction de l'épaisseur S). On donne à la goupille un comportement élastique (E=210000MPa, $\nu = 0.3$).

module d'Young	E	210GPa
coefficient de Poisson	ν	0.3
écrouissage isotrope	R_0	580MPa
	Q_1, k_1	0.367, 46.84
	Q_2, k_2	1.119, 0.741
paramètres Norton	K, n	55MPa $s^{1/n}$, 5
critère d'anisotropie	a, α	9.25, 0.7
	c_1^1, c_2^1, c_3^1	1.022, 1.009, 0.961
	c_4^1, c_5^1, c_6^1	1.140, 1.116, 1.118
	c_1^2, c_2^2, c_3^2	1.572, 0.442, 0.536
	c_4^2, c_5^2, c_6^2	1.000, 0.924, 1.183
GTN + germination (modèle GTN-G)	$h \times l$	$200 \times 250 \mu m^2$
	q_1, q_2	1.6, 1
	f_0, f_c, δ	1.35×10^{-4}, 0.02, 4.5
	B_n	0.02 pour $0.5 \leq p \leq 1$

Tableau VI.5 : Coefficients du modèle utilisé pour le calcul des éprouvettes D3



a : Maillage grossier $h = 700\mu$m



b : Maillage fin $h = 200\mu$m

Figure VI.22 : Calculs tridimensionnels des éprouvettes D3. Maillages utilisés.

VI.4.2 Résultats

Les calculs présentés dans cette partie ne sont en mesure de produire que le cas d'une fissure normale à la direction de traction. La simulation d'une rupture par cisaillement requiererait une discrétisation du maillage beaucoup plus importante dans l'épaisseur et dans la direction de traction, comme nous l'avons déjà montré lors de l'étude consacrée aux éprouvettes de déformation plane.

Les calculs effectués permettent d'abord de représenter la forme du front de fissure en mode I. La figure VI.23 présente une vue dans le plan du ligament pour une fissure en cours de propagation. La fissure se propage plus au centre de l'éprouvette. Une propagation de 120mm a été simulée. Le front de la fissure est donnée sur la figure VI.24. Ils permettent également de retrouver l'évolution du paramètre R avec l'avancée de fissure et le développement de la striction. Cette dernière est ici calculée à partir du déplacement des noeuds en peau.

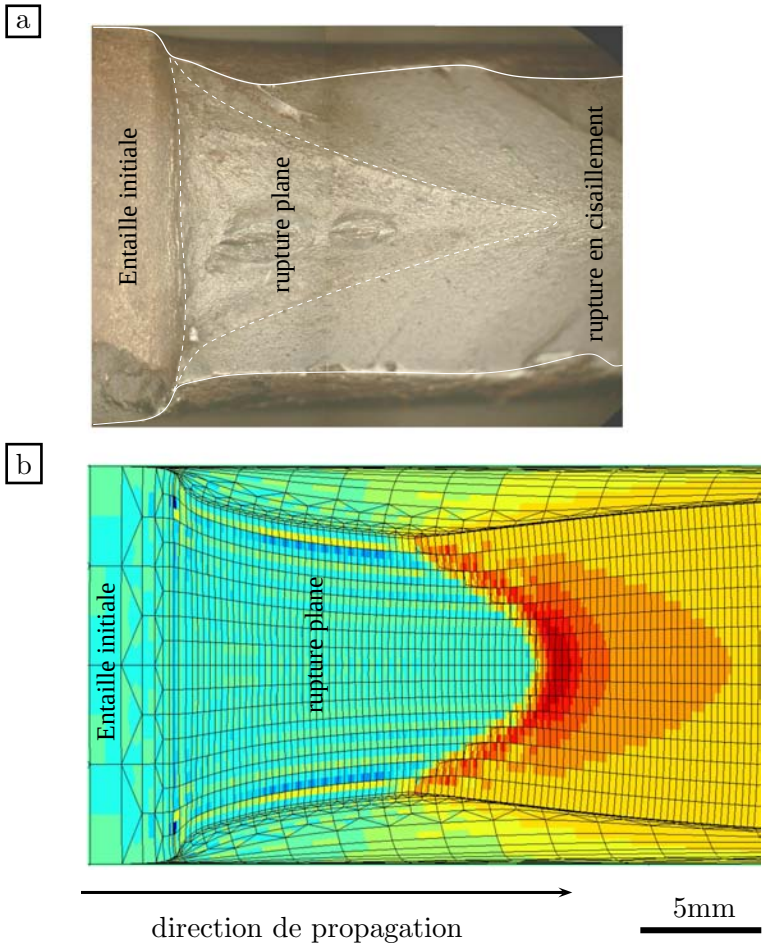


Figure VI.23 : Forme du front de fissure. a : faciès de rupture d'une éprouvette D3 (acier P1, essai E14-P1). b : Champ de contrainte σ_{TT} dans le plan de ligament pour une fissure en cours de propagation. Le calcul a été effectué sur une demi épaisseur et une demi hauteur avec le maillage fin ($h = 200\mu$m) , les éléments cassés ont été enlevés.

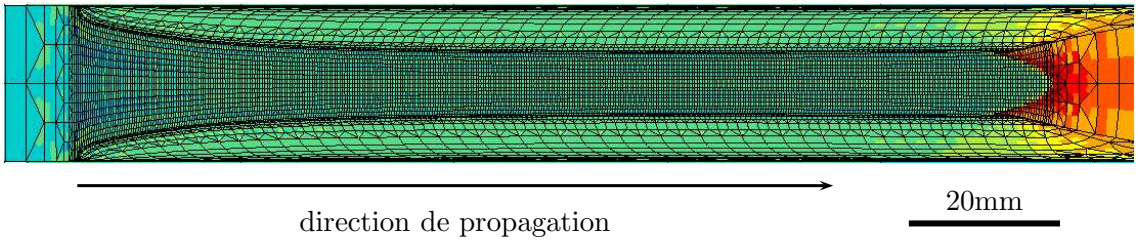


Figure VI.24 : Champ de contrainte σ_{TT} dans le plan de ligament pour une propagation de 120mm. Le calcul a été affectué sur une demi épaisseur et une demi hauteur avec le maillage fin ($h = 200\mu$m), les éléments cassés ont été enlevés.

Courbes de chargement.

Les courbes de charge-déplacement ainsi que l'évolution de la longueur de propagation de fissure calculées avec deux tailles de maille différentes ($h = 200\mu$m et $h = 700\mu$m) sont comparées avec des courbes expérimentales sur la figure VI.25. La longueur de propagation de fissure numérique est calculée au centre de l'éprouvette. Il apparaît que le maximum de charge est plus élevé pour le maillage grossier ($h = 700\mu$m). On observe que l'amorçage est favorisé par le maillage fin. La fissure s'amorce avant que la charge n'atteint la charge maximale. Pourtant, la propagation n'est pas très différente dans les deux cas.

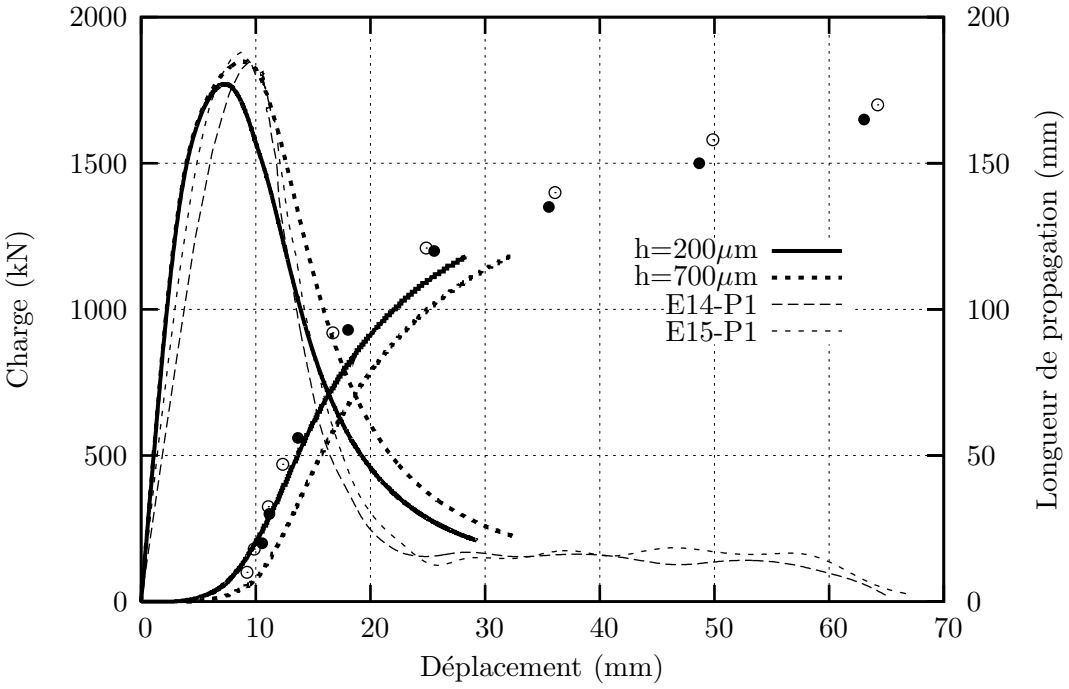


Figure VI.25 : Comparaison des courbes de chargement et des propagations de fissure.

En comparaison avec des courbes expérimentales, on observe que le calcul avec le maillage fin sous-estime la charge. Par ailleurs, la chute de charge obtenue avec la simulation est moins

rapide. Pour expliquer ces différences, rappelons qu'il y a un gradient de propriétés mécaniques suivant l'épaisseur comme le montre le profil de dureté de l'acier P1 (voir chapitre II). Suivant l'épaisseur, la tôle est plus molle au centre qu'aux bords. De plus, c'est possible qu'il existe un effet de rive dans la tôle P1, comme nous avons constaté dans l'acier P2. Les éprouvettes D3 sont prélevées en pleine épaisseur et au centre de la tôle, tandis que les éprouvettes de traction cylindriques utilisées pour caractériser l'écrouissage sont prélevées près des rives. Dans nos simulations, un déplacement à une vitesse de 0.1mm/s a été imposé à la goupille. Cette vitesse correspond à la vitesse de chargement statique. Tandis que pour les essais dynamiques, après une phase de chargement statique et une propagation de fissure d'une vingtaine de millimètre en mode I, la fissure se propage en cisaillement à une vitesse élevée (environ $v_{\text{fissure}} = 35\text{m/s}$), ce qui correspond à une vitesse de déplacement d'environ 15m/s. La propagation rapide de la fissure engendre l'échauffement du matériau en pointe de fissure. Si on tenait compte de l'échauffement adiabatique du matériau produit par la déformation, il en résulterait un adoucissement thermique du matériau, ce qui favoriserait la propagation de fissure et, par voie de conséquence, la chute de charge.

Taux de dissipation d'énergie.

L'évolution de l'énergie dissipée au cours de la propagation de fissure est donnée sur la figure VI.26 pour les deux maillages utilisés. Elle est calculée par la formule VI.7.

$$U_{\text{diss}} = \int_0^{\delta} P.d\delta - \frac{1}{2}CP^2 \tag{VI.7}$$

Comme le maximum de charge est plus élevé pour le maillage grossier, l'énergie dissipée l'est également. Le taux de dissipation d'énergie est ensuite calculé en cours de propagation. Il est comparé aux résultats expérimentaux (Fig. VI.27). Le paramètre R décroît depuis les premiers millimètres de propagation. Nous obtenons avec les deux maillages un régime stationnaire entre 140mm et 200mm de propagation. Une valeur de R sensiblement plus élevée est obtenue pour le maillage grossier par rapport au maillage fin. Elle est de 5.5 pour le calcul avec le maillage grossier et de 5 pour le calcul avec le maillage fin. Il est malheureusement difficile de comparer le calcul à des essais sur le paramètre R car la rupture des plaque D3 de l'acier P2 présente de nombreux délaminages. Rivalin [Rivalin, 1998] a rapporté que le paramètre R augmente avec l'épaisseur. En présence de délaminages, l'éprouvette peut alors être assimilée à une juxtaposition de feuilles d'épaisseur plus réduite. On peut penser que les délaminages sont défavorables à la tenue à la rupture ductile évaluée par le taux de dissipation d'énergie. Par ailleurs nos simulations ne reproduisent pas la rupture en biseau qui se produit certainement par une énergie inférieure à la rupture normale.

Le taux de triaxialité maximal, τ en fonction de la longueur de propagation de fissure est montrée sur la figure VI.28. On constate une augmentation du taux de triaxialité dans les premiers dizaines de millimètres de propagation. Ensuite, τ baisse progressivement vers une valeur constante de 1.37 entre 35mm et 120mm de propagation de fissure.

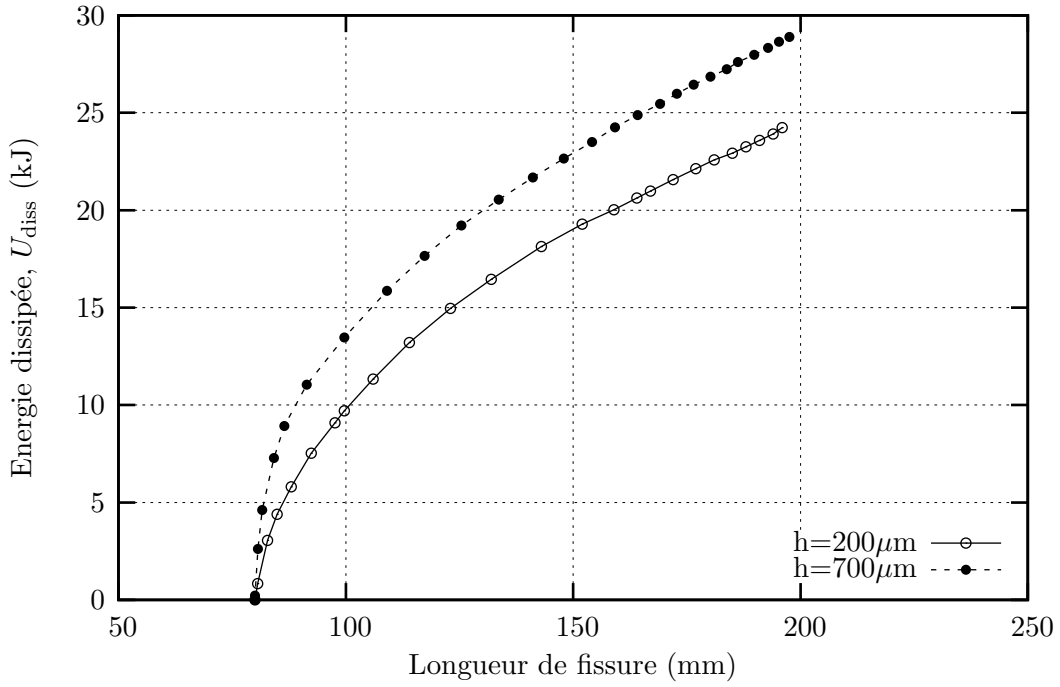


Figure VI.26 : Energie dissipée en fonction de l'avancée de fissure pour différentes tailles de maille.

Nous avons également dépouillé la simulation de l'essai Charpy présentée dans le chapitre V (modèle GTN-G, configuration T-L) en terme du taux de dissipation d'énergie, R_{tot}. La figure VI.29 montre l'évolution de ce paramètre, R_{tot} en fonction de l'avancée de fissure. Le paramètre R diminue dans les premiers millimètres de propagation pour atteindre une valeur sensiblement constante. On retrouve l'allure de la courbe R des essais D3. Par ailleurs, une valeur du paramètre, R proche de celle obtenue sur les essais D3 est obtenue.

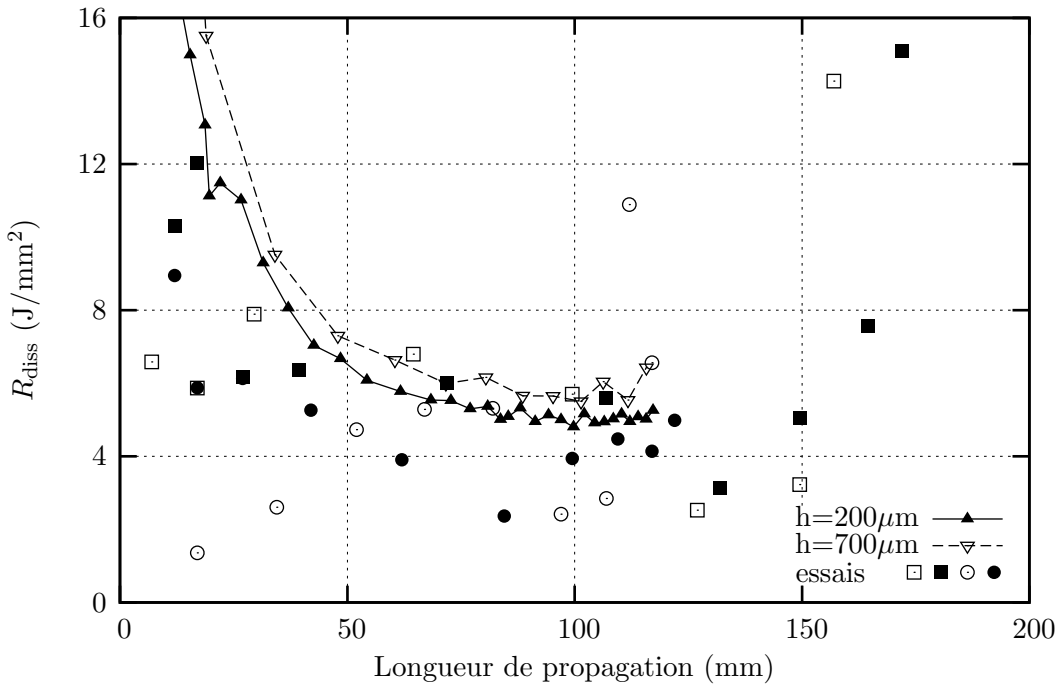


Figure VI.27 : Taux de dissipation d'énergie en fonction de l'avancée de fissure.

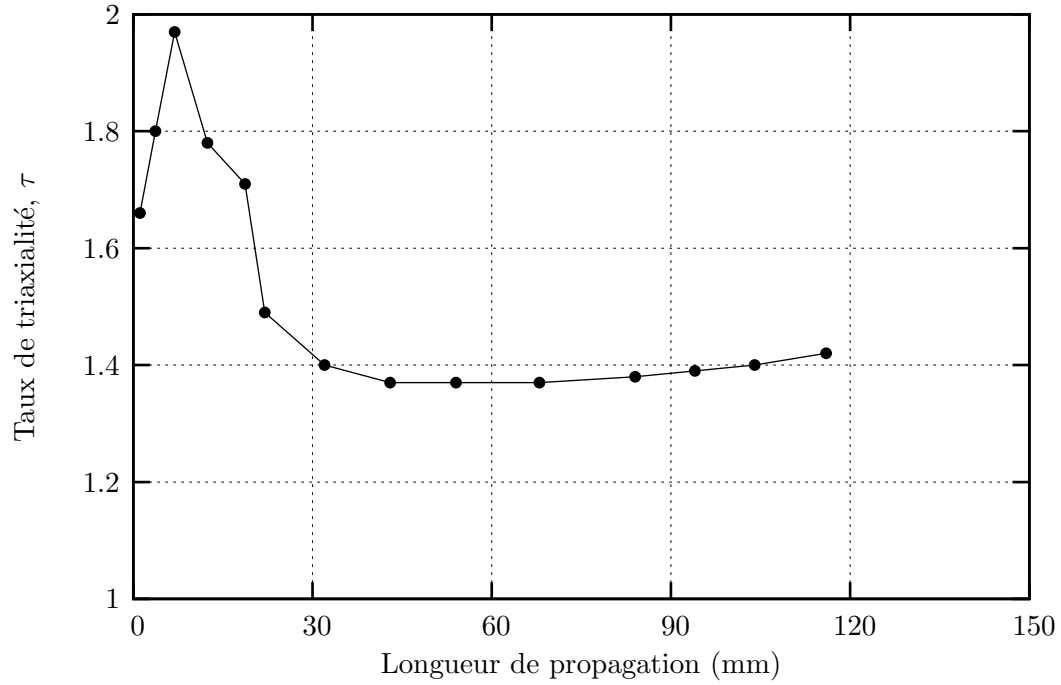


Figure VI.28 : Triaxialité maximale en fonction de la longueur de propagation de fissure.

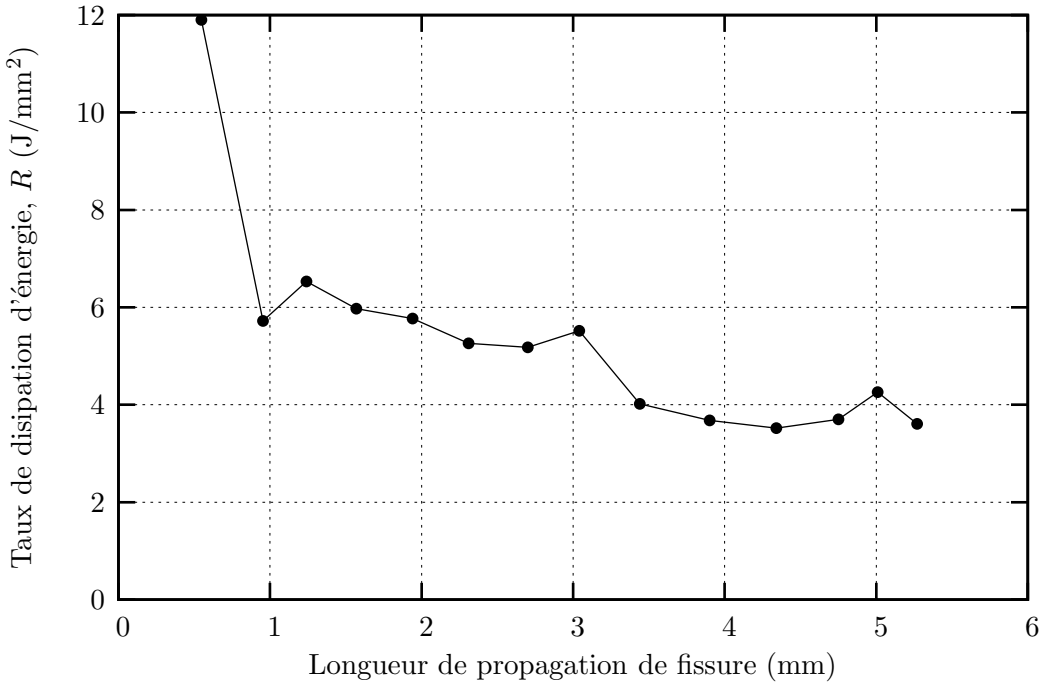


Figure VI.29 : Taux de dissipation d'énergie, R_{tot} en fonction de l'avancée de fissure de l'essai Charpy en configuration T-L. La simulation est faite avec le modèle GTN-G (voir chapitre V).

Taux de striction à rupture.

La figure VI.30 reporte des données expérimentales et numériques concernant le taux de striction à rupture. Pour chacun des deux calculs, le paramètre Z est sensiblement égal. Il est respectivement de 47% pour le calcul avec $h = 200\mu$m et 49% pour le calcul avec $h = 700\mu$m. Ces valeurs sont nettement au-dessus des valeurs expérimentales. Il y a deux explications possibles à cette différence. Premièrement, la rupture des plaques D3 présente de nombreux délaminages. La mesure du taux de striction en présence de délaminages se fait entre les deux peaux du faciès, sans tenir compte de la striction interne entre chaque séparation. La valeur mesurée expérimentalement de Z sous-estime donc le taux de striction réel. Deuxièmement, les essais ont été réalisés en conditions dynamiques avec la rupture en biseau. Dans sa thèse, Rivalin [Rivalin, 1998] a testé la même tôle (acier R dans sa nomination) en conditions statiques et dynamiques. Les essais statiques conduisent à une rupture plate, tandis que les essais dynamiques conduisent à une rupture en cisaillement. Il a trouvé que les essais statiques, qui ont conduit à une rupture plate, donnent un taux de striction à rupture d'environ 15% plus élevé que celui obtenu avec les essais dynamiques ($Z = 52.5\%$ pour les essais statiques contre 37.5% pour les essais dynamiques).

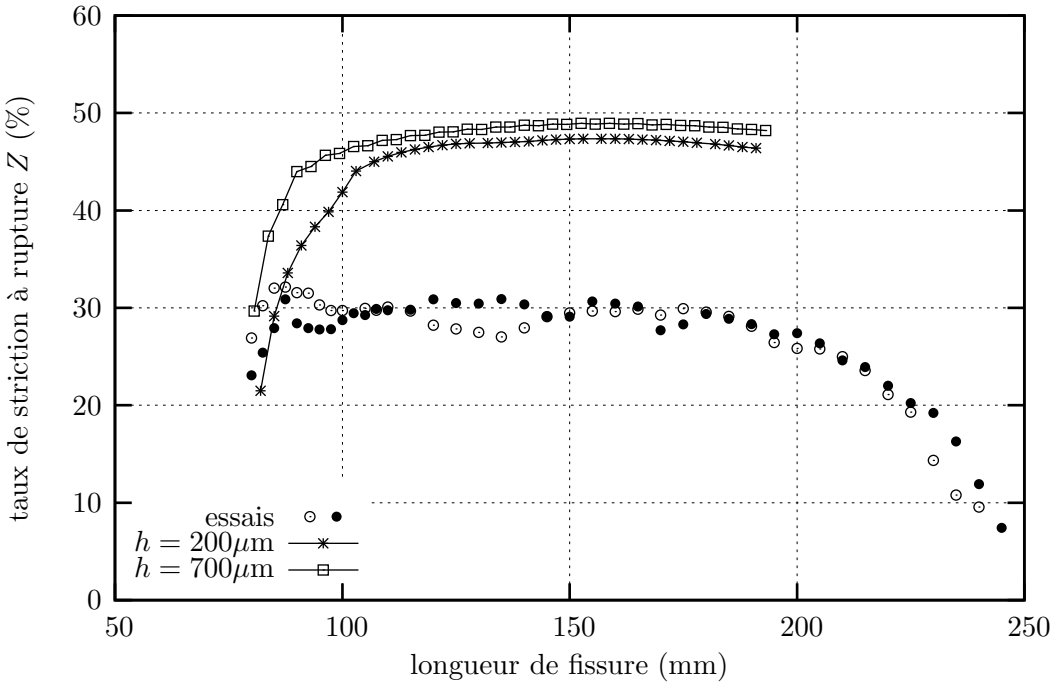


Figure VI.30 : Taux de striction à rupture sur le ligament pour différentes tailles de maille.

VI.5 En résumé

Nous nous sommes concentrés dans ce chapitre sur la réalisation expérimentale et sur la prévision de la rupture ductile des grandes plaques D3. L'expérience de déchirure ductile dynamique permet de caractériser la résistance à la déchirure

dynamique des tôles à tubes. Elle représente une expérience de dimension et de complexité intermédiaire entre les outils de contrôle de production Charpy et Battelle, et les essais d'éclatement de gazoducs à l'échelle 1.

Les essais D3 ont été réalisés sur les aciers P1 et P2 en configuration T-L. La vitesse de fissure atteinte pour une longueur d'entaille initiale de 80mm est de 35m/s. Le mode de rupture par cisaillement a été observé. On a obtenu pour ces essais une phase de propagation rapide quasi-stationnaire pour des longueurs de fissure comprises entre 150mm et 200mm durant laquelle les taux de dissipation d'énergie R, et de striction à rupture Z, sont sensiblement constants. L'arrêt de fissure a été provoqué à des endroits favorables pour des observations du développement de l'endommagement en avant de la fissure.

La déformation et la rupture des éprouvettes D3 ont ensuite été simulées en utilisant des modèles couplés de comportement et d'endommagement. Les calculs ont été réalisés en 3D. Ils permettent de représenter la forme du front de fissure et les caractéristiques principales de la propagation de fissure. L'éprouvette D3 est utilisée comme une structure intermédiaire pour qualifier l'identification des modèles de comportement et d'endommagement obtenues sur éprouvettes de laboratoire (traction, AE, Charpy, etc). Pourtant, les calculs que nous avons présentés se limitent pour l'instant à la simulation de la rupture normale à la direction de traction.

Chapitre -VII-

Conclusions et Perspectives

Dans cette étude, nous avons analysé la résistance à la déchirure ductile des aciers pour gazoducs à haute limite d'élasticité, X100, à l'aide de l'approche locale de la rupture. Les principaux résultats peuvent être réunis de la façon suivante :

- **Etudes expérimentales tôle-tube.**
  - Les matériaux de l'étude présentent une forte anisotropie plastique. La limite d'élasticité dans le sens travers est plus élevée que celle dans la direction de laminage. L'anisotropie induite par la déformation plastique est beaucoup plus marquée. La section circulaire des éprouvettes cylindriques devient élliptique après déformation. La déformabilité est plus grande suivant l'épaisseur que selon les autres directions.
  - La limite d'élasticité des tôles se trouve au-dessous de la valeur requise pour l'acier X100. Ce n'est qu'après la production de tubes, qui implique une déformation lors de la mise en forme, que l'acier atteint le grade X100.
  - Les aciers de l'étude possèdent de bonnes propriétés mécaniques à rupture. La ténacité et la résilience des tôles sont meilleures que celles du tube.
- **Effet de la pré-déformation.**
  - L'effet d'une pré-déformation sur les caractéristiques de traction est immédiat. La pré-déformation provoque une augmentation de la limite d'élasticité et de la résistance à traction, tandis que l'allongement réparti diminue avec la pré-déformation.
  - Une pré-déformation a des effets néfastes sur la ténacité du matériau. La ténacité à l'amorçage, $J_{0.2}$ et le module de déchirure ductile, dJ/da diminuent avec la pré-déformation. La différence en termes de $J_{0.2}$ et de dJ/da entre la tôle et le tube peut être en partie expliquée par le fait que l'acier du tube a subi une pré-déformation lors de la mise en forme.

- **Effet de rive de la tôle.**
  Il existe un gradient de propriétés mécaniques suivant la largeur de la tôle. Les tôles sont très larges (3700mm). Les tôles sont plus dures au centre que près des rives.

- **Rupture ductile par cisaillement.**
  La résistance des aciers à la déchirure ductile dynamique a été évaluée au moyen d'une expérience disponible à Arcelor Research. Celle-ci permet d'étudier la rupture des tôles à tubes en pleine épaisseur et pour des vitesses de fissuration proches des conditions d'éclatement des gazoducs. Nous avons obtenus des résultats suivants :

  - Les essais réalisés sur les tôles P1 et P2 permettent d'extrapoler le diagramme de résistance de propagation ductile en fonction de la limite d'élasticité vers les très hauts grades.
  - Nos essais confirment la tendance observée précédemment selon laquelle les structures ferrito-bainitiques permettent d'obtenir un bon compromis entre la ténacité et leur limite d'élasticité.
  - La rupture par cisaillement est reproduite à grande vitesse, ce qui permet d'étudier le mécanisme de rupture en conditions quasi-réelles. L'arrêt de fissure est également reproduit à des endroits favorables pour des observations du développement de l'endommagement en avant de la fissure.

- **L'effet de la microstructure.**
  L'effet de la microstructure a été mis en évidence. L'acier P1, ayant une une microstructure plus fine et plus homogène, possède une ténacité mesurée par $J_{0.2}$ sur les éprouvettes CT(05T) en conditions quasi-statiques et par le taux de dissipation d'énergie, R, sur éprouvettes D3 en conditions dynamiques ainsi que la résilience plus élevées que l'acier P2.

- **Délaminage.**
  Le phénomène se présente sous la forme d'une séparation du plan de la tôle en deux ou plusieurs morceaux. Le délaminage se produit sur l'ensemble des essais (AE, Charpy, CT et D3) sur les aciers étudiés ce qui rend l'analyse des essais plus délicate, surtout des essais CT.

- **Modélisation du comportement anisotrope.**

  - Le comportement de l'acier P1 a été modélisé avec une loi élastoviscoplastique. Deux écrouissage isotropes sont utilisés pour représenter le comportement élastoplastique sur une large plage de déformation plastique. Une loi visqueuse de type Norton est utilisée pour décrire la sensibilité à la vitesse de déformation.
  - L'anisotropie plastique est décrite par un critère récemment développé et appliqué jusqu'à maintenant uniquement aux alliages d'aluminium. Ce critère permet de représenter à la fois l'anisotropie de contrainte et l'anisotropie de déformation. L'identification des paramètres a été effectuée sur les essais de traction en tenant compte des coefficients de Lankford et des essais sur éprouvettes AE.

- L'ensemble des essais réalisés dans les différentes directions (éprouvettes de traction, AE, CT et KCV) peut être décrit par une unique loi de comportement.

- **Modèle d'endommagement ductile.**
  - Le modèle GTN a été utilisé pour décrire l'endommagement ductile. L'identification des paramètres a été effectuée à partir d'essais sur éprouvettes AE contrôlées en déformation et éprouvettes Charpy V suivant la direction travers, T.
  - Le mécanisme de germination d'une seconde population de cavités formées autour des zones MA et des carbures a été introduit à partir d'observations expérimentales.
  - L'ensemble des paramètres est validé sur éprouvettes CT et des essais suivant la direction L.

- **Simulation de l'essai D3.**
  - Le modèle GTN précédemment identifié sur les éprouvettes de laboratoire est utilisé pour simuler l'essai D3. La propagation de fissure dans les plaques D3 a été simulée de manière satisfaisante sur une distance de 120mm. Les caractéristiques principales de la rupture sont représentées : la courbe de chargement, la forme du front de fissure, le développement de la striction en pointe de fissure et le taux de dissipation d'énergie.
  - La propagation de fissure en cisaillement n'a pas pu être simulée. La dicrétisation du maillage requise pour ces simulations rend pour l'instant les calculs prohibitifs.

- **Perspectives.**
  - En ce qui concerne la description des mécanismes de rupture, la germination autour des zones MA et des carbures pourrait être étudiée de manière plus détaillée afin de confirmer et préciser l'hypothèse d'une germination continue régulière au cours de la déformation plastique.
  - L'acier Tu présente une anisotropie de rupture plus forte que l'acier P1. De plus, cet acier a subi une pré-déformation lors de la mise en forme. Le modèle utilisé devrait tenir en compte cette pré-déformation et l'aspect cinématique de l'écrouissage. Si cela ne permettait pas d'expliquer l'anisotropie de rupture de l'acier Tu, une plus grande attention devrait être portée sur l'anisotropie d'endommagement.
  - Pour éclairer l'effet de pré-déformation sur la ténacité du matériau, les observations des faciès de rupture ainsi que des coupes métallographiques devraient être effectuées.
  - Le modèle d'endommagement, tel qu'il a été utilisé dans cette thèse, pourrait être utilisé pour faire une étude paramétrique ou étudier l'influence de l'épaisseur, de la taille de l'éprouvette D3 sur la valeur de R comme Rivalin a fait dans sa thèse.
  - Le modèle présenté conduit à des calculs relativement longs. La simulation d'un essai sur éprouvette D3 dure entre quelques jours et quelques mois en fonction de la longueur de fissuration souhaitée et de la taille de maille utilisée. Pour appliquer ce modèle à des simulations de propagation de fissure sur une longue distance, il

faudrait impérativement réduire ce temps de calcul. Deux voies d'amélioration sont possibles. La première est la parallélisation de l'algorithme de résolution. Et la deuxième consiste à utiliser un algorithme de remaillage adaptatif. Enfin, un modèle simple en utilisant des éléments de zone cohésive (CZM) pourrait être utilisé.

- Pour la modélisation de l'essai D3, il faudrait prendre en compte l'effet de vitesse pour la phase dynamique qui conduit à un échauffement du matériau en pointe de fissure.
- Le plus difficile reste la modélisation du mode de rupture en biseau. Les maillages utilisés dans cette thèse ne permettent pas de reproduire le basculement de la fissure en biseau car la taille des mailles est trop grande suivant l'épaisseur et la hauteur de maillage fin trop petite.

Bibliographie

Afnor (1990). Essai de flexion par choc sur éprouvette charpy. partie 1: méthode d'essai. *Association française de normalisation, NF EN10045-1.*

Amouzouvi, K.F. (1986). A comparative fracture study of a slightly prestrained low alloy steel and a slightly prestrained austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering*, 78(1):65–70.

Amouzouvi, K.F. and Bassim, M.N. (1983). Effect of the type of prior straining on the fracture toughness of AISI 4340 steel. *Materials Science and Engineering*, 60(1):1–5.

Andrews, W.R. and Shih, C.F. (1979). Thickness and side-groove effects on J- and δ resistance curves for A533B-steel at 93°C. *In : Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP668, éd : Landes, J.D., Begley, J.A., and Clarke, G.A.*, pages 426–450.

Banks-Sills, L. and Dunye, I. (1997). A note on the effect of plastic strain on fracture toughness. *Engineering Fracture Mechanics*, 57(1):67–71.

Bauvineau, L. (1996). *Approche locale de la rupture ductile : Application à un acier Carbone-Manganèse.* PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Benzerga, A. (2000). *Rupture ductile des tôles anisotropes. Simulation de la propagation longitudinale dans un tube pressurisé.* PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Benzerga, A., Besson, J., and Pineau, A. (1999). Coalescence-controlled anisotropic ductile fracture. *Journal of Engineering Materials and Technology*,121:221–229.

Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J.-L., and Forest, S. (2001). *Mécanique non linéaire des matériaux.* Paris Hermès science publications.

Besson, J., Steglich, D., and Brocks, W. (2003). Modeling of plane strain ductile rupture. *International Journal of Plasticity*,19:1517–1541.

Bilat, A.S. (2004). Soudage de canalisation pour transport de gaz:réduction des coûts. Rapport d'avancement 2, CdM, ENSMP, France.

Bonomo, F., Bramante M., Alpa, G., Bozzo, E., Morini, A., and Pozzi, A. (1981). Survey and tentative revisal of ductile fracture arrest prevision criteria in pipelines for gas transmission.

In: Analytical and Experimental Fracture Mechanics, ed. Sih, G.C. and Mirabile, M., pages 553–566.

Brocks, W., Sun, D.Z., and Hönig, A. (1995). Verification of the transferability of micromechanical parameters by cell model calculations with visco-plastic materials. *International Journal of Plasticity*,11(8):971–989.

Bron, F. and Besson, J. (2004). A yield function for anisotropic materials. application to aluminum alloys. *International Journal of Plasticity*,20(4/5):937–963.

Bron, F. and Besson, J. (2006). Simulation of the ductile tearing for two grades of 2024 aluminum alloy thin sheets. *Engineering Fracture Mechanics*,73(11):1531–1552.

Buffo, , Galantucci, L.M., Palumbo, G., and Tricarico, L. (2001). FEM analysis of the forming operations in the production of large diameter welded tubes. *Proceedings of the V Convegno, AITEM*, Bari:439–448.

Chaboche, J.-L. (1977). Sur l'utilisation des variables d'état interne pour la description de la viscosité cyclique avec endommagement. *Problèmes non linéaires de mécanique, Symposium Franco-Polonais de rhéologie et mécanique*, pages 137–159.

Chu, C.C. and Needleman, A. (1980). Void nucleation effects in biaxially stretched sheets. *Journal of Engineering Materials and Technology*,102:249–256.

Civallero, M., Mirabile, M., and Sih, G.C. (1981). Fracture mechanics in pipeline technology. *In: Analytical and Experimental Fracture Mechanics, ed. Sih, G.C. and Mirabile, M.*, pages 157–174.

Demofonti, G., Mannucci, G., Hillenbrand, H.-G., and Harris, D. (2003). Suitability evaluation of X100 steel pipes for high pressure gas transportation pipelines by full scale tests. *14th Joint Technical Meeting on Pipeline Research. EPRG-PRCI-APIA*.

Eberle, A., Klingbeil, D., Baer, W., Wossidlo, P., and Hacker, R. (2002). The calculation oF dynamic J_r-curves from 2D and 3D finite element analyses of a charpy test using a rate dependent damage model. *In : From Charpy to present impact testing, ed. François, D., Pineau, A., ESIS Publication 30*, pages 403–410.

EGIG (2002). Gas pipeline incidents, 5th report of the european gas pipeline incident data group.

El-Fadaly, M.S., El-Sarrage, T.A., Eleiche, A.M., and Dahl, W. (1995). Fracture toughness of 20MnMoNi55 steel at different temperatures as affected by room-temperature pre-deformation. *Journal of Materials Processing Technology*,54:159–165.

Emery, A.F., Kobayashi, A.S., Love, W.J., Place, B.W., Lee, C., and Chao, Y.H. (1986). An experimental and analytical investigation of axial crack propagation in long pipes. *Engineering Fracture Mechanics*,23:215–226.

Emery, A.F., Perl, M., Love, W., and Kobayashi, A. (1981). On the motion of an axial through crack in a pipe. *Journal of Pressure Vessel Technology*,123:281–286.

Enami, K. (2005). The effects of compressive and tensile prestrain on ductile fracture initiation in steels. *Engineering Fracture Mechanics*,72:1089–1105.

Faleskog, J., Gao, X., and Shih, C.F. (1998). Cell model for nonlinear analysis-I. micromechanics calibration. *International Journal of Fracture*,89:355–373.

Faleskog, J. and Shih, C.F. (1997). Micromechanics of coalescence : synergistic effects of elasticity, plastic yielding and multi-size scale voids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*,45(1):21–50.

Fearnehough, G.D. and Jones, D.J. (1981). Toughness specification for shear fracture arrest in pipelines. *In: Analytical and Experimental Fracture Mechanics, ed. Sih, G.C. and Mirabile, M.*, pages 527–538.

GDF (1985). *Matériaux utilisés pour les canalisations de transport et de distribution.* Manuel pour le transport et la distribution du gaz.

Gibson, G.P., Druce, S.G., and Turner, C.E. (1987). Effect of specimen size and geometry on ductile crack growth resistance in a C-Mn steel. *International Journal of Fracture*,32(4):219–240.

Gologanu, M., Leblond, J., Perrin, G. and Devaux, J. (1997). Recent extension of Gurson's model for porous ductile metals. *In : Continuum micromechanics, CISM lecture series, ed. Suquet, P., Springer*, pages 61–130.

Gray, J.M. (2002). Niobium bearing steels in pipeline projects. *In : Niobium science and technology, Niobium 2001*, pages 889–906.

Gullerud, A.S., Gao, X., Dodds, R.H., and Haj-Ali, R. (2000). Simulation of ductile crack growth using computational cells : numerical aspects. *Engineering Fracture Mechanics*,66:65–92.

Gurson, A.L. (1977). Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 99:2–15.

Gürdal, Z. and Haftka, R.T. (1992). *Elements of structural optimization.* Kluwer.

Hagiwara, N., Masuda, T., and Oguchi, N. (2001). Effects of prestrain on fracture toughness and fatigue-crack growth of line pipe steels. *Journal of Pressure Vessel Technology*,123:355–361.

Hashemi, S.H., Howard, I.C., Yates, J.R., and Andrews, R.M. (2004). Micro-mechanical damage modelling of notched bar testing of modern line pipe steel. *ECF15, 15th european conference of fracture, Stockholm, 11-13 aout 2004.*

Hill, R. (1948). *A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. Proceedings of the Royal Society of London*,193:281–297.

Hilliard, J. (1968). *Quantitative microscopy.* McGraw-Hill.

Hulka, K. (1997). High strength large diameter pipe plate from standard production to X80/X100. *Niobium information 13/1997, CBMM/NPC, Düsseldorf (Germany).*

Iung, T. (1994). *Propagation rapide et arrêt des fissures dans les aciers pour gazoducs. Rupture par clivage et rupture ductile.* PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Kanninen, M.F., Sampath, S.G., and Popelar, C. (1976). Steady-state crack propagation in pressurized pipelines without b ackfill. *Journal of Pressure Vessel Technology*,98:56–65.

Karafillis, A.P. and Boyce, M.C. (1993). A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*,41:1859–1886.

Kurita, Y., Fujita, T., and Ishikara, T. (1981). *Discriminant analysis of shear fracture propagation in gas pipeline.* 101st ISIJ Meeting, Lecture No.S490.

Lautridou, J.C. and Pineau, A. (1981). Crack initiation and stable crack growth resistance in A508 steels in relation to inclusion distribution. *Engineering Fracture Mechanics*,15:55–71.

Lawrence, C., Zhou, J., and Tits, A. (1994). User's guide for CFSQP version 2.0: a C code for solving (large scale) constrained nonlinear (minimax) optimization problems, generating iterates satisfying all inequality constraints. Technical report, TR 94-16, Institute for systems research, University of Maryland, College Park, MD 20742.

Lopez, E. (2003). Rupture ductile de l'acier X100. application pour gazoducs. Rapport de DEA, Centre des Matériaux, ENSMP, France.

Luu, T.T., Tanguy, B., Besson, J., Pineau, A., and Perrin, G. (2006a). Local approach based mechanical modeling of fracture of high strength modern pipeline steel. *In: Local approach to fracture, Euromech-Mecamat 2006, ed. Besson J., Moinereau D., Steglich D.* pages 253–258.

Luu, T., Tanguy, B., Besson, J., Pineau, A., and Perrin, G. (2006b). Unified constitutive equation to describe elastoplastic and damage behavior of X100 pipeline steel. *ECF16.*

Mannucci, G. and Demofonti, G. (2001). *Fracture properties of API X100 gas pipeline steels.* In : 13th Joint Meeting PRCI-EPRG, New Orleans.

Maxey, W. (1981). Dynamic crack propagation in line pipe. *In: Analytical and Experimental Fracture Mechanics, ed. Sih, G.C. and Mirabile, M.*, pages 109–123.

Minami, F. and Arimochi, K. (2001). Evaluation of prestraining and dynamic loading effects on the fracture toughness of structural steels by the local approach. *Journal of Pressure Vessel Technology*,123:362–372.

Miyata, T., Tagawa, T., and Aihara, T. (1997). Influence of pre-strain on fracture toughness and stable crack growth in low carbon steels. *In : Fatigue and Fracture Mechanics 28th, ed. Underwood, J.H. Macdonald, B.D., Mitchell, M.R., ASTM STP 1321*, pages 167-176.

Moriyasu, N., Endo, S., Mifune, N., and Uchitomi, O. (1992). Development of X100 UOE line pipe. Technical review n^{0}65, NKK, Japan.

O'Donoghue, P.E., Green, S.T., Kanninen, M.F., and Bowles, P.K. (1991). The development of a fluid/structure interation model for flawed fluid containment boundaries with applications to gas transmission and distribution piping. *Computers and Structures*,38:501–513.

O'Donoghue, P.E., Kanninen, M.F., Leung, C.P., Demofonti, G., and Venzi, S. (1997). The development and validation of a dynamic fracture propagation model for gas transmission pipelines. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*,70:11–25.

Okatsu, M., Hoshino, T., Amano, K., Ihara, K., and Kawabata, F. (2002). Metallurgical and mechanical features of X100 linepipe steel. *Pipe Dreamer's Conference*, pages 263–272.

Palumbo, G. and Tricarico, L. (2005). Effect of forming and calibration operations on the final shape of large diameter welded tubes. *Journal of Materials Processing Technology*,164-165:1089–1098.

Pardoen, T. and Hutchinson, J.W. (2000). An extended model for void growth and coalescence. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*,48:2467–2512.

Popelar, C., Rosenfield, A.R., and Kanninen, M.F. (1977). Steady-state crack propagation in pressurized pipelines. *Journal of Pressure Vessel Technology*,99:112–121.

Poynton, W.A., Shannon, R.W.E., and Fearnehough, G.D. (1974). The design and application of shear fracture propagation studies. *J. of Engineering Materials and Technology*,323–329.

Reed, P.A.S. and Knott, J.F. (1996). Investigation of the role of residual stresses in the warm prestress (WPS) effect. part I: experimental. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*,19(4):485–500.

Rivalin, F. (1998). *Développement d'aciers pour gazoducs à haute limite d'élasticité et ténacité élevée : mécanique et mécanismes de la rupture ductile à grande vitesse*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Rivalin, J., Besson, J., Pineau, A., and Di Fant, M. (2001). Ductile tearing of pipeline-steel wide plates. II: Modeling of in-plane crack propagation. *Engineering Fracture Mechanics*,68:347–364.

Rossoll, A., Berdin, C., Forget, P., Prioul, C., and Marini, B. (1999). Mechanical aspects of the Charpy impact test. *Nuclear Engineering and Design*,188:217–229.

Rossoll, A., Berdin, C., and Prioul, C. (2002). Determination of the fracture toughness of a low alloy steel by the instrumented Charpy impact test. *International Journal of Fracture*,115:205–226.

Sivaprasad, S., Tarafder, S., Ranganath, V.R., and Ray, K.K. (2000). Effect of prestrain on fracture toughness of HSLA steels. *Materials Science and Engineering A*,284:195–201.

Sugie, E., Matsuoka, M., Akiyama, T., Mimura, H., and Kawaguchi, Y. (1982). *A study of shear crack propagation in gas pressurized pipelines.* ASME annual meeting, paper No. 82-WA/PUP-11.

Tanguy, B. (2001). *Modélisation de l'essai Charpy par l'approche locale de la rupture. Application au cas de l'acier 16MND5 dans le domaine de transition.* PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Tanguy, B., Besson, J., Piques, R., and Pineau, A. (2005). Ductile to brittle transition of a A508 steel characterized by the Charpy impact test. part-II: modelling of the Charpy transition curve. *Engineering Fracture Mechanics*,72:413–434.

Turner, C. (1990). *A re-accessement of ductile tearing resistance.* Part I and II, Proceeding of the ECF8 conference on Fracture behavior and design of materials and structure, Turin, pages 933-968.

Tvergaard, V. (1982). Ductile fracture by cavity nucleation between larger voids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*,30(4):265–286.

Tvergaard, V. and Needleman, A. (1984). Analysis of cup-cone fracture in round tensile bar. *Acta Metallurgica*,32:157–169.

Tvergaard, V. and Needleman, A. (1988). An analysis of the temperature and rate dependence of Charpy V-notch energies for a high nitrogen steel. *International Journal of Fracture*,37:197–215.

Van Stone, R.H., Cox, T.B., Low, J.R., and Psioda, J.A. (1985). Microstructural aspects of fracture by dimpled rupture. *International Metals Reviews*,30(4):157–179.

Vogt, G., Re, G., and Demofonti, G. (1993). *EPRG recommendation for crack arrest toughness for high strength line pipe steels.* In : 9th Biennal Joint Technical Meeting on Line Pipe Reseach, PRC/EPRG, pages 25.1-25.12, Houston.

Vogt, G. and Weidenhoff, W. (1984). Toughness requirements are studied for large-diameter gas pipelines. *Oil and Gas Journal*,104–108.

Zhang, Z. and Hauge, H. (1999). On the Gurson micro-mechanical parameters. *In : Fatigue and Fracture Mechanics : Twenty-Ninth volume, ed. Panotin, T. and Sheppard, S.*, pages 364–383.

Zhang, Z.L. and Niemi, E. (1995). A new failure criterion for the Gurson-Tvergaard dilational constitutive model. *International Journal of Fracture*,70:321–334.

Annexe -A-I-

Étude expérimentale tôle-tube (complément)

Dans cette annexe, nous exposons des plans de prélèvement des éprouvettes dans les aciers P1 et Tu. Ensuite, les résultats expérimentaux des essais mécaniques sont présentés.

A-I.1 Prélèvement des éprouvettes des aciers P1 et Tu

Le plan de prélèvement des éprouvettes est donné sur les figures A-I.1 et A-I.2 pour les aciers P1 et Tu respectivement.

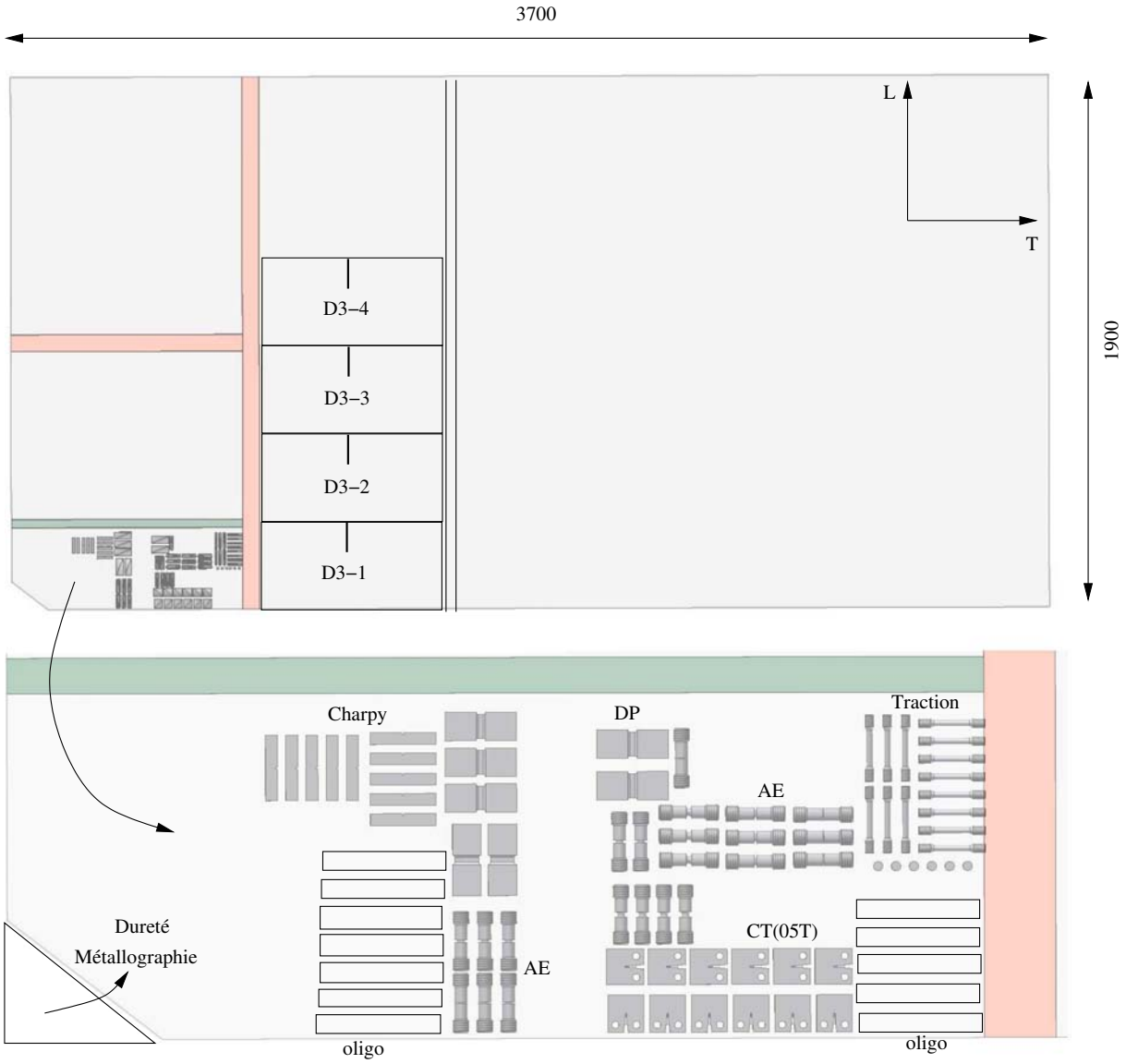


Figure A-I.1 : Plan de prélèvement des éprouvettes dans l'acier P1.

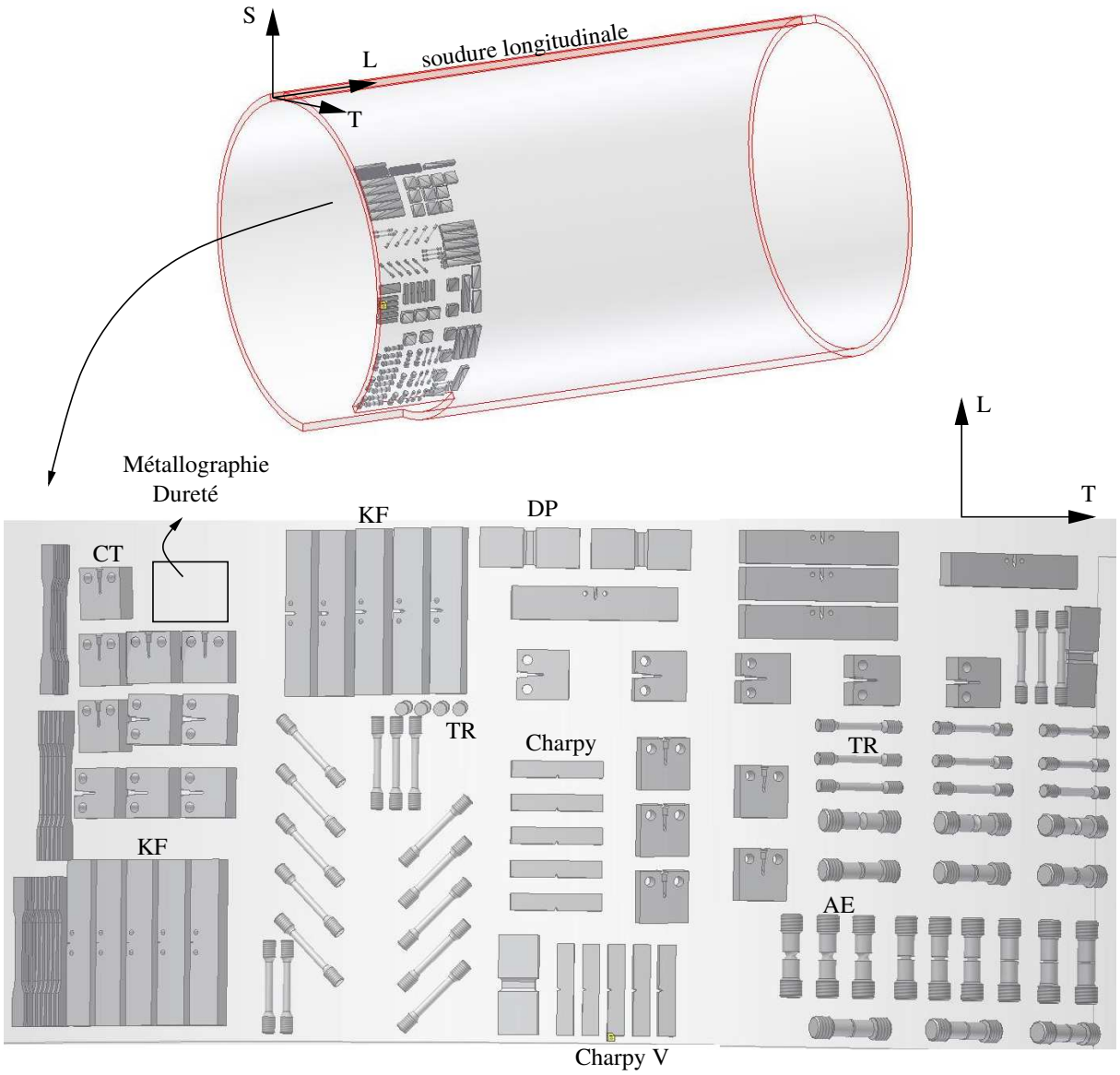


Figure A-I.2 : Plan de prélèvement des éprouvettes dans l'acier Tu.

A-I.2 Résultats expérimentaux des aciers P1 et Tu

La figure A-I.3 présente l'ensemble des courbes rationnelles contrainte vraie-déformation logarithmique des essais de traction réalisés sur les aciers P1 et Tu. La contrainte vraie, ϵ et la déformation logarithmique, ϵ sont données par les équations A-I.1.

$$\sigma = \frac{P}{S}\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) = \frac{P}{S_0}\exp\epsilon \tag{A-I.1a}$$

$$\epsilon = \ln\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) \tag{A-I.1b}$$

Pour l'acier P1, les courbes sont reproductives, tandis que pour l'acier Tu, la dispersion est plus importante. Ceci est liée à une pré-déformation hétérogène lors de la mise en forme de tube.

L'ensemble des courbes des essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées est exposé sur les figures A-I.4 et A-I.5 pour les aciers P1 et Tu, respectivement. Les essais ont été réalisés en contrôle de déformation. Ils ont été arrêtés avant la rupture finale. Les éprouvettes ont été ensuite cassées à température de l'azote liquide pour examiner les faciès de rupture.

Les courbes charge-ouverture de fissure sont montrées sur les figures A-I.6, A-I.7 pour l'acier P1 et sur les figures A-I.8, A-I.9 pour l'acier Tu pour les deux configurations d'essais L-T et T-L. Les courbes de résistance $J - \Delta a$ obtenues sont données sur les figures A-I.10 et A-I.11 pour les aciers P1 et Tu respectivement.

Les courbes de charge-déplacement des essais dynamiques et quasi-statiques sur éprouvettes Charpy V sont présentées sur les figures A-I.10 et A-I.11 pour les aciers P1 et Tu. L'énergie à rupture des éprouvettes Charpy V sont données au tableau A-I.1.

Acier	Essais dynamiques				Essais quasi-statiques			
	L-T		T-L		L-T		T-L	
	essai	C_v (J)	essai	C_v (J)	essai	C_v (J)	essai	C_v (J)
P1	1KCV1LT	296	1KCV1TL	309	1KCV4LT	236	1KCV4TL	238
	1KCV2LT	298	1KCV2TL	313	1KCV5TL	237	1KCV5TL	235
	1KCV3LT	297	1KCV3TL	300				
Tu	KCV1LT	277	KCV1TL	237	KCV4LT	214	KCV4TL	173
	KCV2LT	289	KCV2TL	248	KCV5LT	208	KCV5TL	184
	KCV3LT	275	KCV3TL	243				

Tableau A-I.1 : Energie à rupture des éprouvettes Charpy V à différentes vitesses de sollicitation des aciers P1 et Tu.

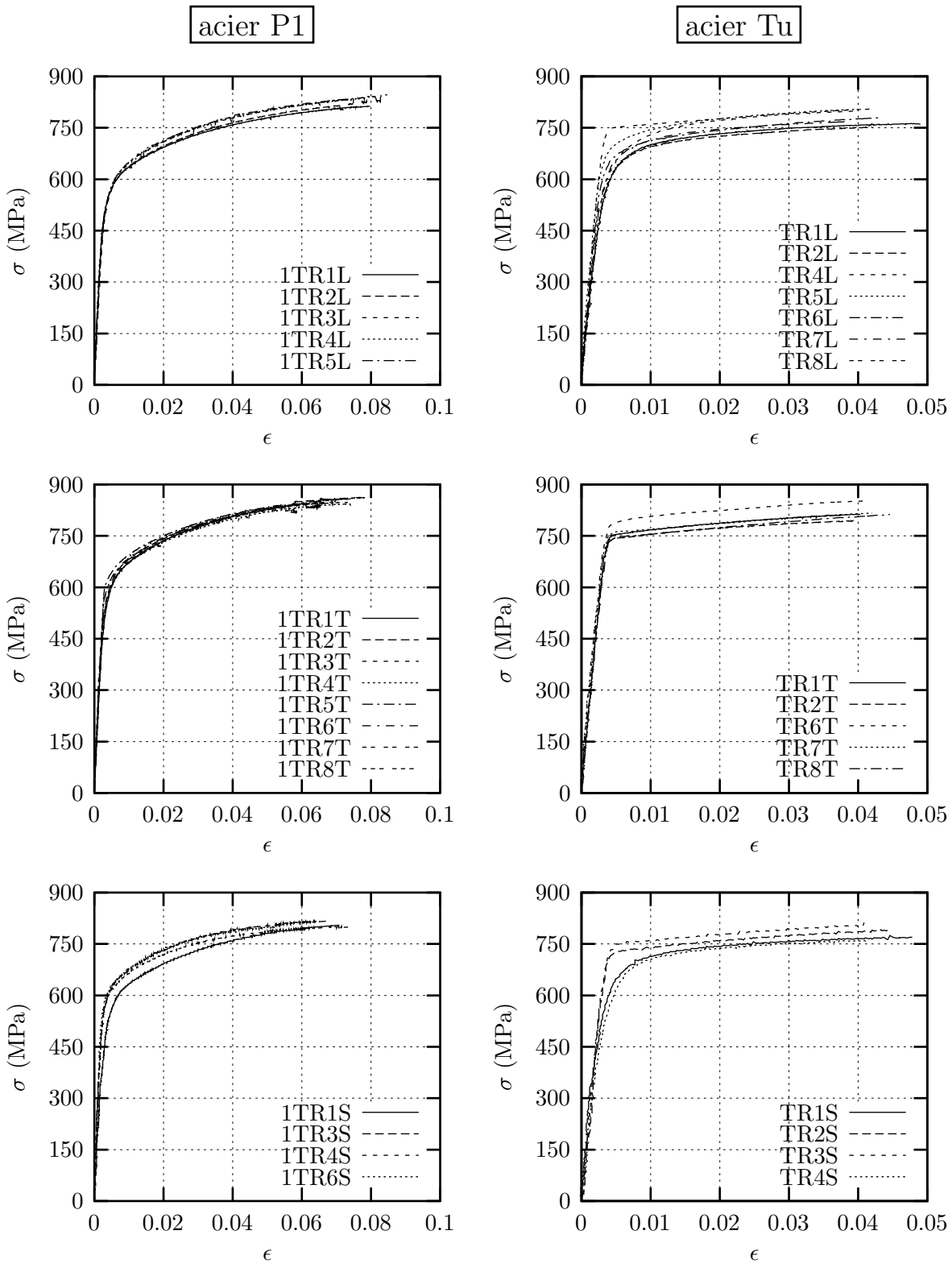


Figure A-I.3 : Courbes rationnelles pour l'ensemble des essais de traction ($\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4}\mathrm{s}^{-1}$) des acier P1 et Tu.

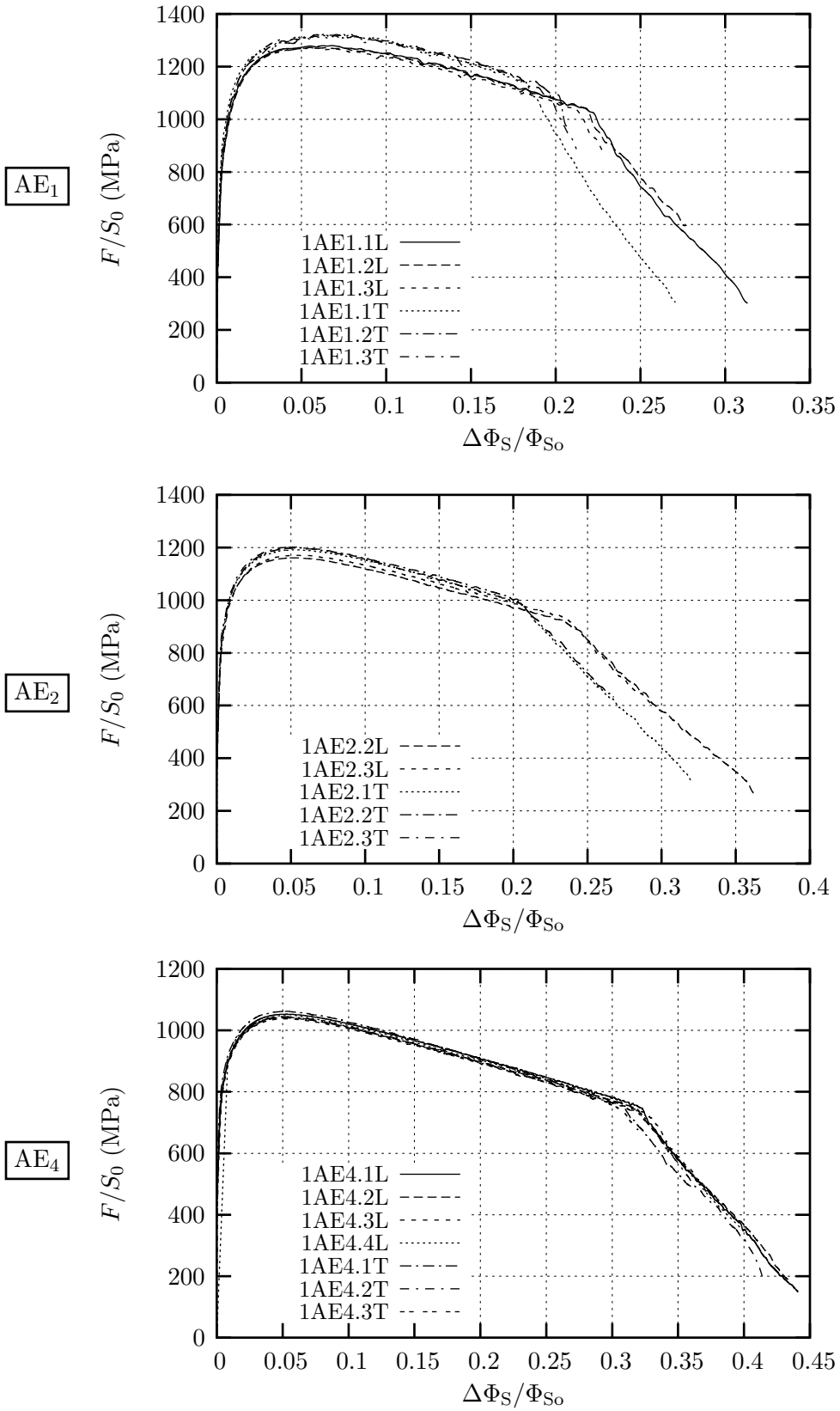


Figure A-I.4 : Courbes normalisées charge-contraction diamétrales pour les essais sur éprouvettes AE de l'acier P1.

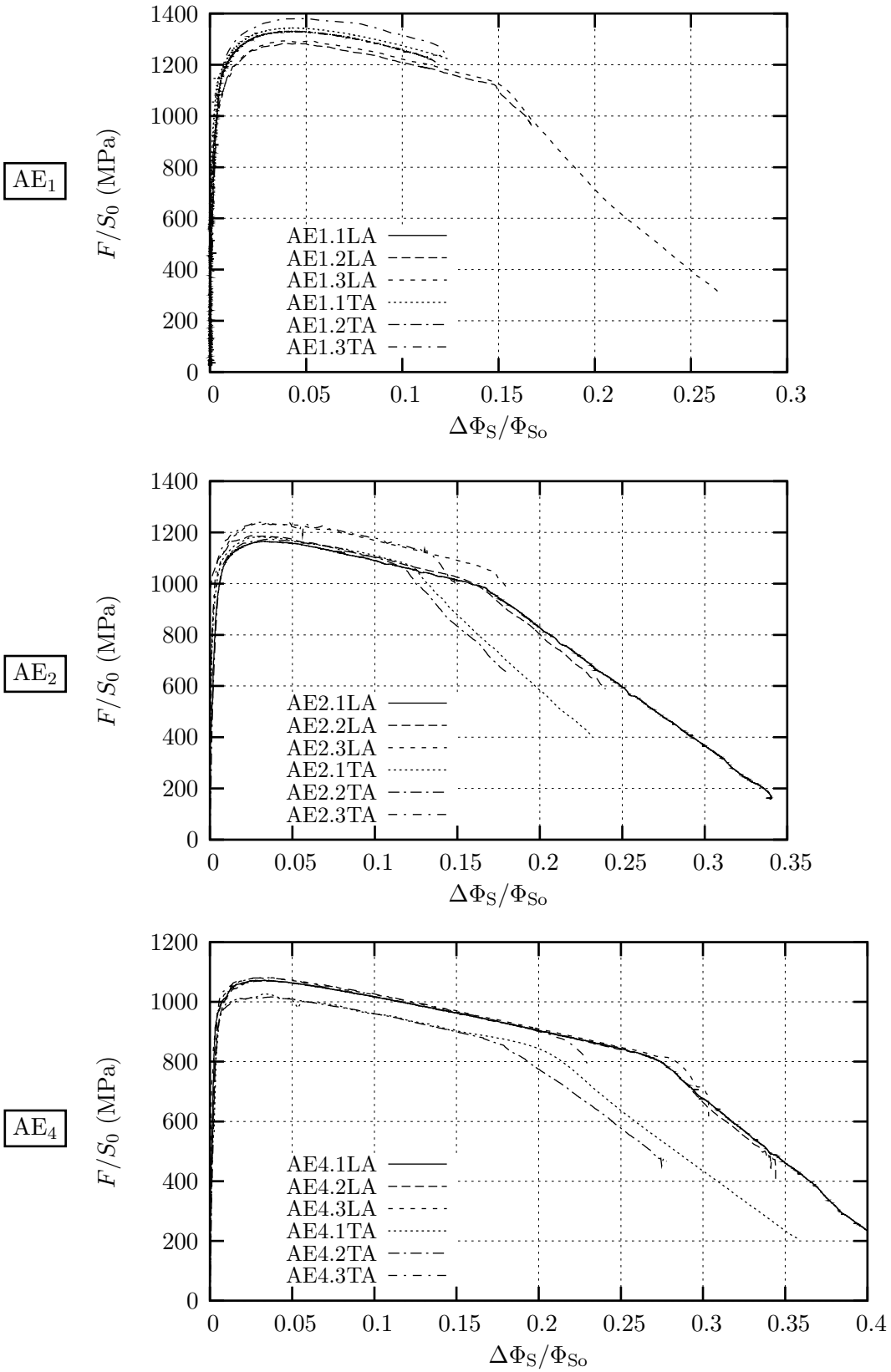


Figure A-I.5 : Courbes normalisées charge-contraction diamétrales pour les essais sur éprouvettes AE de l'acier Tu.

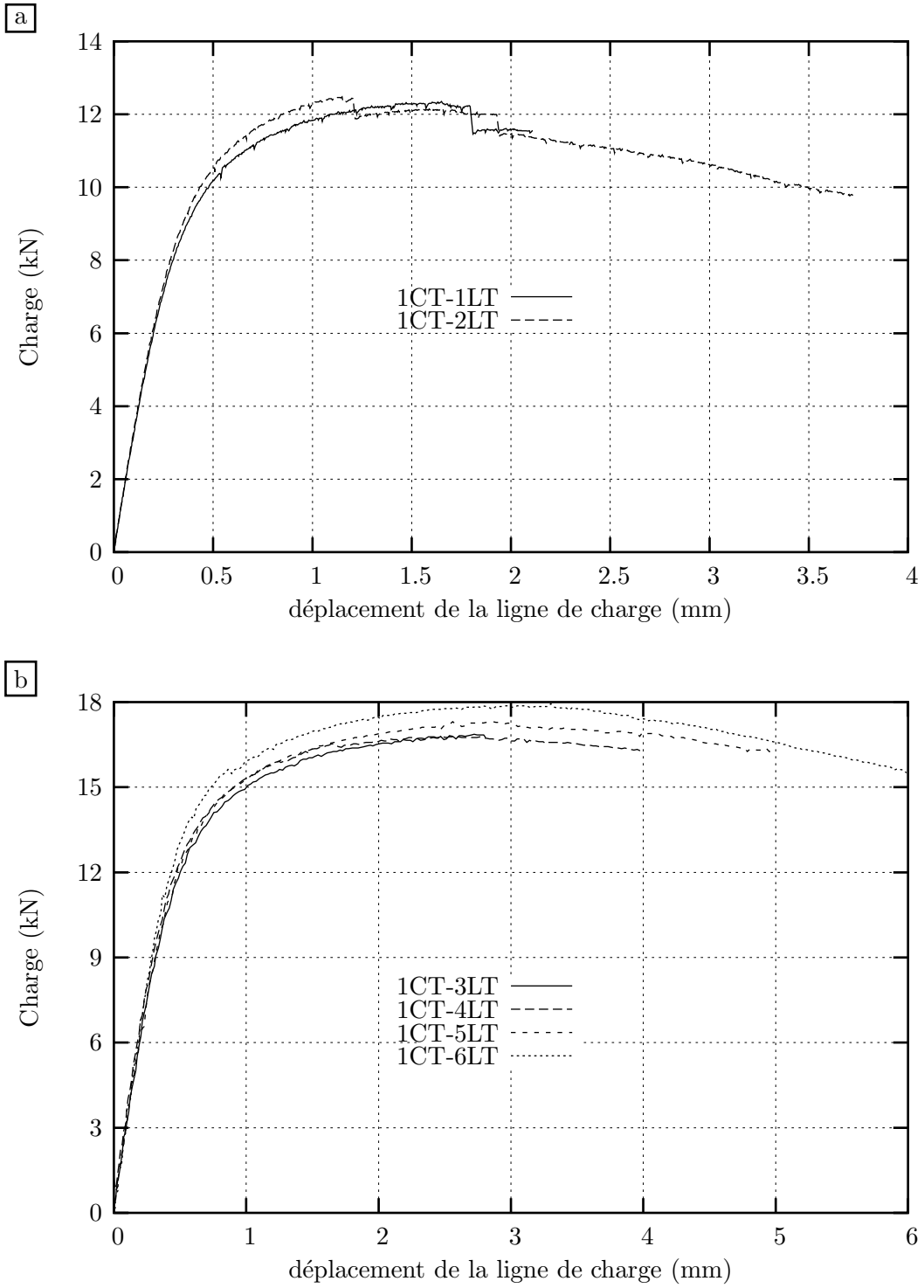


Figure A-I.6 : Courbes de charge-déplacement de la ligne de charge des éprouvettes CT(05T) (acier P1, direction L-T). a : éprouvettes avec rainures latérales, et b : éprouvettes sans rainures latérales.

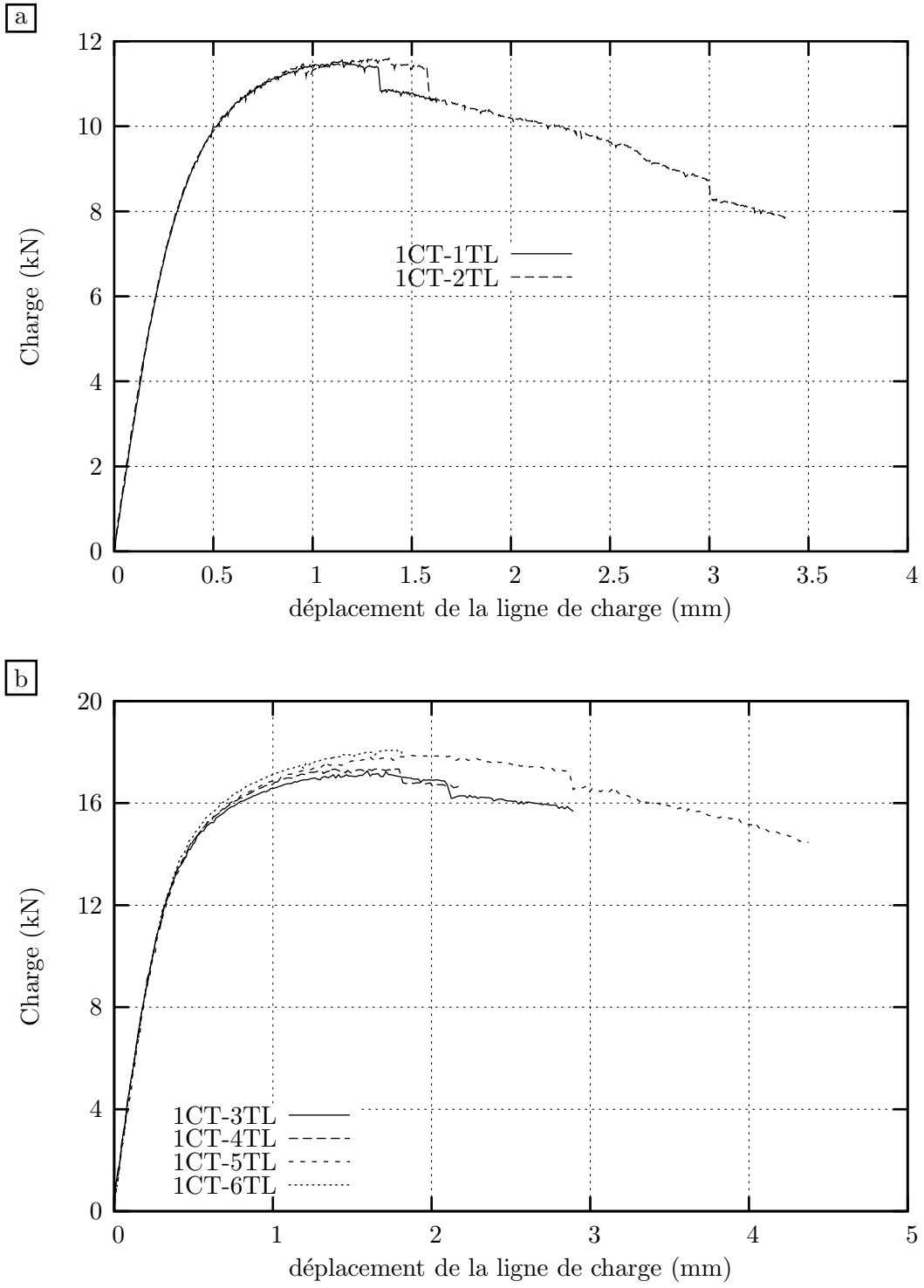


Figure A-I.7 : Courbes de charge-déplacement de la ligne de charge des éprouvettes CT(05T) (acier P1, direction T-L). a : éprouvettes avec rainures latérales, et b : éprouvettes sans rainures latérales.

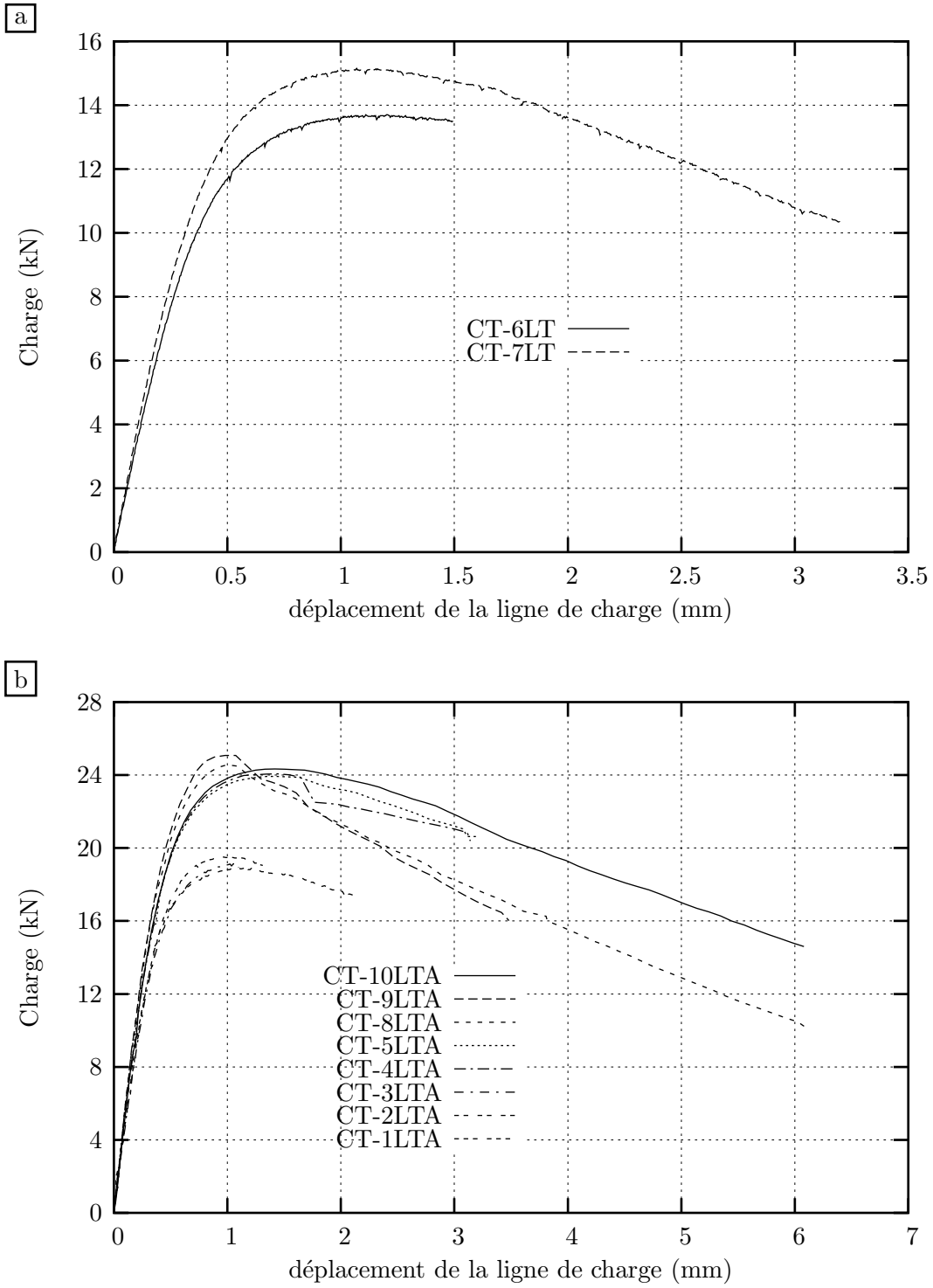


Figure A-I.8 : Courbes de charge-déplacement de la ligne de charge des éprouvettes CT(05T) (acier Tu, direction L-T). a : éprouvettes avec rainures latérales, et b : éprouvettes sans rainures latérales.

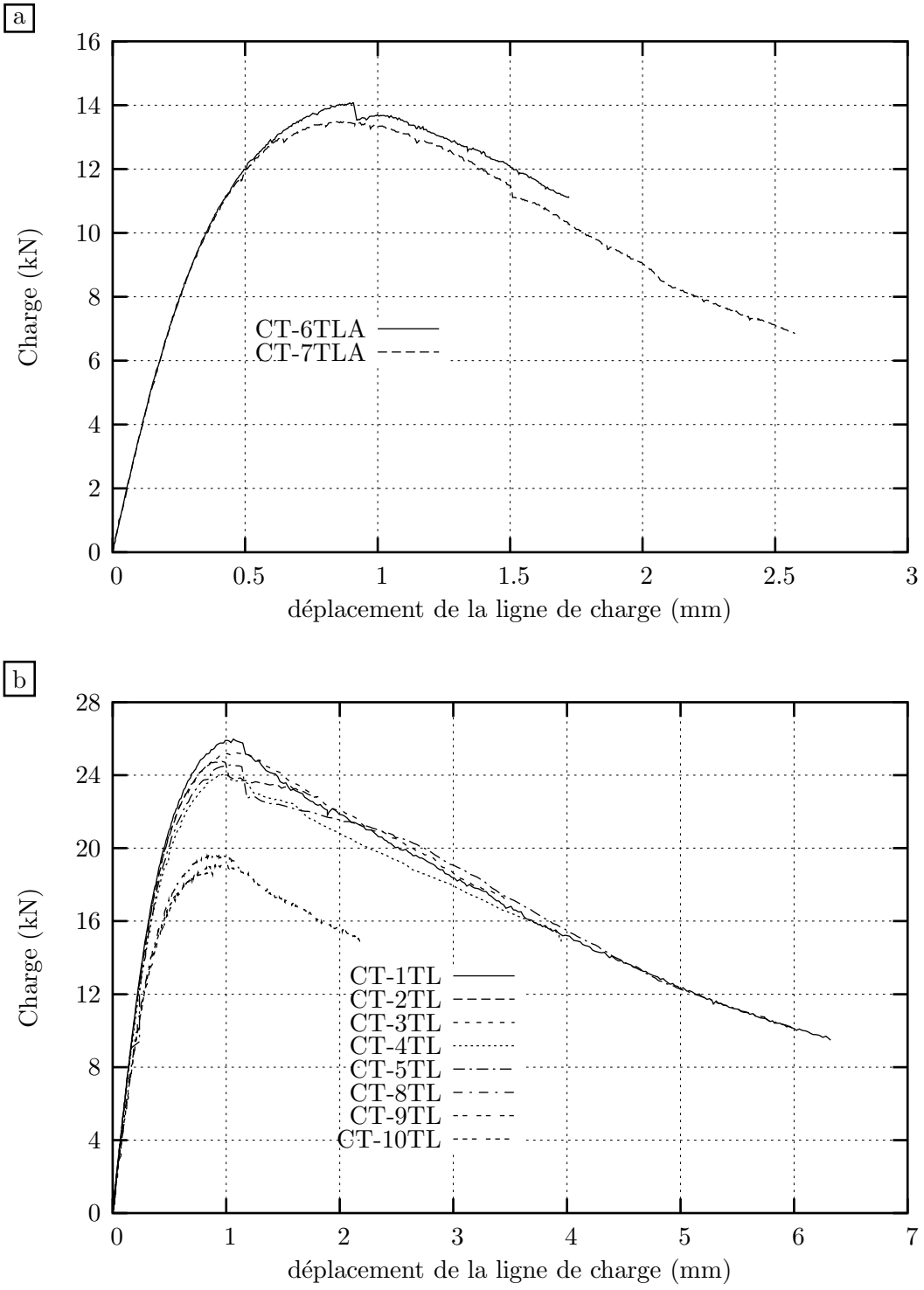


Figure A-I.9 : Courbes de charge-déplacement de la ligne de charge des éprouvettes CT(05T) (acier Tu, direction T-L). a : éprouvettes avec rainures latérales, et b : éprouvettes sans rainures latérales.

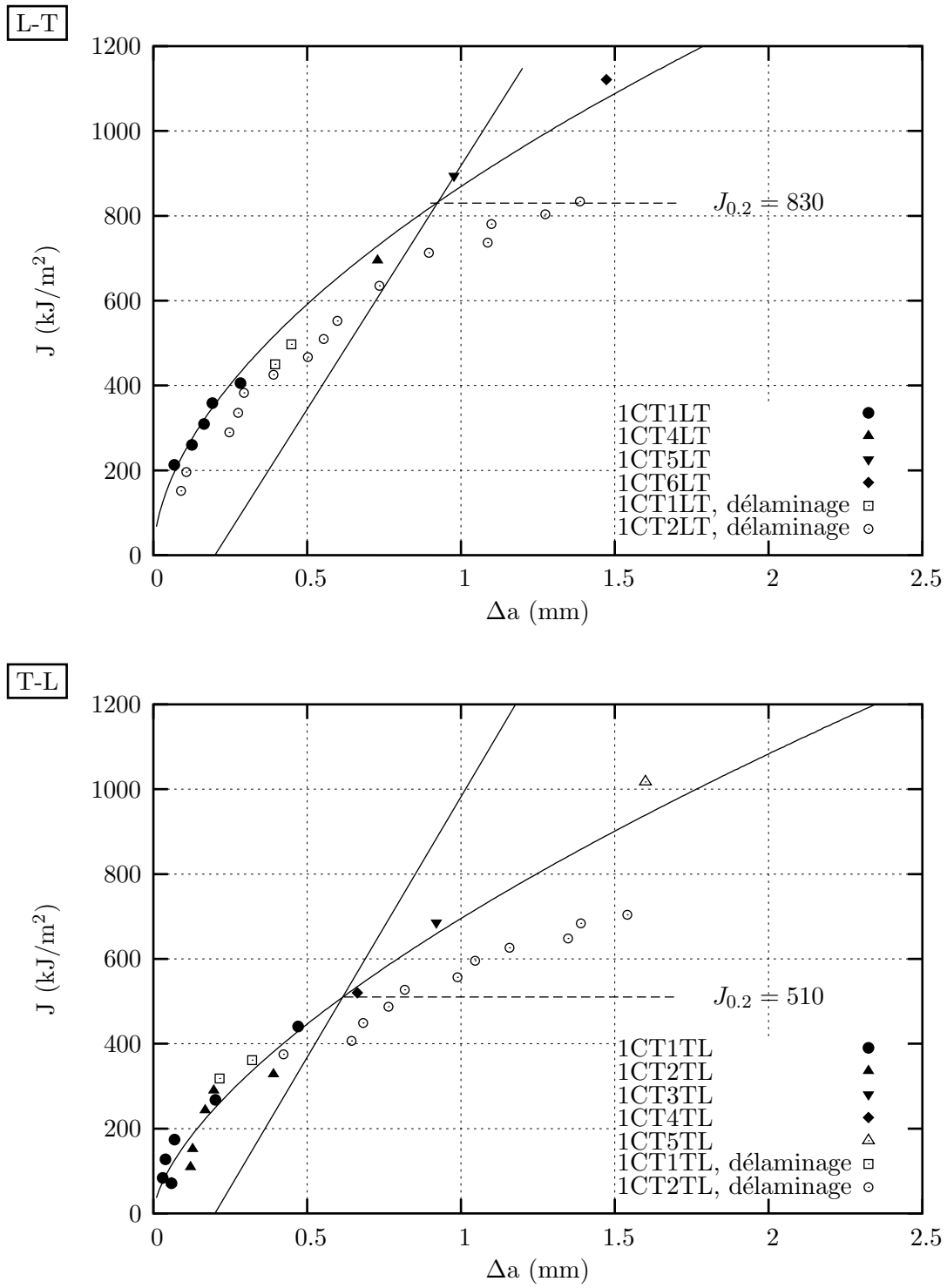
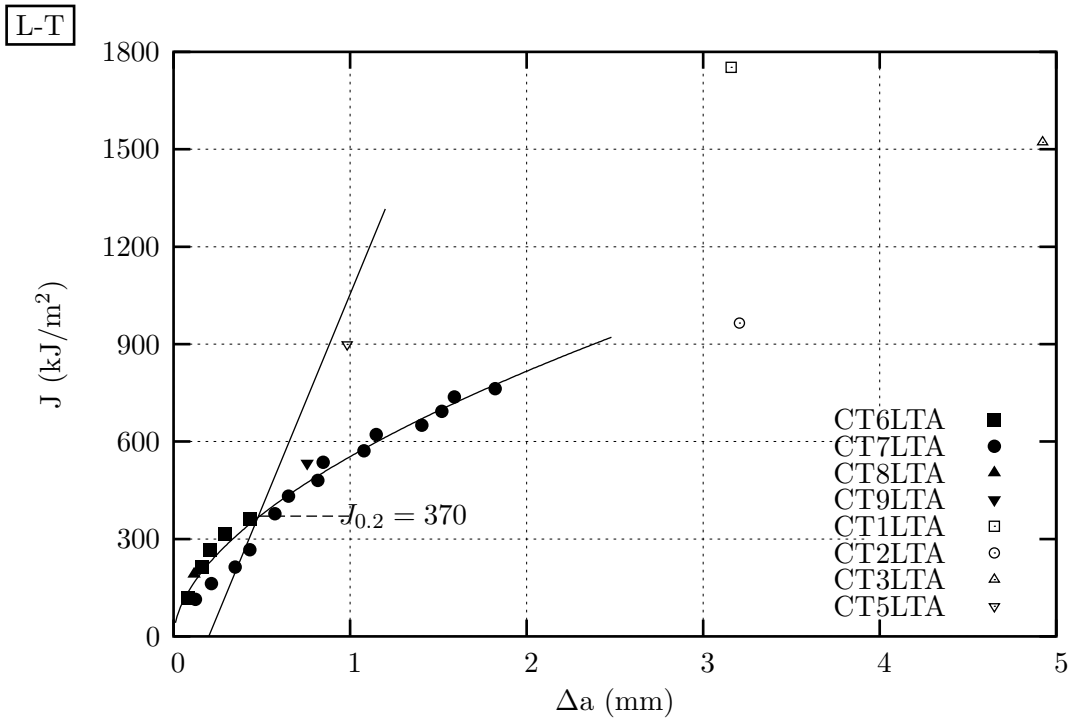


Figure A-I.10 : Courbes $J - \Delta a$ déterminées sur les éprouvettes CT(05T) (acier P1). Les symboles évidés correspondent aux éprouvettes qui présentent du délaminage. Les éprouvettes 1CT1LT, 1CT2LT, 1CT1TL et 1CT2TL ont été rainurées latéralement et testées par la méthode de déchargements partiels.



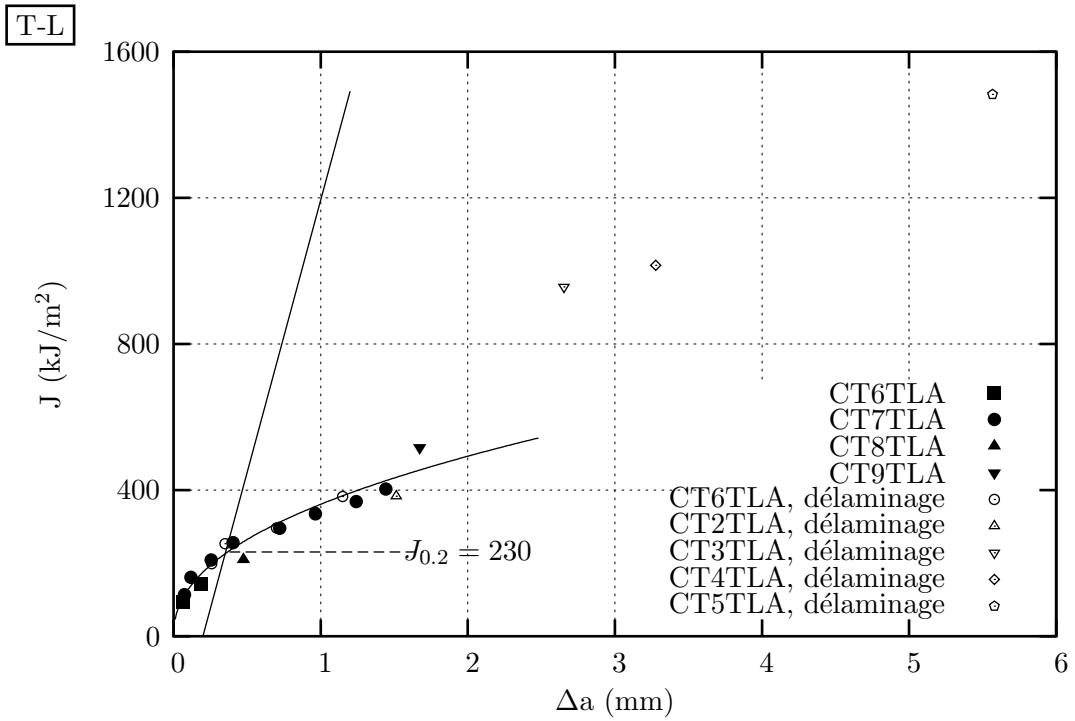


Figure A-I.11 : Courbes $J - \Delta a$ déterminées sur les éprouvettes CT(05T) (acier Tu). Les symboles évidés ne sont pas pris en compte pour déterminer la courbe $J - \Delta a$, soit parce que les éprouvettes correspondant présentent du délaminage, soit les points se situent à droite de la droite d'exclusion à 1.5mm.

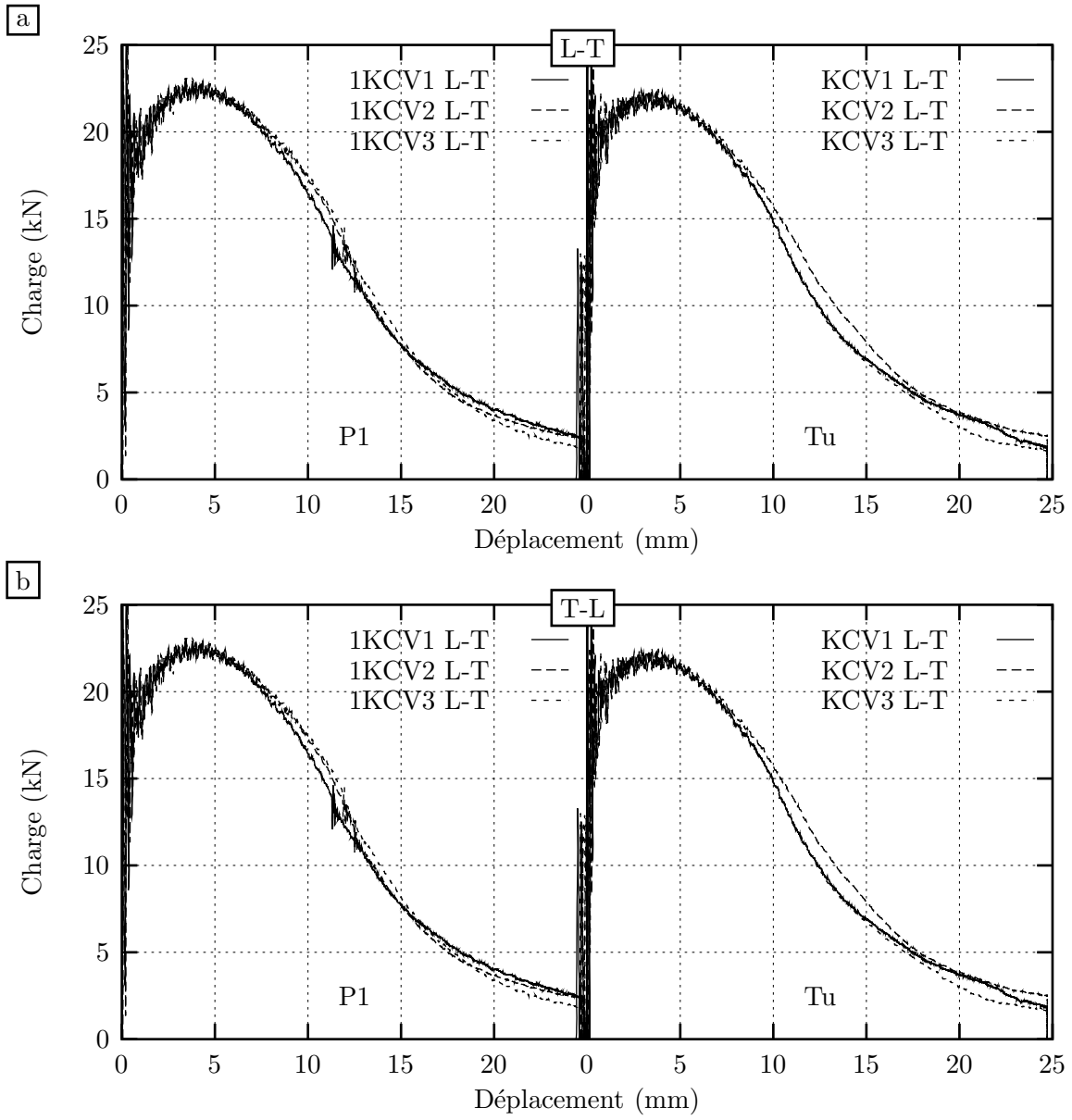


Figure A-I.12 : Courbes charge-déplacement des essais dynamiques sur éprouvettes Charpy V des aciers P1 et Tu. a : configuration L-T, et b : configuration T-L.

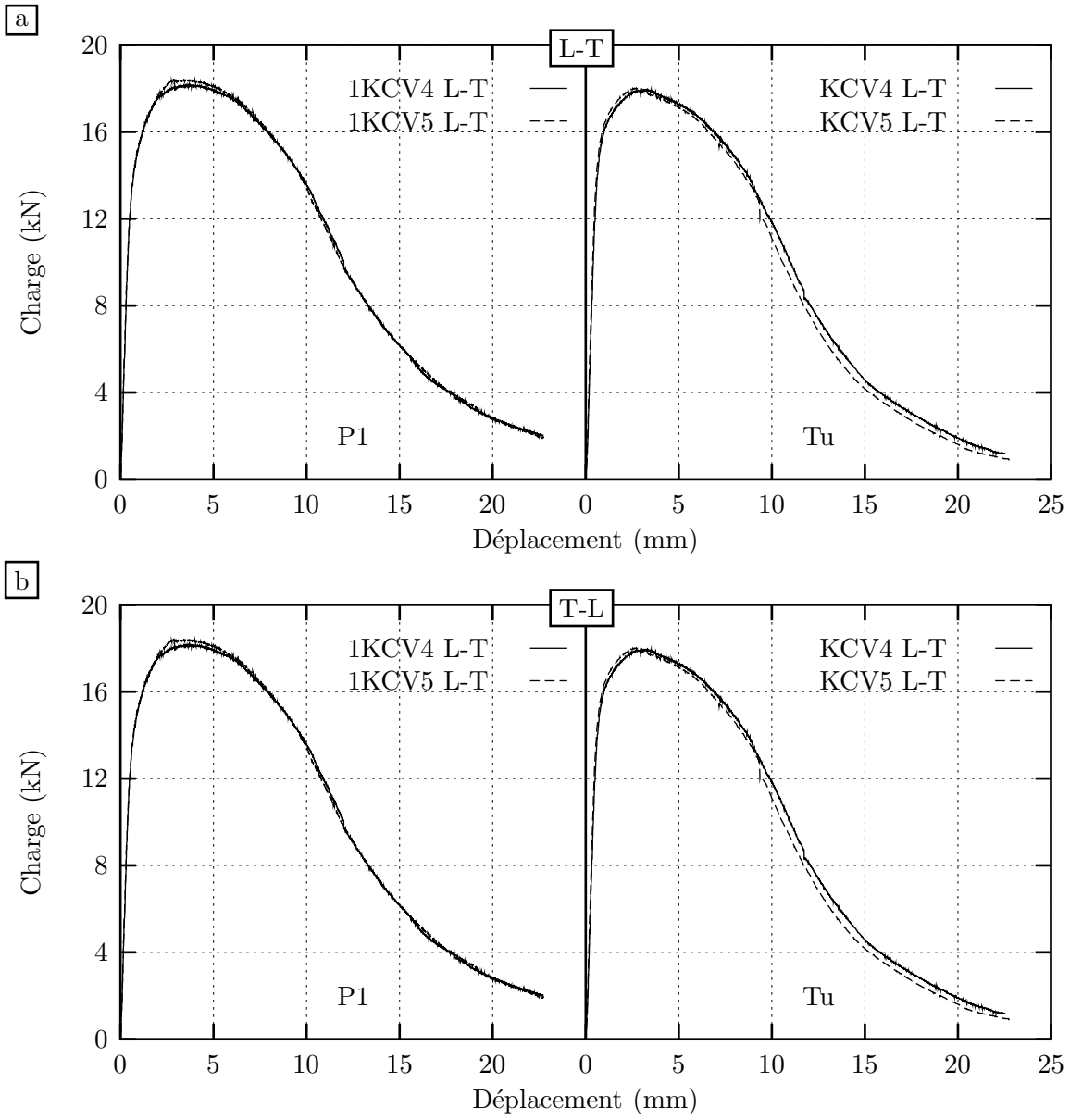


Figure A-I.13 : Courbes charge-déplacement des essais quasi-statiques sur éprouvettes Charpy V des aciers P1 et Tu. a : configuration L-T, et b : configuration T-L.

Annexe -A-II-

Effet de pré-déformation (complément)

A-II.1 Prélèvement des éprouvettes de l'acier P2

Le plan de prélèvement des éprouvettes de l'acier P2 est présenté sur la figure A-II.1.

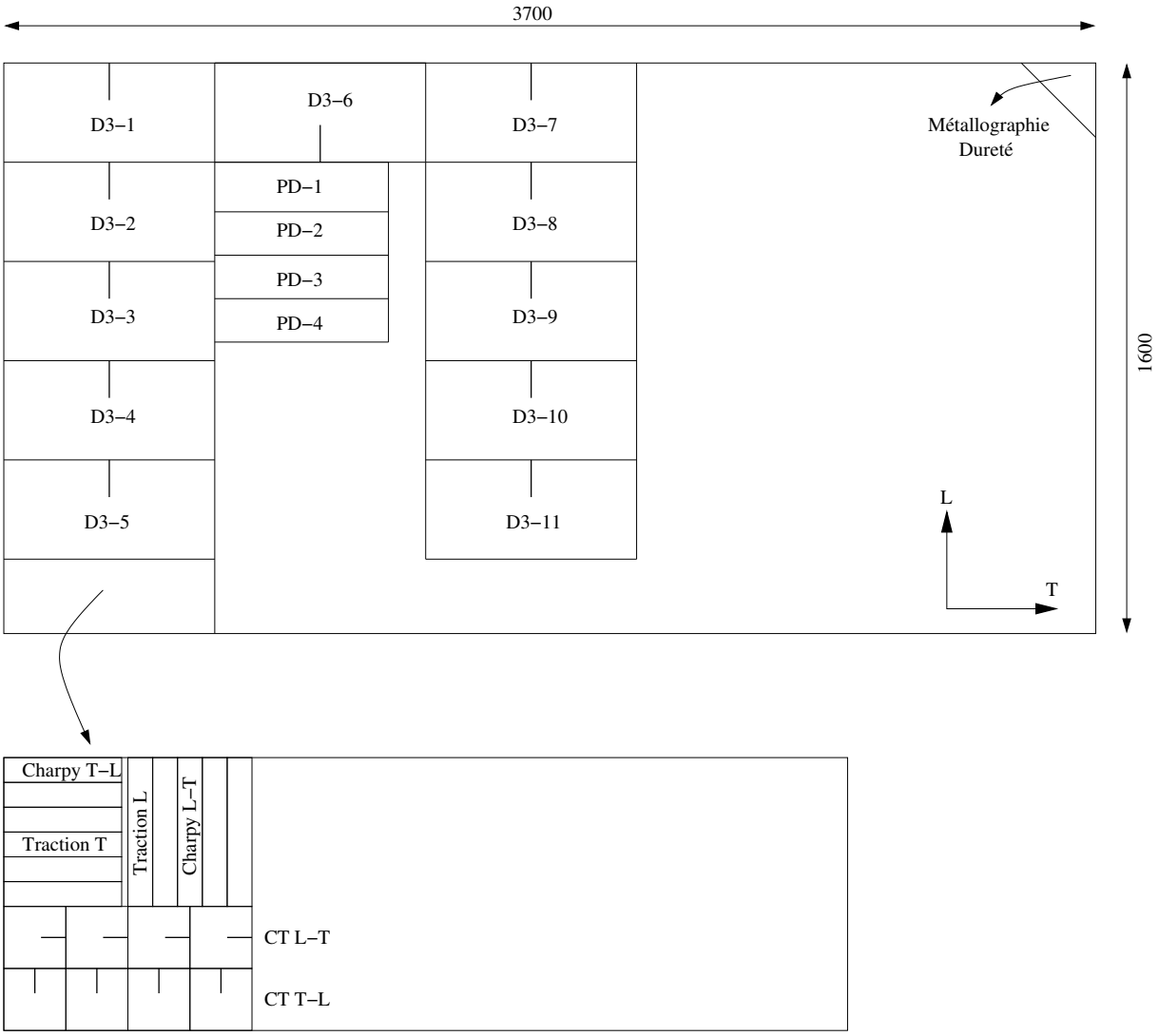


Figure A-II.1 : Plan de prélèvement des éprouvettes dans l'acier P2.

A-II.2 Résultats expérimentaux

Les valeurs de l'énergie à rupture des éprouvettes Charpy sont rassemblées dans le tableau A-II.1.

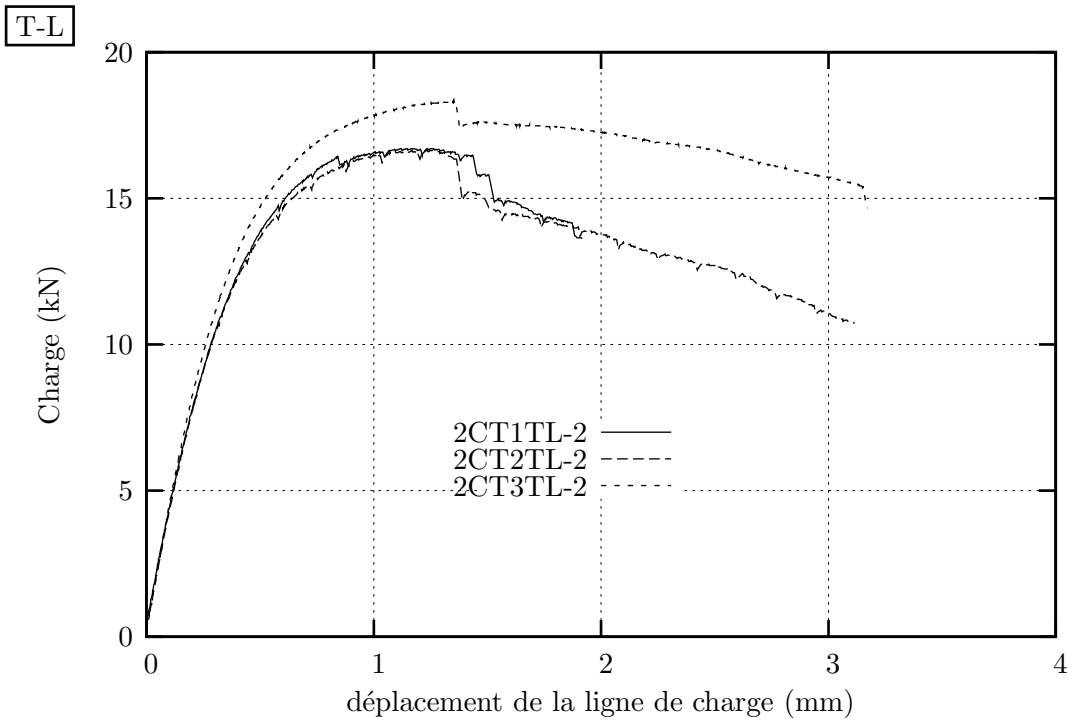
ϵ_{pre}	Sens	Essai	C_v (J)	Dél.	Sens	Essai	C_v (J)	Dél.
0%	T-L	2KCV1TL-0	259	oui	L-T	2KCV1LT-0	284	oui
		2KCV2TL-0	264	oui		2KCV2LT-0	277	oui
		2KCV3TL-0	266	oui		2KCV3LT-0	272	oui

Tableau A-II.1 : Energie à rupture des éprouvettes Charpy (acier P2, essais dynamiques).

Les données obtenues à partir des essais réalisés sur éprouvettes CT(05T) de l'acier P2 à l'état pré-déformé sont reportées dans le tableau A-II.2. Les courbes de charge-déplacement de la ligne de charge sont rassemblées sur les figures A-II.2, A-II.3 et A-II.4. Les courbes de résistance $J - da$ sont données sur les figures A-II.5, A-II.6 et A-II.7.

ϵ_{pre}	Sens	Essai	B_n (mm)	a_0/W	J_f (kJ/m^2)	Δa^f_{mes} (mm)	δ^f (mm)	Délaminage
1.6%	T-L	2CT1TL-2	10	0.59	572	1.01	1.92	oui
		2CT2TL-2	10	0.59	762	1.86	3.12	oui
		2CT3TL-2	12.5	0.58	797	1.16	3.17	oui
	L-T	2CT1LT-2	10	0.54	1033	2.38	3.22	non
		2CT2LT-2	10	0.59	692	0.95	2.37	oui
		2CT3LT-2	12.5	0.57	695	1.14	2.78	oui
3.6%	T-L	2CT1TL-4	10	0.59	753	1.01	2.79	oui
		2CT2TL-4	12.5	0.57	765	1.17	3.09	oui
		2CT3TL-4	10	0.59	797	1.48	2.45	oui
	L-T	2CT1LT-4	10	0.59	802	1.51	2.82	oui
		2CT2LT-4	12.5	0.57	787	1.01	3.06	oui
		2CT3LT-4	10	0.59	725	1.48	2.56	oui
5.9%	T-L	2CT1TL-6	10	0.60	571	1.71	2.66	oui
		2CT2TL-6	10	0.59	619	1.85	2.61	oui
		2CT3TL-6	12.5	0.57	891	1.92	2.90	oui
	L-T	2CT1LT-6	10	0.60	698	1.34	2.61	oui
		2CT2LT-6	12.5	0.57	1033	1.19	3.10	oui
		2CT3LT-6	10	0.59	716	1.49	2.58	oui

Tableau A-II.2 : Résultats d'essais CT(05T) de l'acier P2 à l'état pré-déformé.



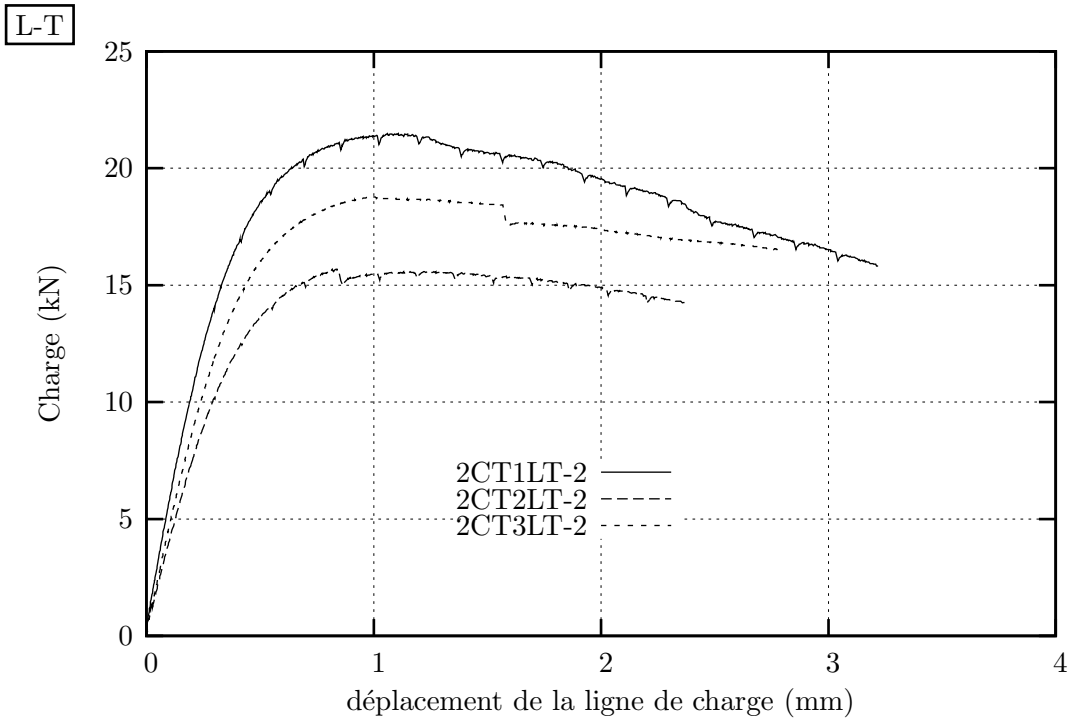
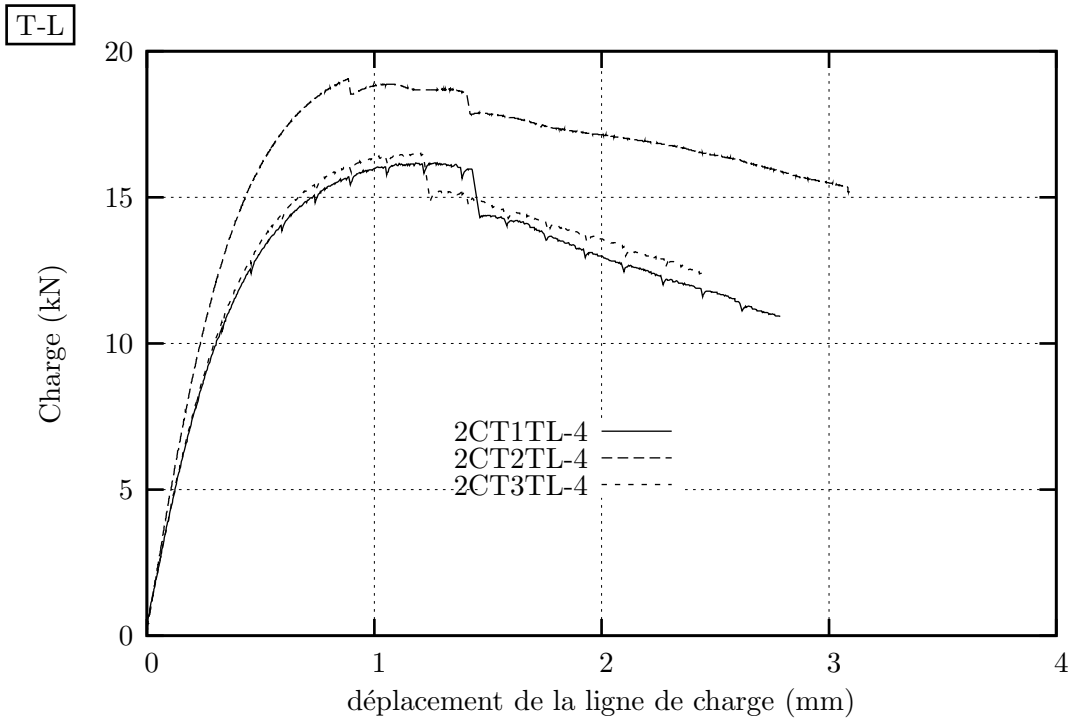


Figure A-II.2 : Courbes charge-déplacement de la ligne de charge des éprouvettes CT(05T) de l'acier P2 à l'état pré-déformé de 1.6%.



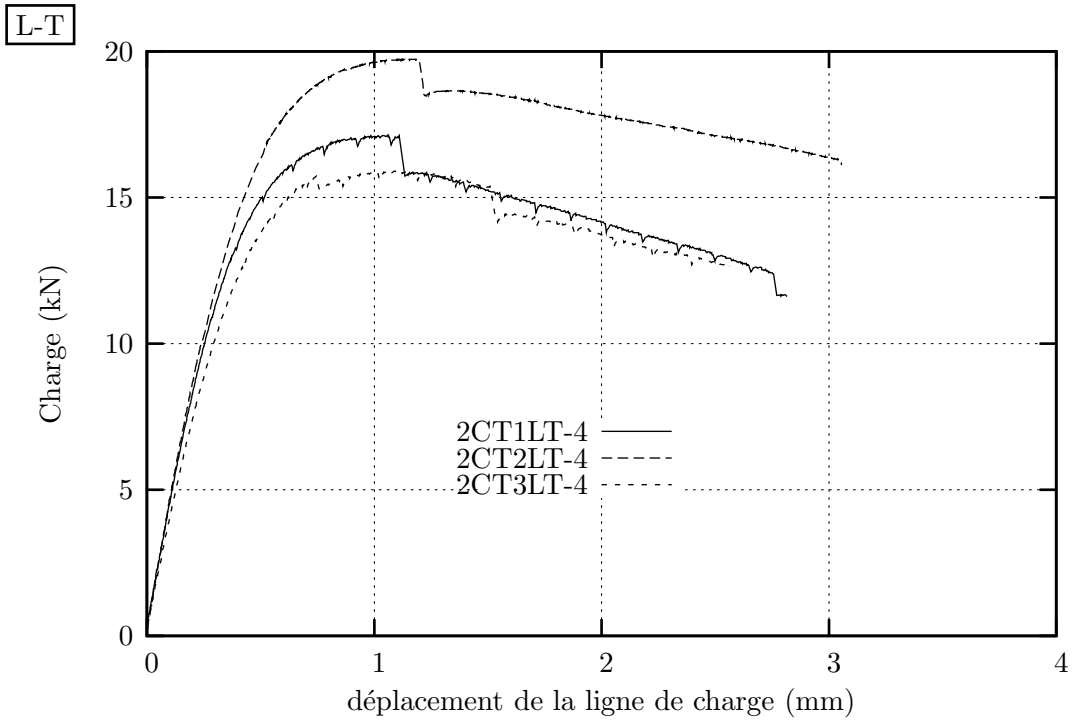


Figure A-II.3 : Courbes charge-déplacement de la ligne de charge des éprouvettes CT(05T) de l'acier P2 à l'état pré-déformé de 3.6%.

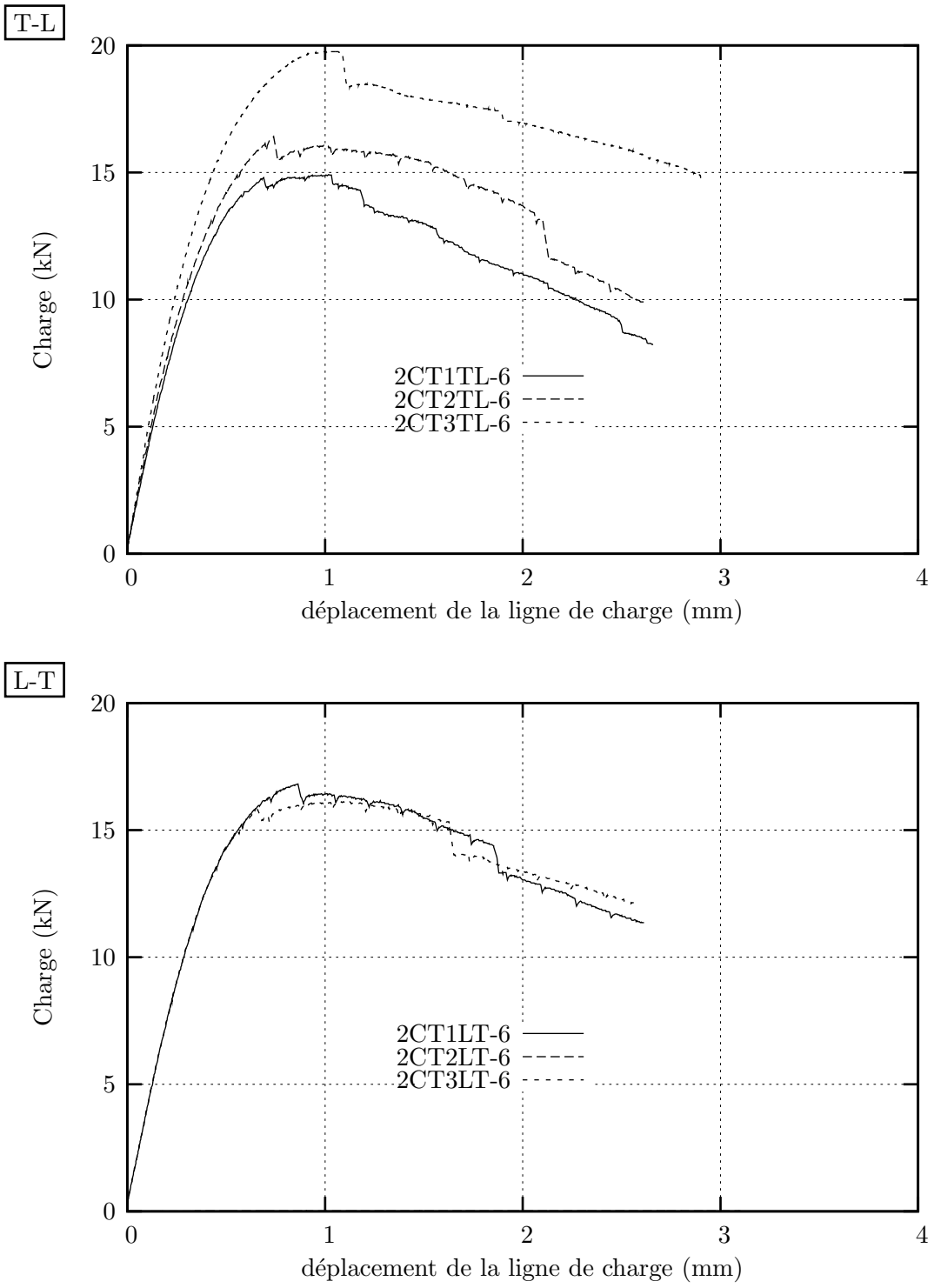


Figure A-II.4 : Courbes charge-déplacement de la ligne de charge des éprouvettes CT(05T) de l'acier P2 à l'état pré-déformé de 5.9%.

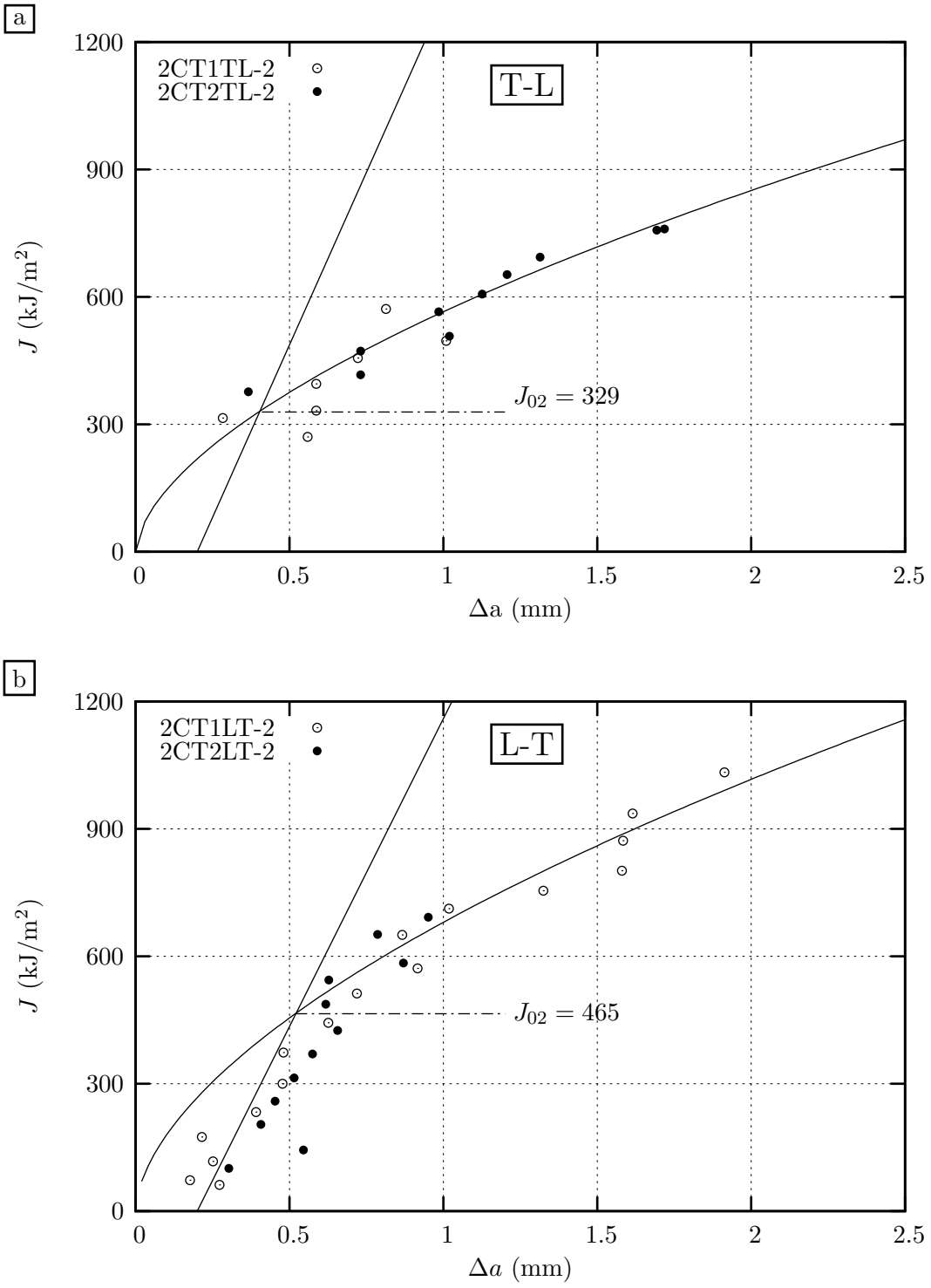


Figure A-II.5 : Courbes de résistance $J - \Delta a$ de l'acier P2 à l'état pré-déformé de 1.6%. a : configuration T-L, et b : configuration L-T

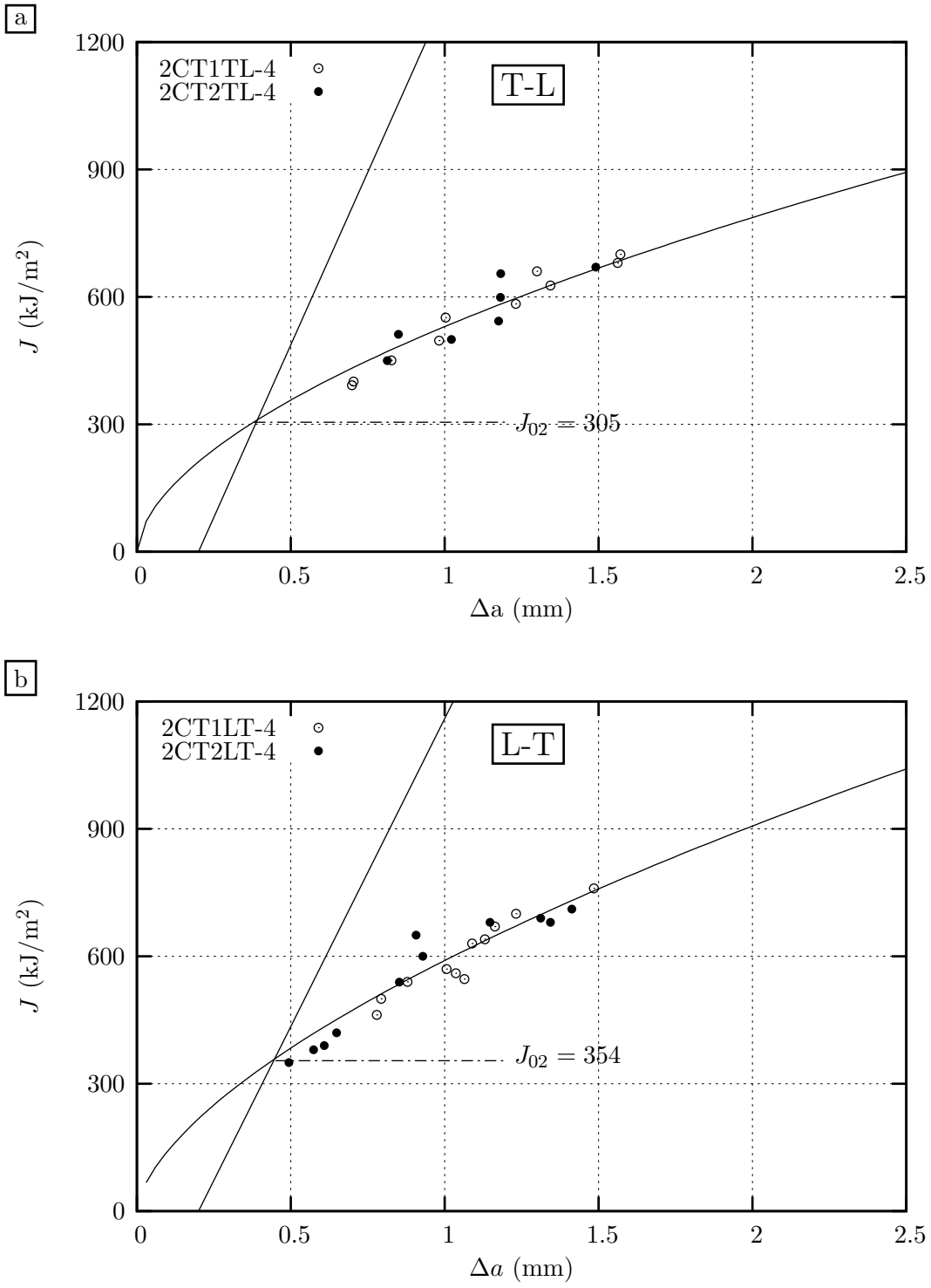


Figure A-II.6 : Courbes de résistance $J - \Delta a$ de l'acier P2 à l'état pré-déformé de 3.6%. a : configuration T-L, et b : configuration L-T

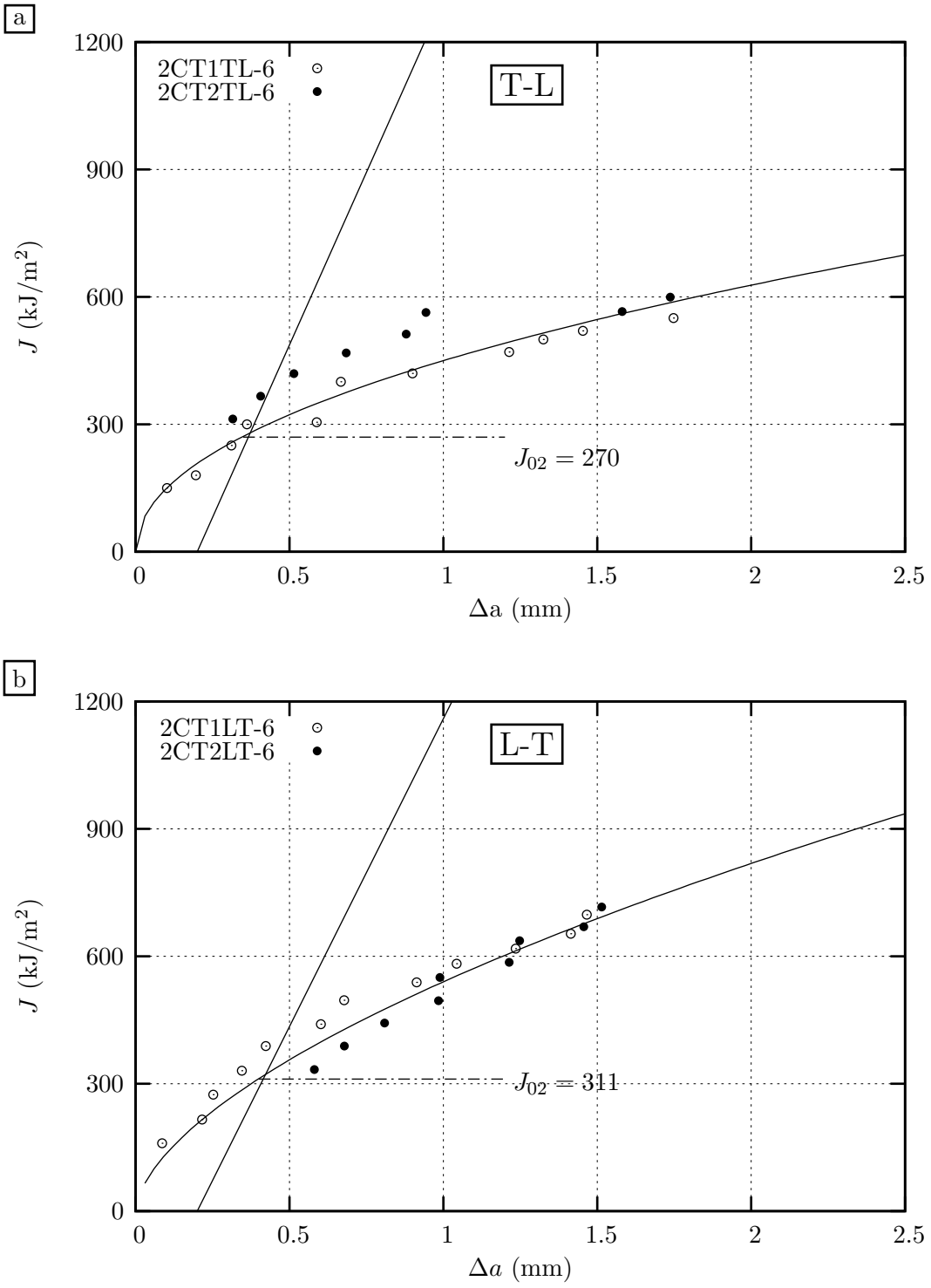


Figure A-II.7 : Courbes de résistance $J - \Delta a$ de l'acier P2 à l'état pré-déformé de 5.9%. a : configuration T-L, et b : configuration L-T

Annexe -A-III-

Essais de Déchirure Ductile Dynamique

Dans cette annexe, on présente l'ensemble des essais D3 réalisés. Les éprouvettes ont été prélevées sur un acier X70 et sur les tôles P1 et P2. Les courbes de charge-déplacement sont d'abord données. La vitesse de propagation de fissure est ensuite tracée en fonction de la longueur de propagation. Les énergies totales et dissipées sont calculées sur les courbes de chargement et les complaisances obtenues à partir des calculs élastiques. Enfin, le taux de dissipation d'énergie est déterminé en dérivant les courbes d'énergie en fonction de la longueur de fissure.

A-III.1 Eprouvettes en acier X70

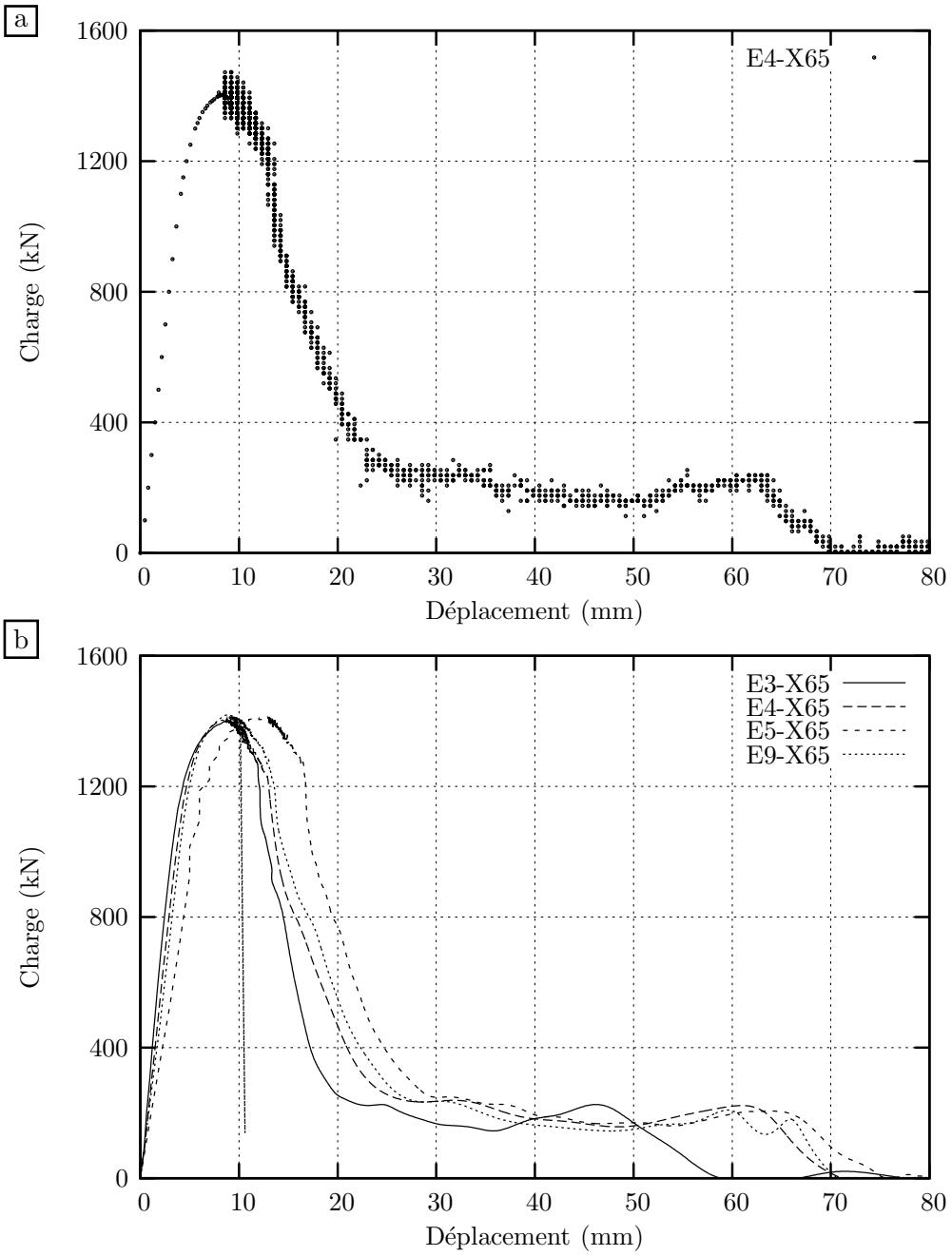


Figure A-III.1 : Courbes de charge-déplacement des éprouvettes D3 de l'acier X70. a : courbe sans filtre, et b : courbes filtrées.

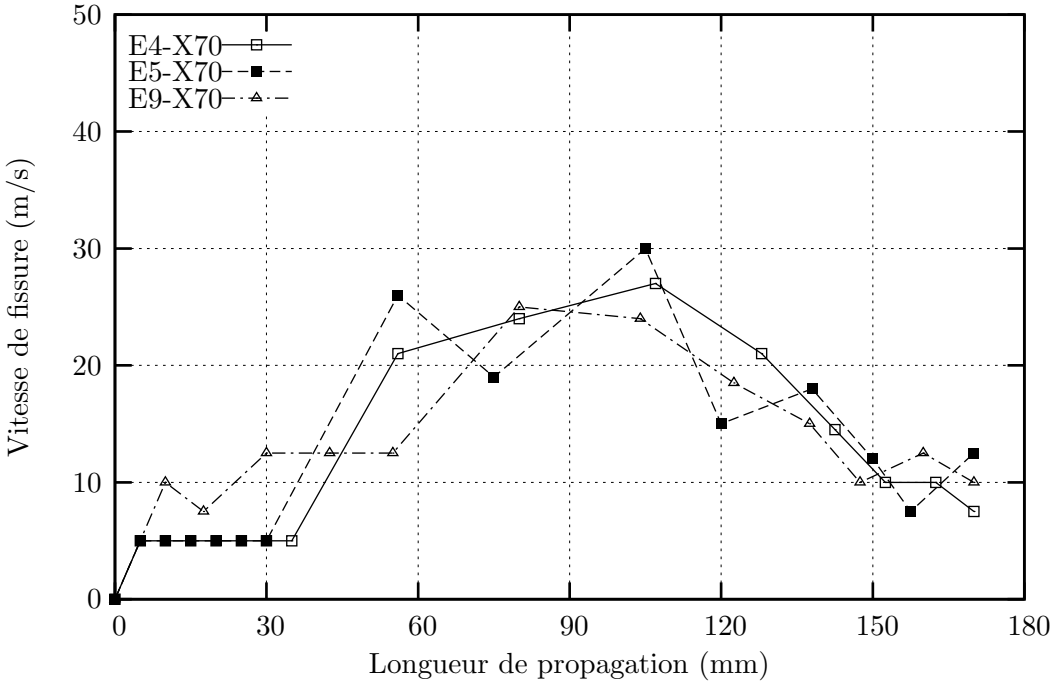


Figure A-III.2 : Essais D3 (X70). Vitesse de propagation de fissure.

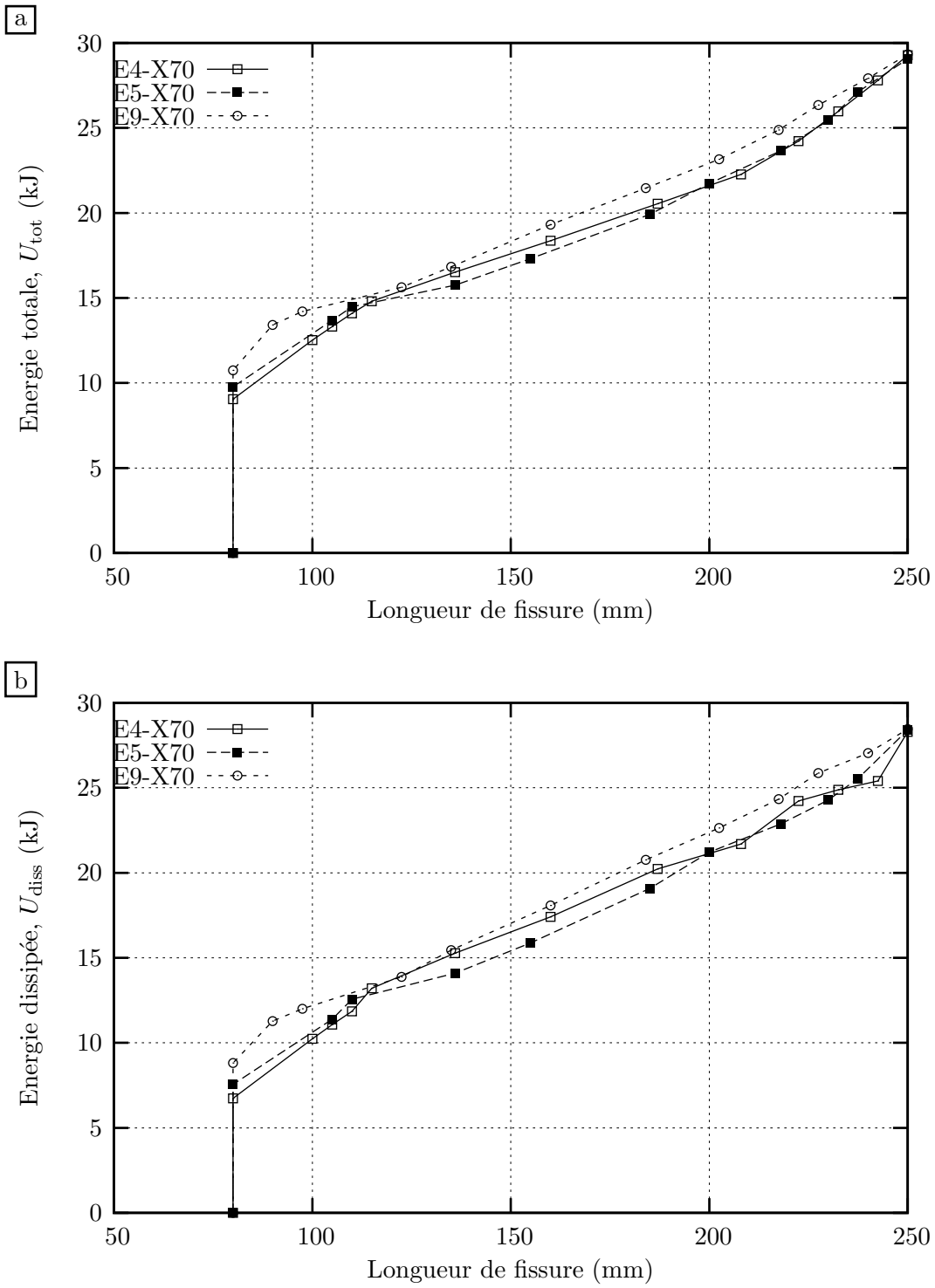


Figure A-III.3 : Essais D3 (X70). Evolution de l'énergie totale et de l'énergie dissipée en fonction de la longueur de propagation de fissure. a : énergie totale, et b : énergie dissipée.

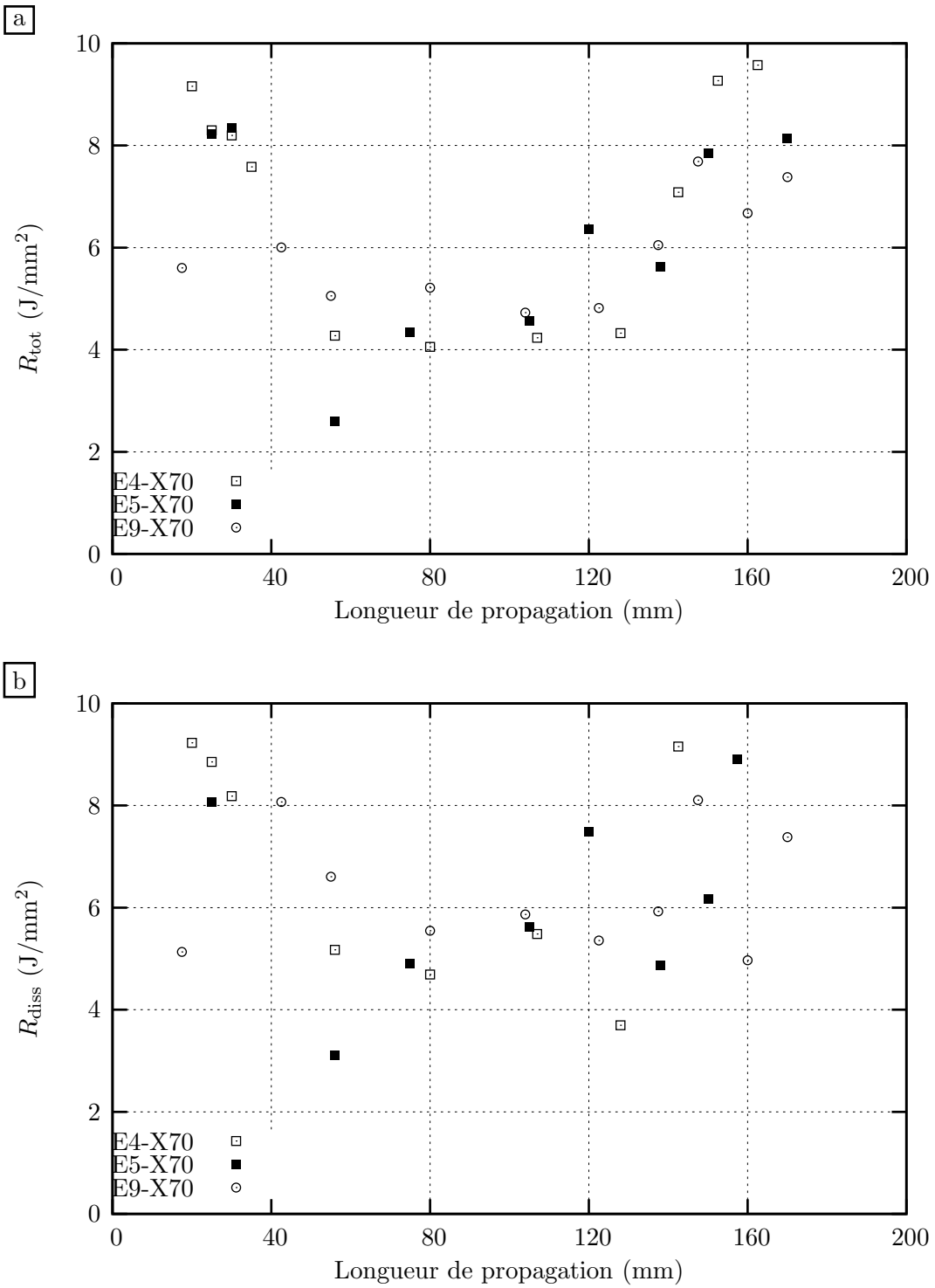


Figure A-III.4 : Essais D3 (X70). Evolution du taux de dissipation d'énergie en fonction de la longueur de propagation de fissure. a : R est calculé avec l'énergie totale, et b : avec l'énergie dissipée.

A-III.2 Eprouvettes en acier P1

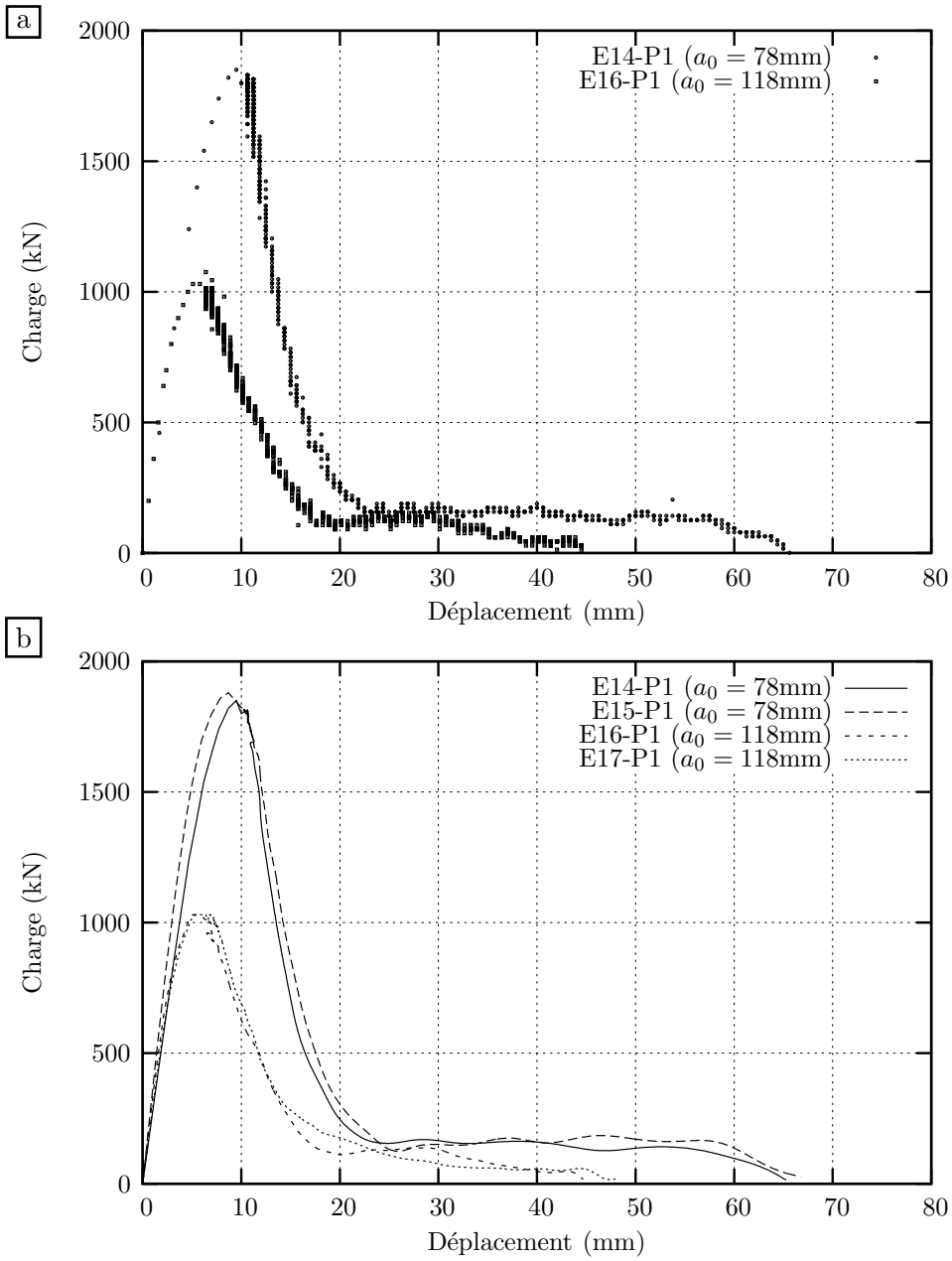


Figure A-III.5 : Courbes de charge-déplacement des éprouvettes D3 de l'acier P1. a : courbes sans filtre, et b : courbes filtrées.

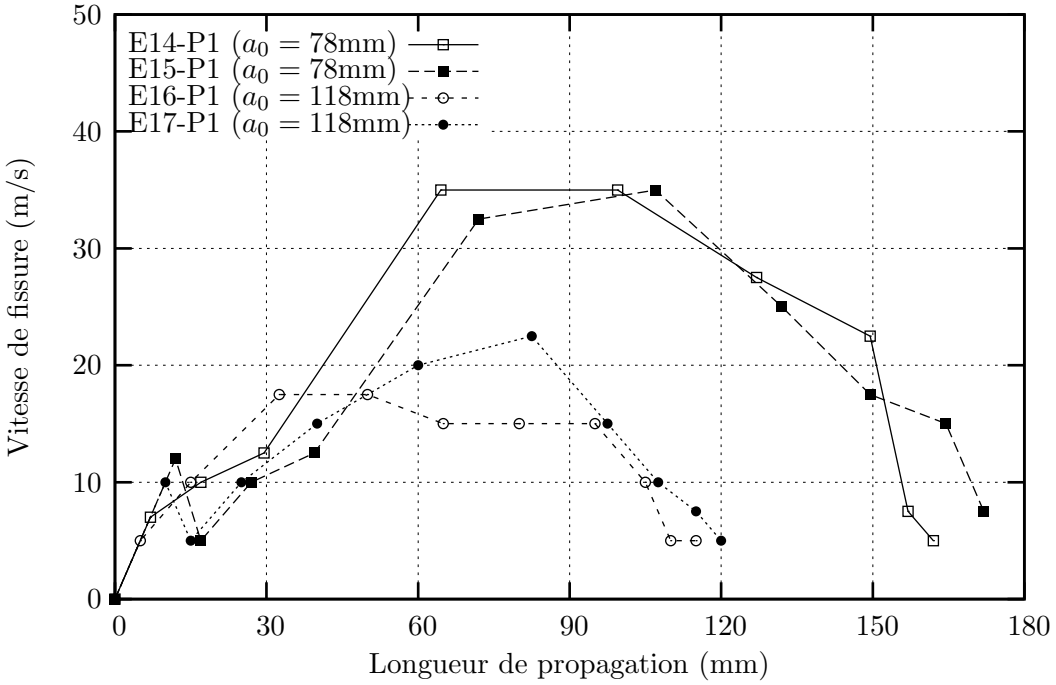


Figure A-III.6 : Essais D3 (acier P1). Vitesse de propagation de fissure.

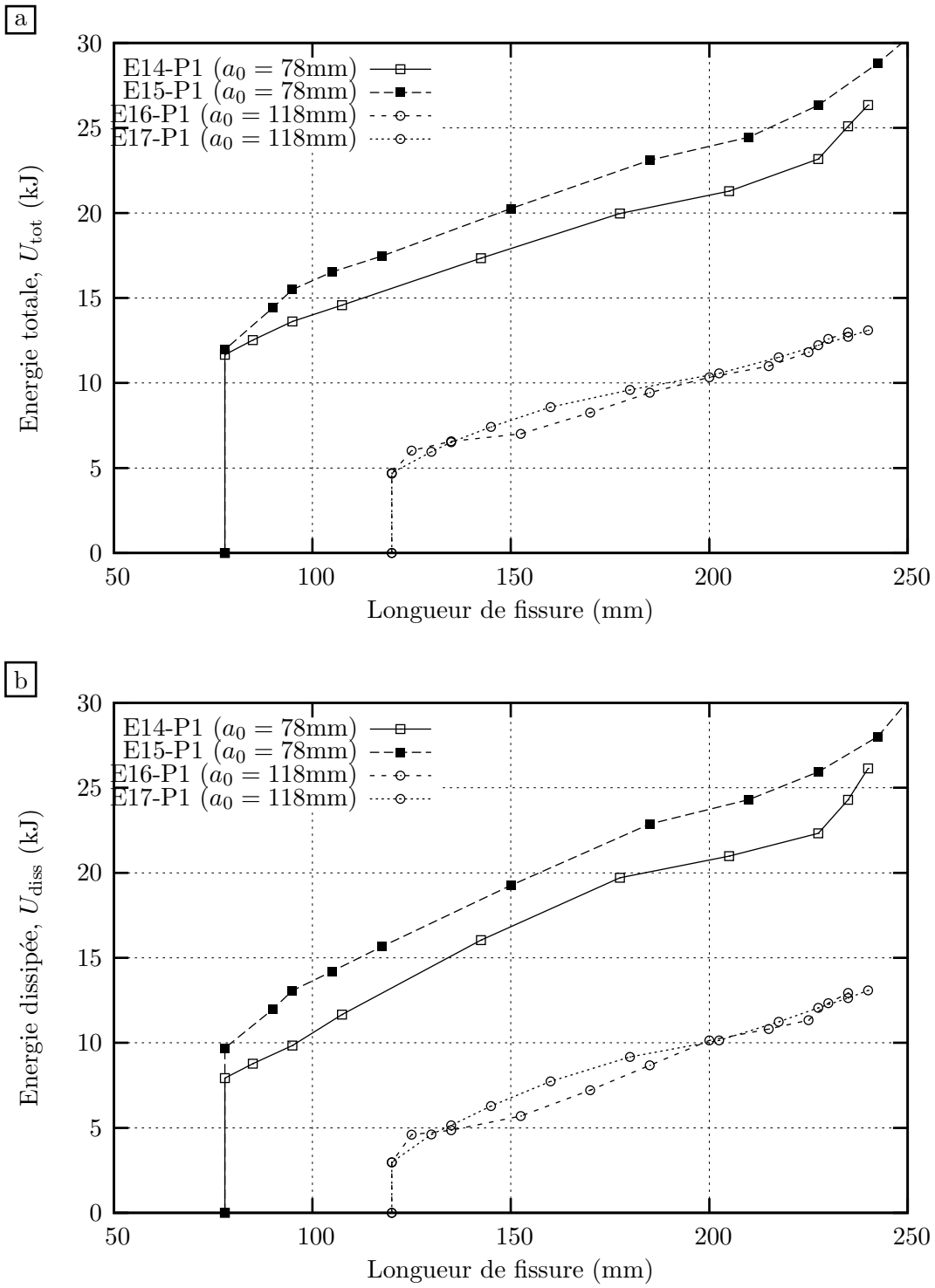


Figure A-III.7 : Essais D3 (acier P1). Evolution de l'énergie totale et de l'énergie dissipée en fonction de la longueur de propagation de fissure. a : énergie totale, et b : énergie dissipée.

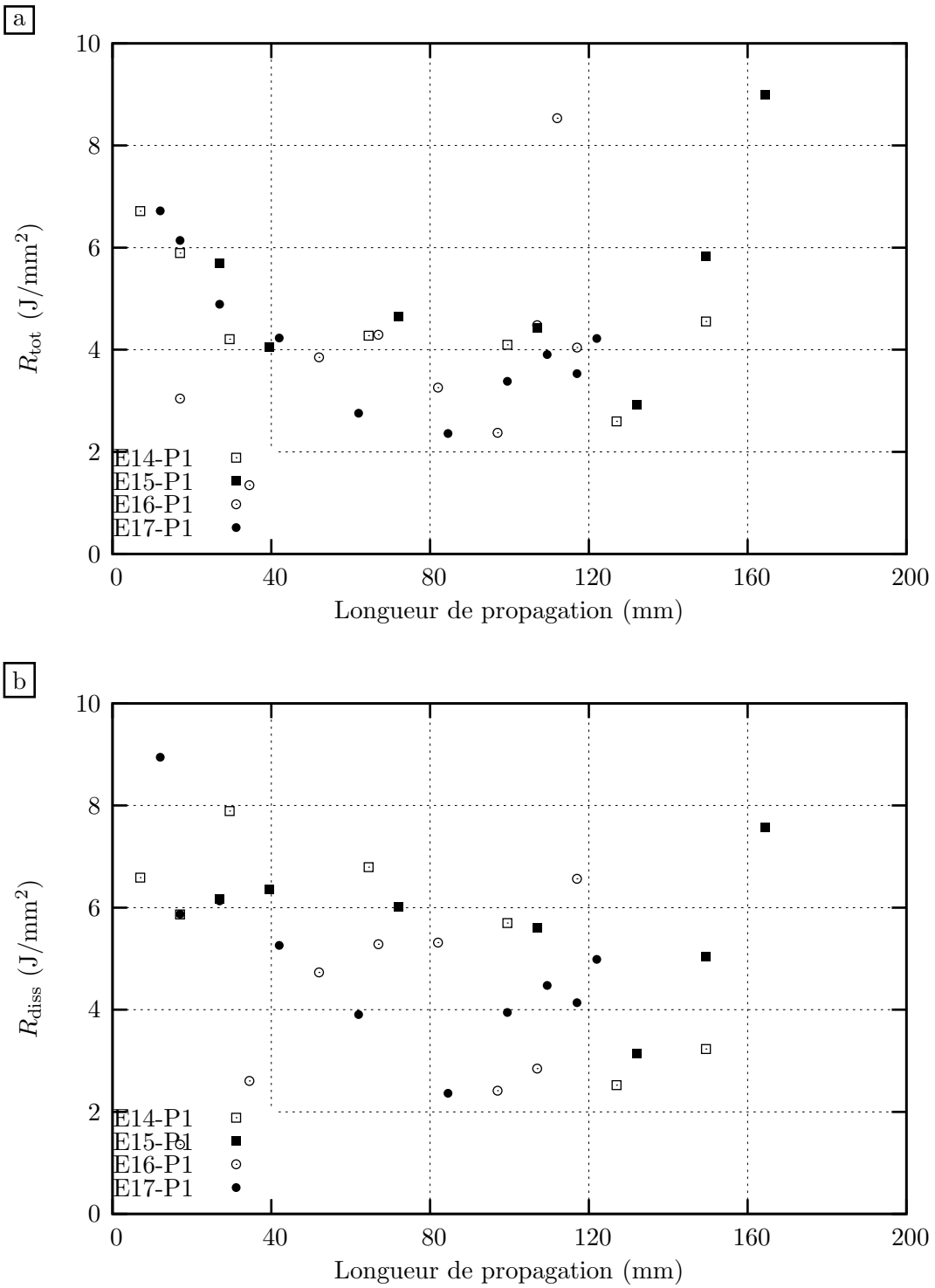


Figure A-III.8 : Essais D3 (X70). Evolution du taux de dissipation d'énergie en fonction de la longueur de propagation de fissure. a : R est calculé avec l'énergie totale, et b : avec l'énergie dissipée.

A-III.3 Eprouvettes en acier P2

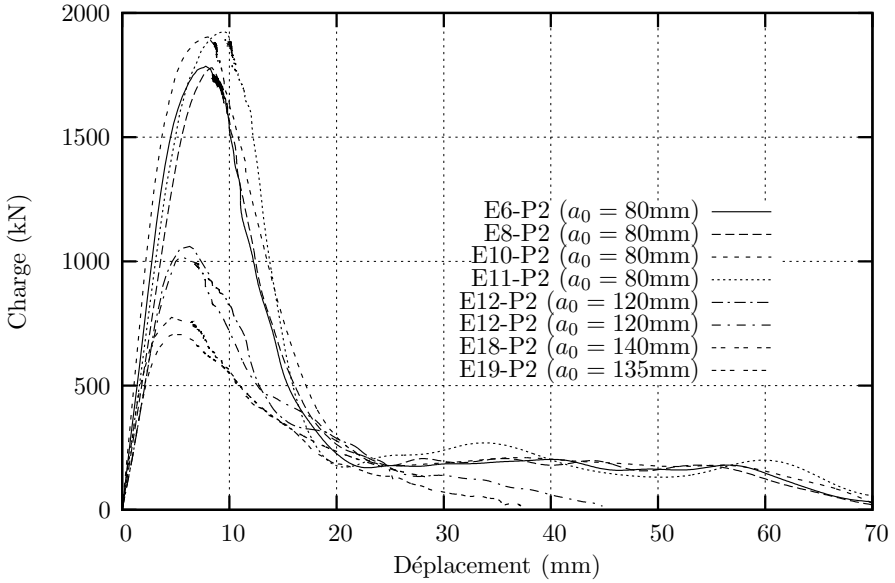


Figure A-III.9 : Essais D3 (acier P2). Courbes de charge-déplacement.

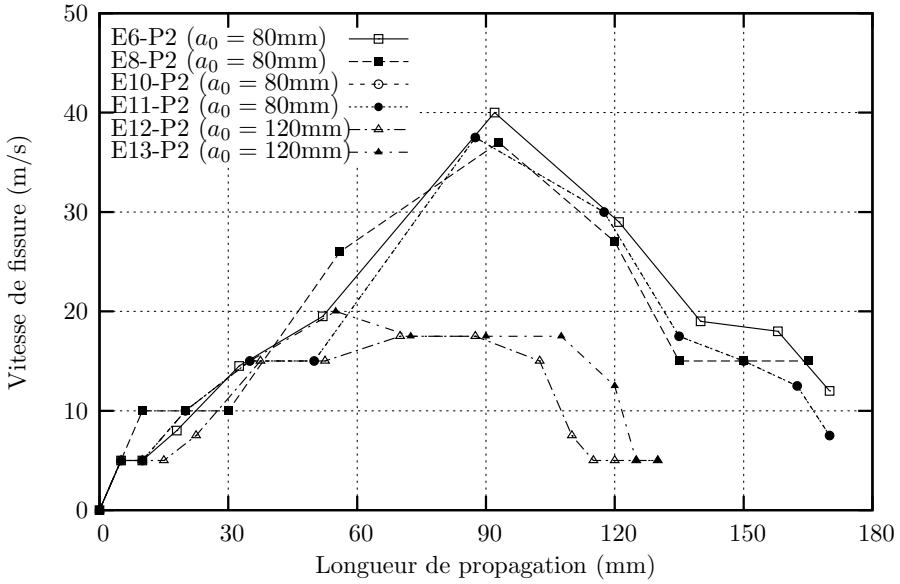


Figure A-III.10 : Essais D3 (acier P2). Vitesse de propagation de fissure.

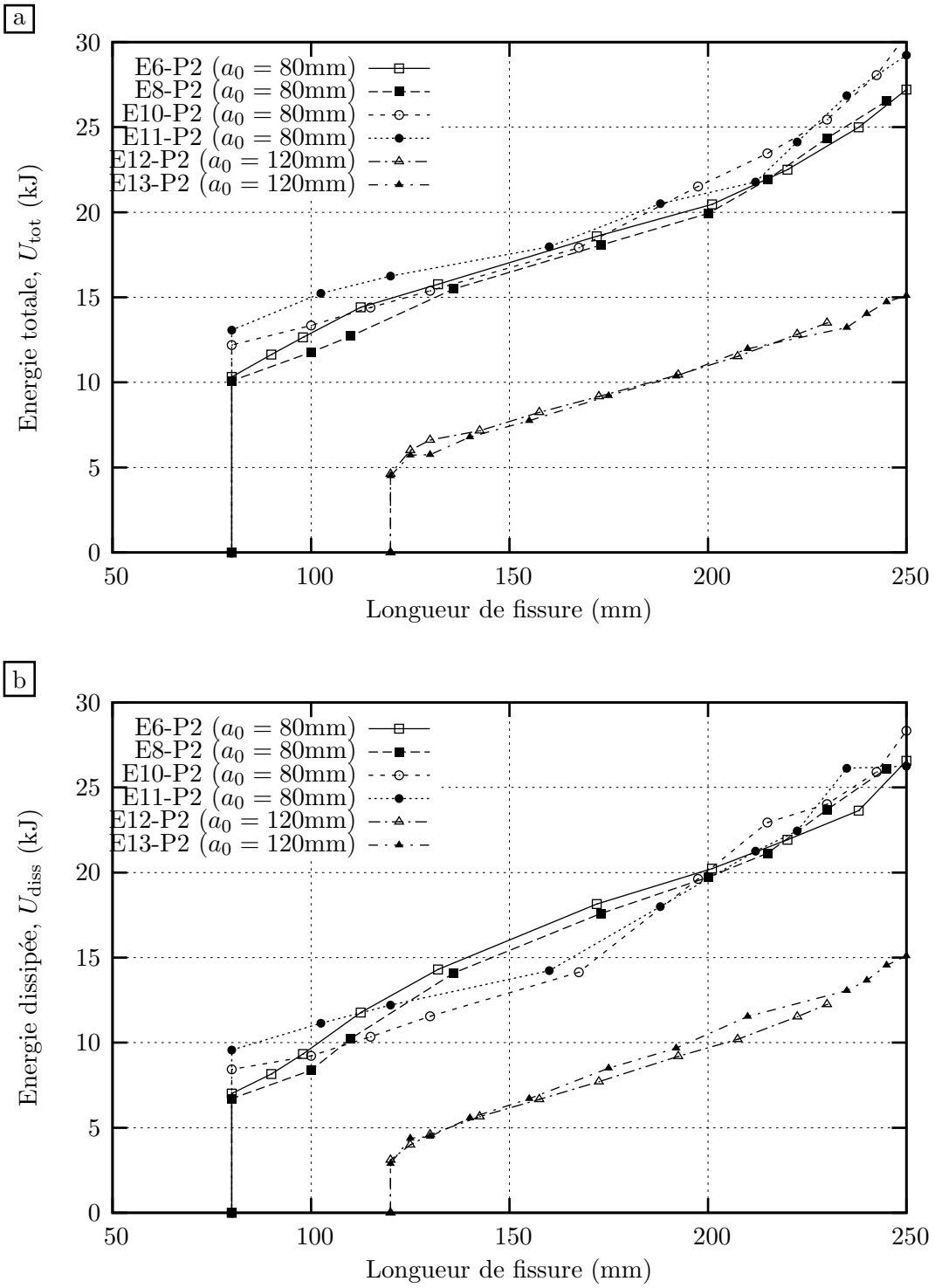


Figure A-III.11 : Essais D3 (acier P2). Evolution de l'énergie totale et de l'énergie dissipée en fonction de la longueur de propagation de fissure. a : énergie totale, et b : énergie dissipée.

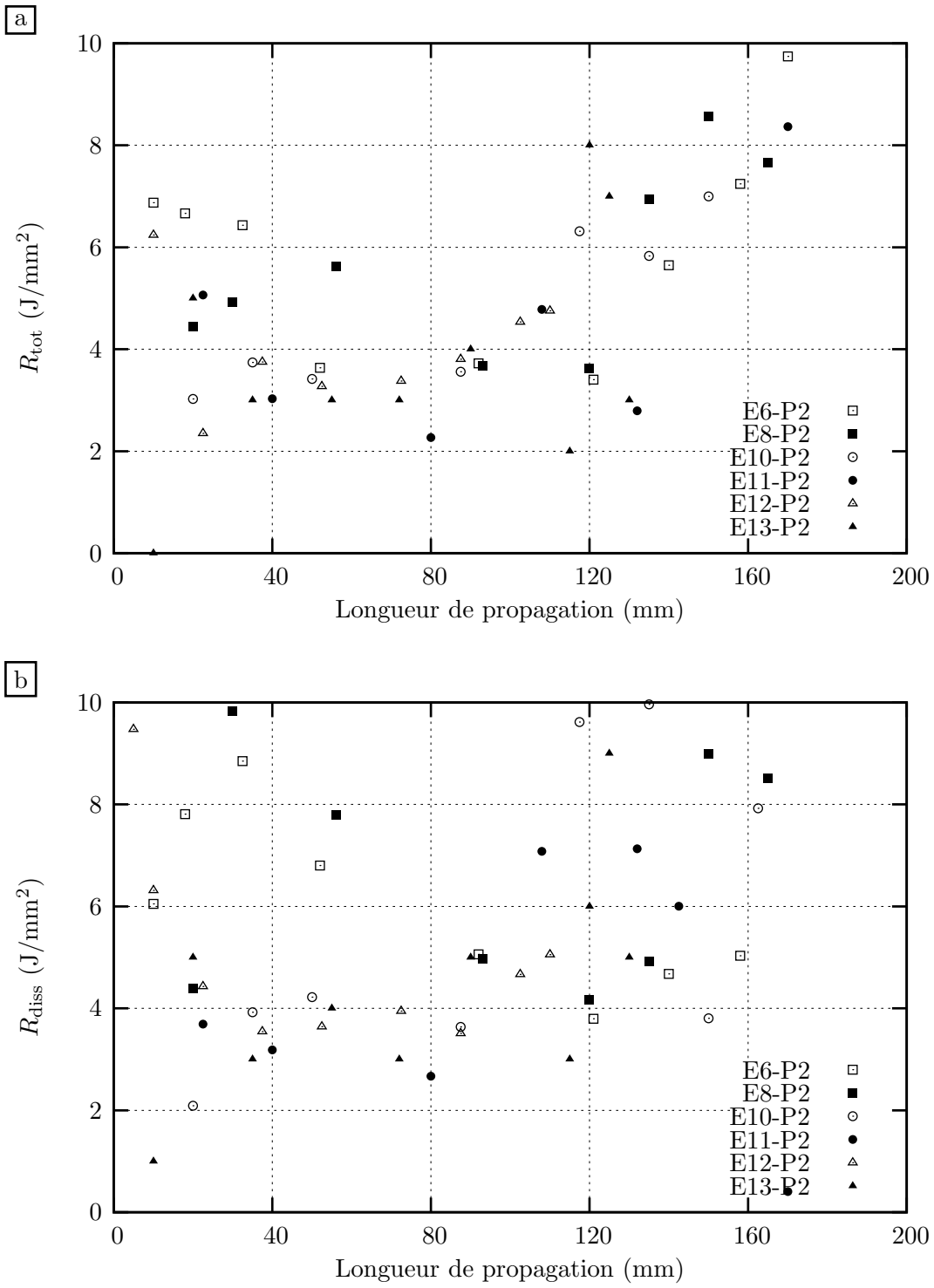


Figure A-III.12 : Essais D3 (acier P2). Evolution du taux de dissipation d'énergie en fonction de la longueur de propagation de fissure. a : R est calculé avec l'énergie totale, et b : avec l'énergie dissipée.

Résumé

Cette étude concerne la déchirure ductile des aciers à haute limite d'élasticité utilisés pour la construction des gazoducs. La microstructure et la réponse mécanique de deux tôles et d'un tube en acier X100 (R = 100ksi = 690MPa) ont été étudiées. Ces matériaux possèdent une microstructure ferrito-bainitique. Le programme expérimental porte sur des éprouvettes lisses, des éprouvettes entaillées et des éprouvettes fissurées. Des éprouvettes de traction simple suivant trois directions principales ont été utilisées. Ces essais ont montré que les aciers étudiés présentent une forte anisotropie plastique. Le limite d'élasticité des tôles se trouve au-dessous de la valeur requise pour l'acier X100. Ce n'est qu'après la production de tubes, qui implique une déformation plastique lors de la mise en forme, que l'acier atteint le grade X100.

Les mécanismes de rupture sont étudiés par microcopie optique et électronique à balayage sur des coupes métallographiques et des examens fractographiques de l'ensemble des éprouvettes (traction, AE, Charpy V et CT). La naissance de l'endommagement se caractérise par la rupture ou la décohésion des sulfures de calcium et des nitrures de titane. Deux modes de coalescence sont observés : la striction interne et la coalescence en bande.

L'effet d'une pré-déformation sur les caractéristiques de traction et sur la ténacité est étudié en pré-déformant des barreaux de traction de 1.6%, 3.6% et 5.9% de déformation plastique. Une pré-déformation provoque une augmentation de la limite d'élasticité et de la résistance à traction, mais diminue la ténacité du matériau.

La propagation ductile dynamique sur de grandes distances (100 à 200mm) est étudiée à l'aide d'une expérience de rupture à grande vitesse (20 à 40m/s) de grandes tôles qui permet de reproduire la rupture par cisaillement observée lors de l'éclatement des pipelines. La résistance à la propagation sur de longues distances est évaluée par le taux de dissipation d'énergie. Nos essais réalisés sur les deux tôles confirment la tendance observée précédemment selon laquelle les structures ferrito-bainitiques permettent d'obtenir un bon compromis entre la ténacité et leur limite d'élasticité.

La simulation par éléments finis de la déchirure ductile des tôles a été effectuée. Les simulations sont basées sur une extension du modèle Gurson-Tvergaard-Needleman incluant une représentation de l'anisotropie plastique et de la germination de cavités. Un nouveau critère de plasticité anisotrope récemment développé pour les alliages d'aluminium est utilisé. Les paramètres sont ajustés sur de petites éprouvettes. La transférabilité sur les grandes plaques en pleine épaisseur est vérifiée. Le modèle permet de représenter les caractéristiques principales des essais de déchirure ductile dynamique : la courbe de chargement, la forme du front de fissure, le développement de la striction en pointe de fissure et le taux de dissipation d'énergie.

Abstract

This study concerns the ductile tearing of high-strength pipeline steels (X100). The microstructure and the mechanical response of two plates and a pipe are studied. The microstructure of these materials is mainly ferritic-bainitic. The experimental program includes smooth, notched and cracked specimens. The smooth tensile tests conducted along three principal directions reveal a strong anisotropy plastic effect. The yield strength of the plate is lower than the required value for grade X100 which is obtained on the pipe after UOE forming process. Metallographic and fractographic observations indicate the nucleation of voids around calcium sulfide or titanium nitride particles. Two modes are observed for void coalescence : internal necking and void-sheet mechanism.

The effect of a pre-strain on tensile characteristics and fracture toughness is studied. The flat blanks are subjected to tensile deformation in a servohydraulic testing machine. Pre-strains of 1.6%, 3.6% and 5.9% are imposed through this process. The yield strength and ultimate tensile strength increase with pre-straining. The experimental investigations demonstrate also a significant effect of pre-strain on fracture toughness and stable crack growth resistance. These parameters decrease with pre-straining.

The dynamic ductile crack propagation on long distance is studied by an original experiment performed on wide-plates. This experiment allows us to reproduce crack growth rate as long as 20-40m/s. The localisation of deformation resulting in dynamic shear fracture is reproduced as observed in pipeline burst. The resistance to fast crack propagation is evaluated quantitatively by energy dissipation rate. Our tests confirm the advantage of ferritic-bainitic steels for the yield strength-toughness compromise.

Ductile tearing of wide-plates was simulated using FE method. The simulations are based on an extension of Gurson-Tvergaard-Needleman model which includes the description of plastic anisotropy and void nucleation. A new anisotropic yield function recently developed for aluminium alloys is used. The parameters are adjusted on small specimens. The model is then used to simulate the ductile tearing on a wide-plate. Main characteristics of ductile tearing tests are reproduced : the loading curve, the shape of crack front, the development of thickness reduction and the energy dissipation rate.