



HAL
open science

Développement de méthodes et d'analyses pour l'étude de la ténacité sur petites éprouvettes

Sihan Cheng

► **To cite this version:**

Sihan Cheng. Développement de méthodes et d'analyses pour l'étude de la ténacité sur petites éprouvettes. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paris sciences et lettres, 2024. Français. NNT : 2024UPSLM006 . tel-04652203

HAL Id: tel-04652203

<https://pastel.hal.science/tel-04652203>

Submitted on 18 Jul 2024

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.



THÈSE DE DOCTORAT

DE L'UNIVERSITÉ PSL

Préparée à Mines Paris-PSL

**Développement de méthodes et d'analyses pour l'étude
de la ténacité sur petites éprouvettes**

Soutenue par

Sihan CHENG

Le 18 mars 2024

Ecole doctorale n° 621

**ISMME - Ingénierie des
Systèmes, Matériaux,
Mécanique, Energétique**

Spécialité

Mécanique

Composition du jury :

Clotilde Berdin Professeur, Université Paris-Saclay	<i>Présidente</i>
Anne-Marie Habraken Professeur, Université de Liège	<i>Rapporteuse</i>
Patrice Longère Professeur, ISAE-SUPAERO	<i>Rapporteur</i>
Thomas Pardoën Professeur, UCLouvain	<i>Examineur</i>
Jérôme Garnier Ingénieur de recherche, CEA Saclay	<i>Examineur</i>
Bernard Marini Ingénieur de recherche, CEA Saclay	<i>Examineur</i>
Jacques Besson Directeur de recherche, CNRS	<i>Directeur de thèse</i>
Yazid Madi Chargé de recherche, Mines Paris-PSL	<i>Co-directeur de thèse</i>

路漫漫其修远兮，吾将上下而求索。

Le chemin à parcourir est long et difficile, sans fin. Mais je me consacrerai à la recherche incessante de la vérité.

—— 屈原

QU Yuan

Remerciements

Je tiens à exprimer mes sincères remerciements à l'ensemble du jury : Monsieur Patrice Longère et Madame Anne-Marie Habraken pour avoir accepté de rapporter ma thèse, Madame Clotilde Berdin d'avoir présidé mon jury de thèse, et Monsieur Thomas Pardoën d'avoir examiné mon travail de thèse.

Je tiens particulièrement à remercier mes directeurs de thèse : Jacques Besson et Yazid Midi au Centre des Matériaux de l'École de Mines, qui m'ont permis d'effectuer cette thèse dans les meilleures conditions possibles. J'ai pu bénéficier de leurs connaissances et de leurs expériences en mécanique des matériaux. Je tiens à leur exprimer toute ma gratitude pour leur encadrement efficace et instructif. Je dois leur témoigner que c'était un très grand plaisir de travailler avec eux.

J'aimerais ensuite remercier mes encadrants : Jérôme Garnier et Bernard Marini du SRMA/LC2M au CEA, qui ont toujours été disponibles dans l'organisation et l'encadrement de ma thèse. Je les remercie également pour leur patience et leur enthousiasme à répondre mes questions et à proposer des bonnes idées. Notre collaboration a été une expérience inoubliable et enrichissante.

Je voudrais remercier mon collègue de CEA, Jeremy Hure, pour son assistance précieuse dans mes recherches, en particulier pour ses contributions à mes calculs utilisant Cast3M et MFront. Son expertise technique et sa disponibilité ont été d'une valeur importante pour la réalisation de ce travail.

Mes remerciements vont également à mes collègues au CEA, Jean-Luc Flament, Elodie Rouesne, Amélie Gangloff, Nicolas Lochet et mes collègues au Centre des Matériaux, notamment Abdenour Meddour, pour leur collaboration et leur aide sur les essais mécaniques et les analyses microscopiques. Cette thèse n'aurait pas vu le jour sans les nombreuses contributions de mes collègues.

Je remercie également toutes les personnes du CEA et du Centre des Matériaux que j'ai rencontrées et qui ont contribué à rendre mon séjour agréable.

Enfin, mes remerciements les plus chaleureux vont à ma famille et mes amis, qui m'ont soutenu tout au long de cette thèse. Leur encouragement a été précieux et a contribué grandement à la réussite de ce travail de recherche.

Sommaire

1. Introduction	12
1.1 Contexte et objectifs	12
1.2 Démarche	13
2. Étude bibliographique.....	18
2.1 Analyses des normes	18
2.1.1 Essai de ténacité	18
2.1.2 Pente de la droite d'émoussement	28
2.1.3 Correction de rotation	31
2.2 Effet de taille et de l'épaisseur sur la ténacité	36
2.3 Méthode de travail essentiel de rupture	38
2.4 Métallurgie du 316L(N).....	41
2.5 Conclusions.....	46
3. Matériaux de l'étude	48
3.1 Caractérisations microstructurales de l'acier 316L(N)	48
3.2 Métallurgie de l'acier 316L(N)	50
3.3 Conclusions.....	59
4. Essais sur éprouvettes non fissurées	61
4.1 Introduction.....	61
4.2 Conditions d'essais	61
4.3 Traction sur les éprouvettes lisses	64
4.3.1 État neuf.....	64
4.3.2 État vieilli.....	68
4.3.3 Conclusions sur les essais de traction lisse	71
4.4 Traction sur les éprouvettes entaillées axisymétriques.....	73
4.4.1 Résultats des essais NTx.....	73
4.4.2 Fractographie de NTx.....	75
4.4.3 Coupes polies des éprouvettes rompues	78
4.4.4 Traction interrompue avec les NTx à l'état vieilli	79
4.4.5 Conclusions sur les essais de traction axisymétrique entaillée	85
4.5 Identification de la loi de comportement par éléments finis.....	86
4.6 Traction sur les éprouvettes de déformation plane.....	90

4.6.1	Résultats des essais FGx.....	90
4.6.2	Fractographie de FGx.....	93
4.6.3	Simulations élasto-plastiques sur les éprouvettes FGx	95
4.6.4	Conclusions sur les essais de traction avec les éprouvettes FGx	97
4.7	Traction in-situ au MEB	98
4.7.1	État neuf.....	99
4.7.2	État vieilli.....	102
4.7.3	Comparaison avec la simulation élasto-plastique	106
4.7.4	Conclusions sur les essais de traction in-situ.....	107
4.8	Conclusions.....	107
5.	Essais sur éprouvettes fissurées	111
5.1	Introduction.....	111
5.2	Effet de l'épaisseur sur la ténacité	113
5.2.1	État neuf.....	113
5.2.2	État vieilli.....	121
5.3	Effet de la taille de l'éprouvette sur la ténacité	125
5.4	Conclusions.....	129
6.	Étude du travail essentiel de rupture	131
6.1	Dimensionnement des éprouvettes	131
6.2	Procédure d'essai	135
6.3	État neuf	136
6.4	État vieilli	141
6.5	Fractographie des éprouvettes DENT.....	145
6.6	Comparaison entre les essais DENT et CT	148
6.7	Conclusions.....	149
7.	Modélisations et simulations.....	151
7.1	Calculs élastiques.....	151
7.2	Calculs élasto-plastiques	154
7.2.1	Calculs des CT.....	154
7.2.2	Calculs des DENT	162
7.3	Prise en compte de l'endommagement	167
7.3.1	Identification du modèle GTN.....	170
7.3.2	Simulations des CT	182
7.3.3	Simulations des DENT	187

7.4	Conclusions.....	191
8.	Conclusions et perspectives.....	195
8.1	Conclusions.....	195
8.2	Perspectives.....	200
Annexe A.	Plans des éprouvettes.....	203
Annexe B.	Ajustement des courbes $J - da$ pour les essais de ténacité.....	212
Annexe C.	Effet de la mise en contact de l'entaille latérale de l'éprouvette CT	215
Annexe D.	Vérification de contour optimal sur CT.....	216
Annexe E.	Vérification de la plasticité sur le ligament des éprouvettes DENT	218
Annexe F.	Essais de ténacité avec des éprouvettes CT8B4 à l'état neuf.....	221
Annexe G.	Vérification de l'isotropie du matériau vieilli	222
Annexe H.	Bilan des résultats expérimentaux.....	225
Annexe I.	Simulations des essais de traction avec le modèle GTN.....	231
Annexe J.	Simulations de l'émoussement de l'éprouvette CT.....	233
	Bibliographie	234

Notations

J	Intégrale de Rice
da	Avancée de fissure
$J_{0,2}, J_1, J_2$	Ténacité d'un matériau mesurée par la courbe $J - da$ et une droite d'éroussement décalé à $da = 0,2 \text{ mm}, 1 \text{ mm}$ et 2 mm
J_{max}	Capacité maximale de J pour une éprouvette
Δa_{max}	Capacité maximale de la propagation de fissure pour une éprouvette
CT	Éprouvette « Compact tension »
CTxBy	Éprouvette CT de la largeur de $x \text{ mm}$ et de l'épaisseur $y \text{ mm}$
DENT	Éprouvette « Double edged notched tension »
DENT_EPx_Liy	Éprouvette DENT de l'épaisseur $x \text{ mm}$ et de ligament $y \text{ mm}$
ST	Éprouvette « Smooth tension »
NTx	Éprouvette « Notched tension » avec un rayon de l'entaille de $x \text{ mm}$
FGx	Éprouvette « Flat-grooved tension » avec un rayon de l'entaille de $x \text{ mm}$
MEB	Microscope électrique à balayage
EBSD	Diffraction d'électrons rétrodiffusés
EDX	« Energy Dispersive X-ray spectroscopy »
GTN	Modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman
EWf	« Essential work of fracture »
W	Largeur de l'éprouvette CT
a_0	Longueur de la fissure initiale de l'éprouvette CT
a	Longueur de la fissure actuelle de l'éprouvette CT
a_f	Longueur de la fissure finale de l'éprouvette CT
B_0	Épaisseur brute de l'éprouvette CT
B_n	Épaisseur nette de l'éprouvette CT
B_e	Épaisseur effective de l'éprouvette CT
b_0	Longueur de ligament initial de l'éprouvette CT
b	Longueur de ligament actuel de l'éprouvette CT
F_{min}, F_{max}	Force minimale et maximale pendant la pré-fissuration de CT par fatigue
F_m	Force maximale autorisée pendant la pré-fissuration
F	Force actuelle
K	Facteur d'intensité des contraintes associé à F

K_m	Valeur maximale de facteur d'intensité des contraintes
$CMOD$	Ouverture de l'éprouvette CT : « crack mouth opening displacement »
$CMOD_{Fmax}$	$CMOD$ à la force maximale
C	Complaisance correspond une longueur de fissure a
C_m	Complaisance mesurée
C_c	Complaisance corrigée
E	Module d'Young
ν	Coefficient de Poisson
E'	Module d'Young réduit
$R_{p0,2}$	Limite d'élasticité
R_m	Résistance à la traction
σ_Y	Contrainte de référence : la moitié de la somme de $R_{p0,2}$ et R_m
R	Rayon de rotation de l'éprouvette CT
θ	Angle de rotation de l'éprouvette CT
H	Demi distance initiale entre les points de chargement
D	Demi distance initiale entre les points de mesure de $CMOD$
J_{el}	Partie élastique de J
J_{pl}	Partie plastique de J
η_{pl}	Facteur plastique dans J_{pl}
A_{pl}	Aire plastique sous la courbe force-ouverture
α, β, γ	Coefficients pour ajuster la courbe $J - da$ selon ISO 12135
C_1, C_2	Coefficients pour ajuster la courbe $J - da$ selon ASTM E1820
(da_i, J_i)	Points pour construire la courbe $J - da$
$\delta, CTOD$	« Crack-tip opening displacement »
d_n^*	Coefficient dans l'expression de la droite d'émoussement
σ_{00}	Contrainte de référence pour déterminer d_n^*
ϵ_y	Déformation de référence pour déterminer d_n^*
σ^*	Contrainte caractéristique pour déterminer la droite d'émoussement
m	Coefficient pour la droite d'émoussement tel que $J = m\sigma^* da$
V_m, d_m	$CMOD$ mesuré suivant la ligne de chargement initiale
V_c, d_c	$CMOD$ corrigé
P_m, P	Charge mesurée
P_c	Charge corrigée
r_p	Position relative de centre de rotation de l'éprouvette CT

l_0	Longueur de ligament de l'éprouvette DENT
t_0	Épaisseur de l'éprouvette DENT
W_{DENT}	Largeur de l'éprouvette DENT
w_0	Moitié de la largeur de l'éprouvette DENT ($w_0 = 0,5W_{DENT}$)
W_f	Travail total pendant l'essai de traction de DENT
w_f	Travail total spécifique pendant l'essai de traction de DENT
w_e	Travail essentiel spécifique pendant l'essai de traction de DENT
w_p	Travail plastique spécifique pendant l'essai de traction de DENT
K_{DENT}	Facteur d'intensité des contraintes de l'éprouvette DENT
J_{DENT}	Intégrale de Rice de l'éprouvette DENT
K_u, K_v	Résilience mesurée avec des éprouvettes entaillées en forme 'U' et 'V'
$D_{\acute{e}q}$	Diamètre équivalent de l'inclusion
h_u	Longueur utile de l'éprouvette de traction
v_i	Vitesse de déplacement pour les essais de traction
$\dot{\epsilon}_{ent}$	Vitesse de déformation pour l'entaille des NTx et la partie utile de ST
ϕ_0	Diamètre initial de l'éprouvette de traction
ϕ	Diamètre actuel de l'éprouvette de traction
$\Delta\phi$	Variation de diamètre de l'éprouvette de traction
S_0	Section initiale de l'éprouvette de traction
S_f	Section finale (après rupture) de l'éprouvette de traction
Z	Coefficient de striction
Z_{profil}	Coefficient de striction mesuré selon les photos de profil de l'entaille
$Z_{faci\grave{e}s}$	Coefficient de striction mesuré selon les photos de faciès de rupture
A_g	Allongement plastique uniforme
A	Allongement plastique à la rupture
σ	Contrainte rationnelle
ϵ	Déformation rationnelle
s	Contrainte conventionnelle
e	Déformation conventionnelle
L_0	Longueur initiale de l'éprouvette de traction
L	Longueur actuelle de l'éprouvette de traction
ΔL	Variation de longueur de l'éprouvette de traction
L_{inc}	Longueur de l'inclusion
$L_{cavit\acute{e}}$	Longueur de cavité générée à partir de l'inclusion

σ_{eq}	Contrainte équivalente de von Mises
ϵ_p	Déformation plastique cumulée
$\underline{\epsilon}_p$	Tenseur de déformation plastique
$\sigma_0(\epsilon_p)$	Contrainte d'écoulement
R_i, b_i	Coefficients de loi de Voce
$\sigma_{eq,HF}$	Contrainte équivalente de Hosford
n_H	Paramètre de Hosford
$Z_{largeur}$	Coefficient de striction mesuré selon la largeur de l'éprouvette FGx
$Z_{épaisseur}$	Coefficient de striction mesuré selon l'épaisseur de l'éprouvette FGx
l_0	Largeur initiale de l'entaille de l'éprouvette traction in-situ
l	Largeur actuelle de l'entaille de l'éprouvette de traction in-situ
Δl	Variation de la largeur de l'entaille de l'éprouvette de traction in-situ
k_{fit}	Pente d'émoussement ajustée sur les données expérimentales
k_{mesure}	Pente d'émoussement mesuré avec les photos de faciès de CT
R_B	Coefficient de striction mesuré selon l'épaisseur de l'éprouvette CT
ϵ_{yy}	Déformation dans la direction de traction
σ_{yy}	Contrainte dans la direction de traction
J_c	Intégrale de Rice à l'initiation de fissure pour l'éprouvette DENT
$J_{c,moy}$	Valeur moyenne de J_c pour les essais DENT de même épaisseur
L_0	Paramètre de Lode
x_c	Coordonnée du centre de rotation de l'éprouvette CT
x_a	Coordonnée de la pointe de fissure de l'éprouvette CT
ϕ_{GTN}	Surface de charge de modèle GTN
σ_m	Contrainte hydrostatique
f	Fraction volumique de cavités
f_0	Fraction volumique de cavités initiale
f_c	Fraction volumique de cavités critique
f_r	Fraction volumique de cavités à la rupture
f_u	Fraction volumique de cavités effective ultime
q_1, q_2	Coefficients de modèle GTN
f_n	Fraction volumique ultime de cavités qui germinent à saturation
ϵ_n	Déformation pour laquelle la moitié des cavités est germinée
σ_n	Écart-type de la distribution gaussienne pour la loi de germination
ϵ_n^l	Déformation critique pour la loi linéaire de germination

v_n^l	Vitesse de germination pour la loi linéaire de germination
$\dot{f}_{germination}$	Vitesse de germination de cavités
$\dot{f}_{croissance}$	Vitesse de croissance de cavités
F_t	Fraction volumique de cavités totale
F_g	Fraction volumique de cavités de croissance
F_n	Fraction volumique de cavités de germination

Chapitre 1

Introduction

Sommaire

1.1	Contexte et objectifs.....	12
1.2	Démarche.....	13

1. Introduction

1.1 Contexte et objectifs

La ténacité des matériaux est une propriété mécanique fondamentale et importante dans la conception et l'évaluation des structures. Elle définit la capacité d'un matériau à résister à l'amorçage et la propagation des fissures sous sollicitation mécanique. Cette caractéristique devient particulièrement critique dans des domaines tels que l'aéronautique, la pétrochimie, l'énergie, et, plus généralement, dans l'ingénierie des matériaux, où des environnements contraignants exigent des performances mécaniques exceptionnelles. Cependant, la ténacité n'est pas un paramètre intrinsèque du matériau. De nombreuses études ont montré la dépendance de la ténacité à la géométrie, la taille et l'épaisseur de l'éprouvette. Deux normes ISO 12135 et ASTM E1820 ont été développées afin d'encadrer la détermination de la ténacité $J_{0,2}$ d'un matériau ductile et la détermination de la courbe de déchirure $J - da$, qui sont obtenues par des essais avec des éprouvettes (CT, SENT, etc.). Ces normes définissent la démarche de conduite de l'essai, la méthode de dépouillement et les limites de validité de la mesure. Elles nécessitent des éprouvettes suffisamment grandes afin d'assurer la validité de la mesure. Cependant, il existe de nombreux cas pour lesquels il n'est pas possible d'obtenir des éprouvettes de dimensions suffisantes (produit trop mince ou hétérogène, coût de matière prohibitif pour l'application visée ou les conditions expérimentales, etc.). Le premier objectif de cette thèse est d'évaluer la pertinence des limites de validité des normes, de proposer une méthode pour réaliser les essais sur petites éprouvettes ainsi qu'une méthode de transposition d'échelle. Cette problématique permettra également de discuter la compétition entre la rupture par instabilité plastique et la déchirure ductile.

L'étude est réalisée sur un acier 316L(N) largement utilisé dans l'industrie et, en particulier, dans l'industrie nucléaire. Il fait partie de la famille des aciers inoxydables austénitiques au molybdène, à faible teneur en carbone et azote contrôlé. En raison de sa haute résistance à la traction et à la corrosion, de sa bonne soudabilité et de ses propriétés mécaniques adéquates à haute température, cet acier a été utilisé par le passé par l'industrie nucléaire et reste envisagé pour la fabrication des composants structurels tels que la cuve principale, la cuve interne et de sécurité, les machines de transfert de combustible, les échangeurs de chaleur intermédiaires, les structures de support du cœur pour les réacteurs de quatrième génération. La durée de vie de certains de ces composants pourra atteindre au moins 60 ans, il est donc important de garantir les propriétés durant toute la durée d'exploitation de l'installation. Cet

acier est étudié à l'état neuf et vieilli à 750°C en 2000 heures. L'état vieilli, largement enveloppe des 60 ans, apporte une condition supplémentaire sur cet alliage ayant des propriétés drastiquement différentes, qui permet d'évaluer la robustesse de la démarche pour différents niveaux de ténacité. Le second objectif de cette thèse est d'étudier les mécanismes d'endommagement sur l'acier 316L(N) et de développer un modèle à base physique pour décrire le comportement et l'endommagement en rupture ductile de cet alliage.

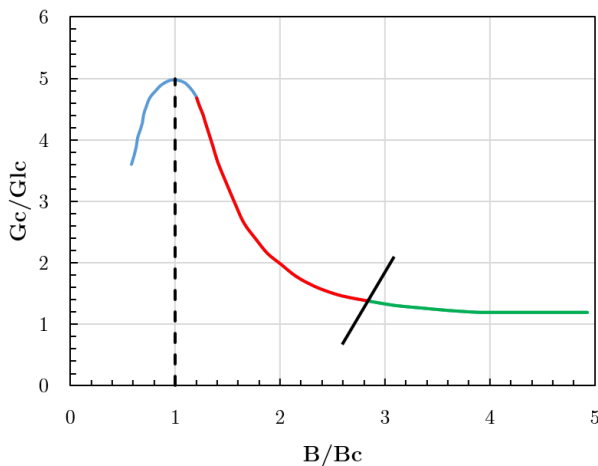


Figure 1-1 Évolution de ténacité en fonction de l'épaisseur (François, 2007)

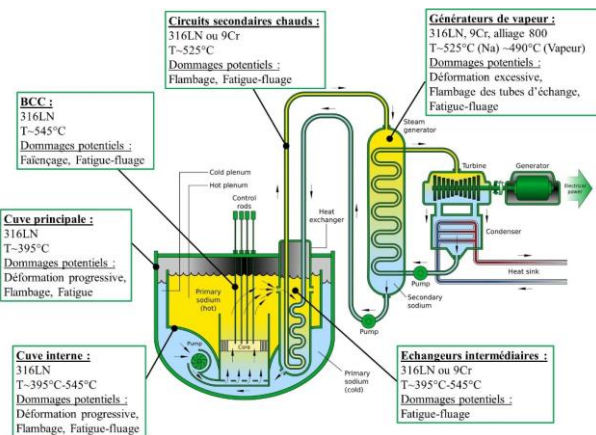


Figure 1-2 Schéma représentatif du réacteur rapide refroidi au sodium et l'utilisation de l'acier 316L(N)

1.2 Démarche

La démarche de cette thèse comporte un volet expérimental de réalisation d'essais mécaniques (traction, ténacité) et un volet de simulation. Ils sont développés dans six chapitres comme illustré sur la Figure 1-3.

Le chapitre 2 présente une étude bibliographique qui s'articule autour de différents aspects. Tout d'abord, une analyse approfondie des normes ISO 12135 et ASTM E1820 est présentée au travers d'une comparaison entre ces deux normes ainsi que leurs versions antérieures en ce qui concerne la géométrie de l'éprouvette, le domaine de validité, et les formules employées pour calculer la ténacité. Deuxièmement, on aborde l'effet de la taille et de l'épaisseur sur la ténacité du matériau dans la littérature. Ensuite, une approche alternative pour caractériser la ténacité du matériau, à savoir la méthode de l'«Essential Work of Fracture», est présentée. Cette méthode permet d'offrir une vision complémentaire à l'évaluation de la ténacité par rapport aux normes existantes. Enfin, une section est consacrée au vieillissement de l'acier 316L(N) et à son effet sur les propriétés mécaniques.

Dans le chapitre 3, une caractérisation microstructurale et mécanique de la plaque épaisse en 316L(N) retenue pour cette thèse est présentée. Cette analyse se déploie à travers d'abord de la métallographie et puis d'une analyse EBSD (Diffraction d'électrons rétrodiffusés), offrant ainsi une caractérisation de la taille et de la structure des grains aux deux états (neuf et vieilli). Ensuite, l'identification et la quantification des inclusions et des précipités est entreprise et vise à caractériser la nature de ces éléments et le changement métallurgique induit par le traitement thermique de vieillissement. Ces analyses fournissent ainsi des clés essentielles pour expliquer le comportement mécanique du matériau et alimentent un modèle numérique d'endommagement qui est développé plus loin dans le mémoire.

Une première étude expérimentale de l'acier 316L(N) est réalisée sur des éprouvettes lisses et entaillées sans fissure et fait l'objet du chapitre 4. Ces essais de traction caractérisent des propriétés mécaniques du matériau, notamment la limite d'élasticité, la résistance à la traction et la loi de comportement en deux états. Un système de caméras est utilisé afin de suivre la réduction du diamètre ainsi d'étudier la striction de l'éprouvette. Par ailleurs, l'influence de la triaxialité des contraintes sur la ductilité du matériau est évaluée à l'aide d'éprouvettes de traction entaillées. Les mécanismes d'endommagement et de rupture sont étudiés par l'analyse fractographique, la tomographie des éprouvettes après traction interrompue et des essais de traction in-situ dans un microscope électronique à balayage (MEB) avec des éprouvettes plates. Ces essais ont permis d'identifier une loi de comportement élasto-plastique grâce à un couplage avec des simulations par éléments finis. Ce modèle est ensuite vérifié par les simulations des autres essais de traction.

L'effet de l'épaisseur et de la taille de l'éprouvette sur la ténacité est présenté dans le chapitre 5. La ténacité de l'acier 316L(N) est évaluée en utilisant des éprouvettes CT en variant l'épaisseur dans un premier groupe et des éprouvettes CT homothétiques dans le deuxième groupe. Le post-traitement des essais est réalisé selon les normes, ce qui permet de discuter la limite de validité des normes. Ces essais de ténacité, couvrant une vaste plage de la triaxialité des contraintes, constituent une base de données pour développer un modèle d'endommagement dans la suite de cette thèse.

Le chapitre 6 présente la méthode du travail essentiel de rupture qui est appliquée à l'acier 316L(N) avec des éprouvettes DENT (Double Edged Notched Tension), en variant à la fois la longueur de ligament et l'épaisseur de l'éprouvette. Cette méthode présente plusieurs avantages, notamment le fait qu'elle n'exige pas de pré-fissuration préalable à l'essai et ne nécessite pas de mesurer la propagation de la fissure pendant l'essai. La ténacité de l'acier

316L(N) est ainsi évaluée par le travail essentiel qui est nécessaire pour endommager le ligament de l'éprouvette. Une comparaison entre la ténacité mesurée avec des éprouvettes CT et celle obtenue avec des éprouvettes DENT est effectuée dans le but de qualifier la méthode de travail essentiel de rupture. Cette analyse comparative permet d'évaluer la pertinence et la fiabilité de cette méthode alternative dans le contexte spécifique de l'acier 316L(N).

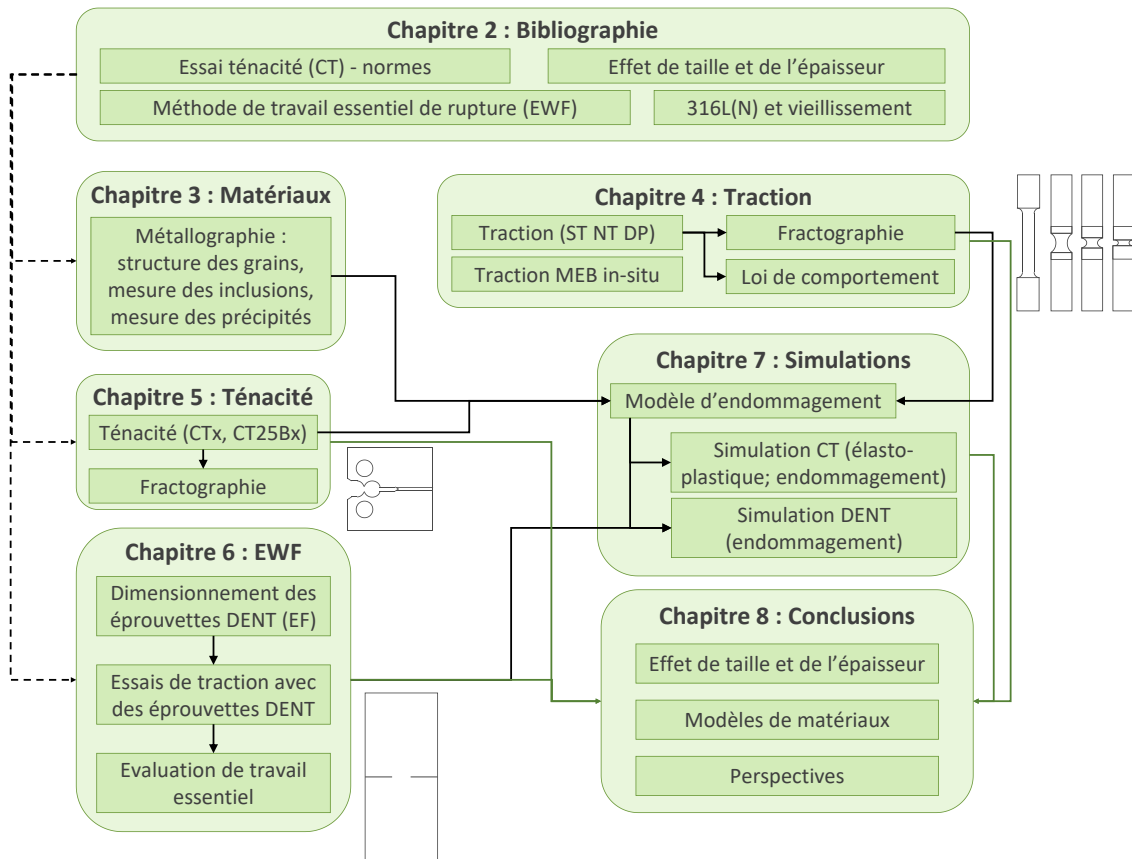


Figure 1-3 Structure de thèse

Le chapitre 7 est consacré aux simulations des essais par éléments finis. Des simulations avec un modèle élastique et élasto-plastique sont réalisées dans le but de vérifier les formules des normes et d'étudier les champs mécaniques sur l'éprouvette CT. Par la suite, un modèle d'endommagement de type GTN (Gurson-Tvergaard-Needleman) est élaboré, sur les deux états du matériau, en se basant sur les essais de ténacité sur éprouvettes CT. Ce modèle a permis d'étudier les mécanismes d'endommagement, de simuler des géométries d'éprouvettes plus grosses afin d'étudier l'effet de l'épaisseur et de la taille des éprouvettes sur la ténacité numériquement. Ces modèles d'endommagement sont vérifiés sur les essais de DENT.

Le dernier chapitre expose les conclusions de la thèse et présente une discussion des résultats expérimentaux et numériques obtenus tout au long de l'étude. Des perspectives pour des études ultérieures sont proposées, tant du point de vue de l'évaluation de la ténacité que sur l'amélioration des modèles d'endommagement du 316L(N).

Chapitre 2

Étude bibliographique

Sommaire

2.1	Analyses des normes	18
2.1.1	Essai de ténacité.....	18
2.1.2	Pente de la droite d'érousement.....	28
2.1.3	Correction de rotation	31
2.2	Effet de taille et de l'épaisseur sur la ténacité	36
2.3	Méthode de travail essentiel de rupture.....	38
2.4	Métallurgie du 316L(N).....	41
2.5	Conclusions	46

2. Étude bibliographique

Les normes ISO 12135 (ISO 12135, 2021) et ASTM E1820 (ASTM E1820, 2023) sont les deux normes principales qui présentent un ensemble de préconisations pour la réalisation d'un essai de ténacité valide. Ces normes proposent une démarche pour établir la courbe $J - da$ où J est l'intégrale de Rice (Rice, 1968) et da est l'avancement de la fissure. La ténacité d'un matériau $J_{0,2}$ (ou J_{IC}) est déterminée à partir de la courbe $J - da$ (ou $J - R$) et d'une droite d'éroussement dans les deux normes (Figure 2-1). Mais, il existe des différences entre ces deux normes, qui peuvent conduire à différentes valeurs de ténacité. De plus, il existe également des différences entre la norme ISO 12135 et ses versions précédentes. D'autre part, la taille et l'épaisseur de l'éprouvette jouent un rôle important dans la mesure de la ténacité. L'étude bibliographique des différentes démarches suivies dans les normes ainsi que celle des effets d'entaille et d'épaisseur de l'éprouvette sont présentées dans la suite de ce chapitre. La méthode de l'« Essential Work of Fracture » pour caractériser la ténacité de produit mince sera également décrite. À la fin de ce chapitre, le vieillissement thermique de l'acier 316L(N) et son effet sur les propriétés mécaniques seront présentés.

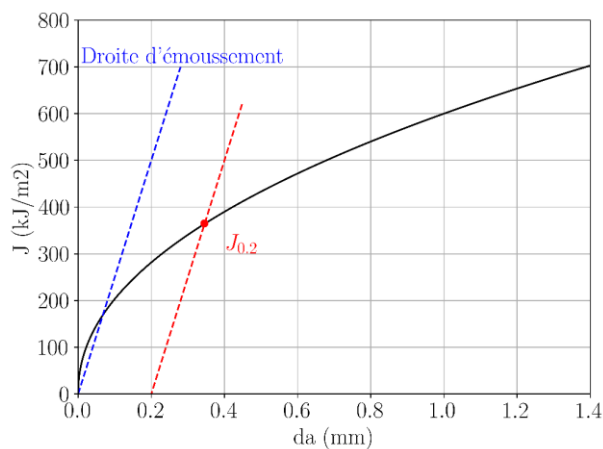


Figure 2-1 Courbe $J - da$

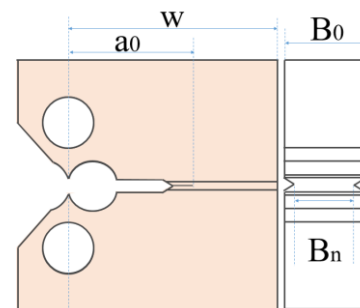


Figure 2-2 Plan de l'éprouvette CT

2.1 Analyses des normes

2.1.1 Essai de ténacité

Dans la littérature, il existe plusieurs types d'éprouvettes pour mesurer la ténacité du matériau dans la norme ISO 12135 et la norme ASTM E1820, qui décrivent la procédure et les exigences d'un essai de ténacité. Dans cette thèse, les éprouvettes CT (Compact Tension) sont choisies car elles sont utilisées le plus souvent et demandent en général moins de matière que les autres types d'éprouvettes. Un exemple d'éprouvette CT utilisée pour la mesure de la

ténacité est présenté en Figure 2-2. Sa géométrie est caractérisée par trois dimensions importantes : la distance entre la ligne de chargement et l'arrière de l'éprouvette (ou la largeur de l'éprouvette) W , l'épaisseur initiale B_0 et la longueur de fissure initiale a_0 . En fait, la dimension W permet de déterminer toutes les autres dimensions, par exemple $B_0 = 0,5W$ et $a_0 = 0,6W$. On note que l'épaisseur autorisée est $0,25W \leq B_0 \leq 0,5W$ dans l'ASTM E1820 et $0,25W \leq B_0 \leq 1,25W$ dans l'ISO 12135. L'épaisseur nominale est $0,5W$. Des entailles latérales sont usinées souvent dans le but de maintenir un front de fissure droit lors d'un essai. L'épaisseur nette est donc notée par B_n . La norme ISO 12135 conseille d'usiner des entailles avec une profondeur de $0,2B_0$ (inférieure à $0,2B_0$ pour la version de 2021) et un rayon de $0,4$ mm. En revanche, l'ASTM E1820 autorise des entailles plus profondes jusqu'à $0,25B_0$ et un rayon plus grand ($0,5$ mm). Pour l'angle des entailles, les deux normes nécessitent un angle inférieur à 90° . Mais l'ISO propose une limite inférieure de 30° . La spécification de la longueur de fissure initiale est identique dans les deux normes, qui est $0,45W \leq a_0 \leq 0,7W$. D'ailleurs, la longueur de ligament de l'éprouvette CT est notée par $b_0 = W - a_0$ dans les normes.

Avant un essai de ténacité, l'éprouvette CT est pré-fissurée par fatigue. La charge varie entre une force minimale F_{min} et une force maximale F_{max} à une certaine fréquence. Le rapport F_{min}/F_{max} est égal à $0,1$ selon l'ASTM E1820 et est autorisé de varier entre 0 et $0,1$ selon l'ISO 12135. Les normes définissent une valeur maximale de la force (F_m) autorisée pendant la pré-fissuration. Elle est définie par l'équation (2-1) selon l'ISO 12135 et par l'équation (2-2) selon l'ASTM E1820.

$$F_m = \frac{0,6B_0b_0^2R_{p0,2}}{2W + a} \quad (2-1)$$

$$F_m = \frac{0,2B_0b_0^2(R_{p0,2} + R_m)}{2W + a} \quad (2-2)$$

où $R_{p0,2}$ est la limite d'élasticité ; R_m est la résistance à la traction. Un facteur d'intensité des contraintes K est associé à une force F selon l'équation (2-3).

$$K = \frac{F}{\sqrt{B_0B_nW}} \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{1,5}} \left(0,886 + 4,64\left(\frac{a}{W}\right) - 13,32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right) \quad (2-3)$$

où a est la longueur de fissure. Au cours de la pré-fissuration, il faut respecter une valeur maximale pour le facteur d'intensité des contraintes (K_m) dans le but de rester en plasticité confinée et avoir une zone plastique assez petite autour de la pointe de fissure. K_m est défini comme l'équation (2-4) selon l'ASTM E1820.

$$K_m = 0,063R_{p0,2} \quad (2-4)$$

où K_m et $R_{p0,2}$ sont exprimés en $MPa\sqrt{m}$ et MPa .

L'essai de ténacité est effectué par un déplacement imposé au niveau de la traverse de la machine de traction. La méthode dite « single specimen » consiste à appliquer des cycles de charge-décharge pendant l'essai. Ces cycles permettent de déterminer l'évolution de la complaisance afin d'estimer la longueur de fissure. Un exemple de la courbe force-ouverture est présenté sur la Figure 2-3. La complaisance mesurée pendant la décharge partielle est calculée selon l'équation (2-5).

$$C_m = \frac{\Delta CMOD}{\Delta F} \quad (2-5)$$

où $CMOD$ (Crack Mouth Opening Displacement) est l'ouverture de la fissure sur la ligne de chargement. On définit ensuite un paramètre adimensionnel μ comme l'équation (2-6).

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{B_e EC_m + 1}} \quad (2-6)$$

où B_e est l'épaisseur effective telle que

$$B_e = B_0 - \frac{(B_0 - B_n)^2}{B_0} \quad (2-7)$$

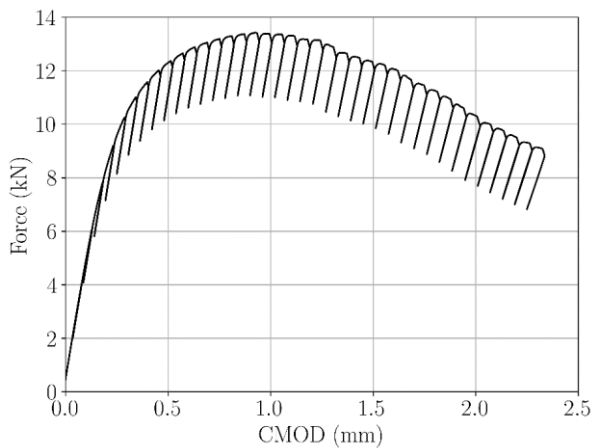


Figure 2-3 Un exemple de la courbe force-ouverture d'un essai CT

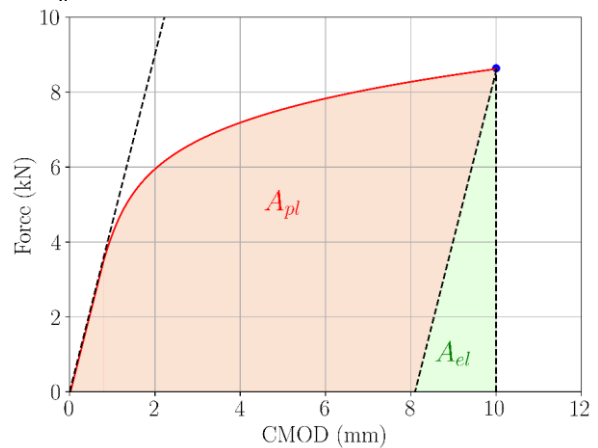


Figure 2-4 Les aires élastique et plastique sous la courbe force-ouverture

La longueur de fissure est donc calculée par l'équation (2-8).

$$\frac{a}{W} = 1,000196 - 4,06319\mu + 11,242\mu^2 - 106,043\mu^3 + 464,335\mu^4 - 650,677\mu^5 \quad (2-8)$$

Les équations (2-6), (2-7) et (2-8) sont décrites par la norme ASTM E1820. La norme ISO 12135 ne montre pas de différence mais ajoute un paramètre λ dans l'expression de μ comme l'équation (2-9) pour ajuster la première valeur de da à 0 mm. On note que λ ne doit pas s'en écarter de plus de 10% par rapport à 1 selon l'ISO 12135.

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{B_e \lambda E C_m} + 1} \quad (2-9)$$

En revanche, les normes donnent aussi les formules pour déterminer la complaisance à partir de la longueur de fissure. Donc, dans l'ASTM E1820,

$$C(a) = \frac{1}{EB_e} \left(\frac{W+a}{W-a} \right)^2 P_5 \left(\frac{a}{W} \right) \quad (2-10)$$

où P_5 est une fonction polynomiale telle que

$$P_5(x) = (2,163 + 12,219x - 20,065x^2 - 0,9925x^3 + 20,609x^4 - 9,9314x^5) \quad (2-11)$$

Mais pour l'ISO 12135 de version 2002 et 2016, le coefficient de poisson est introduit. Le module réduit $E' = E/(1 - \nu^2)$ est donc utilisé dans l'expression de $C(a)$ comme l'équation (2-12).

$$C(a) = \frac{1 - \nu^2}{EB_e} \left(\frac{W+a}{W-a} \right)^2 P_5 \left(\frac{a}{W} \right) \quad (2-12)$$

Dans la nouvelle version (2021) de l'ISO 12135, cette relation est changée à :

$$C(a) = \frac{1 - \nu^2}{EB_e} \frac{15,8}{1 - \left(\frac{a}{W} \right)^2} \left(0,121 + 1,21 \left(\frac{a}{W} \right) - 0,159 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 1,47 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + 1,3 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right) \quad (2-13)$$

Notamment, dans le passage de la longueur de la fissure à la complaisance ($a \rightarrow C$), le module réduit est utilisé dans l'ISO 12135 ; mais dans l'autre sens ($C \rightarrow a$), le module E est utilisé. Une comparaison parmi les relations ($a \leftrightarrow C$) plus précise sera étudiée dans le chapitre 7 avec les calculs élastiques par la méthode d'éléments finis.

Lors d'un essai, l'éprouvette CT se déforme plastiquement et subit un mouvement de rotation (voir la Figure 2-5) de sorte que la complaisance doit être corrigée. La norme ASTM E1820 donne la relation entre la complaisance mesurée C_m et la complaisance corrigée C_c comme l'équation (2-14).

$$C_c = \frac{C_m}{\left(\frac{H}{R} \sin\theta - \cos\theta \right) \left(\frac{D}{R} \sin\theta - \cos\theta \right)} \quad (2-14)$$

où D est la moitié de la distance initiale entre les deux points de mesure de l'ouverture ; H est la moitié de la distance initiale entre les deux points de chargement ; R est rayon de rotation qui égal à $(W + a)/2$; θ est l'angle de rotation du corps rigide qui est donnée par l'équation (2-15). La complaisance corrigée C_c remplace C_m dans l'équation (2-6) afin de calculer la longueur de fissure.

$$\theta = \arcsin \left(\frac{D + 0,5CMOD}{\sqrt{D^2 + R^2}} \right) - \arctan \left(\frac{D}{R} \right) \quad (2-15)$$

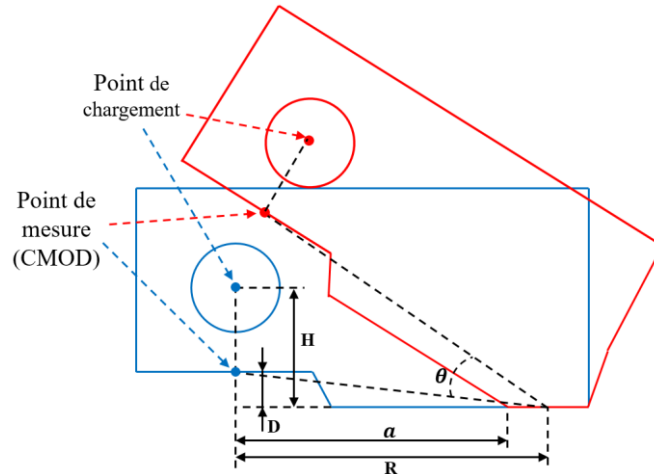


Figure 2-5 Rotation d'une éprouvette CT pendant essai

La norme ISO 12135 (version 2002 et 2016) a pris les mêmes formules que l'ASTM E1820 pour la correction de rotation sans schéma explicatif. Mais la version 2021 de cette norme utilise une nouvelle formule comme suit :

$$C_c = C_m \frac{1 - \frac{H}{R} \tan\left(\frac{\theta}{2}\right)}{1 - \frac{D}{R} \tan\left(\frac{\theta}{2}\right)} \quad (2-16)$$

Une étude de la correction de rotation plus détaillée sera présentée dans la section 2.1.3.

Selon les normes, l'intégrale J peut être décomposée en une partie élastique et une partie plastique :

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (2-17)$$

avec

$$J_{el} = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (2-18)$$

où K est le facteur d'intensité des contraintes dont l'expression est donnée par l'équation (2-3).

Supposons que la fissure ne se propage pas pendant un essai de ténacité sur une éprouvette CT, c'est-à-dire que la longueur de fissure reste constante a_0 . La longueur de ligament est toujours $b_0 = W - a_0$. La partie plastique de J est donc exprimée comme :

$$J_{pl} = \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{B_n b} \quad (2-19)$$

où η_{pl} est le facteur plastique tel que $\eta_{pl} = 2 + 0,522b_0/W$; A_{pl} est l'aire plastique sous la courbe force-ouverture comme présentée sur la Figure 2-4. On note que l'expression de J_{pl} dans l'équation (2-19) est identique pour les normes ISO 12135 et ASTM E1820.

Lorsque la fissure se propage dans un essai de ténacité sur une éprouvette CT, l'expression de J_{el} est identique dans les deux normes. L'ASTM E1820 actualise la longueur de fissure $a_{(i)}$ dans l'équation (2-3). L'indice i signifie la i -ème décharge. Mais l'ISO 12135 a toujours pris la longueur de fissure initiale a_0 dans l'équation (2-3).

Pour la partie plastique J_{pl} , la norme ASTM E1820 donne une formule itérative comme :

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \frac{\eta_p(a_{(i)} - a_{(i-1)})}{B_n(W - a_{(i)})} \right] + \left[1 - \gamma_{(i-1)} \frac{(a_{(i)} - a_{(i-1)})}{W - a_{(i)}} \right] \quad (2-20)$$

avec $\gamma_{i-1} = 1 + 0,76(1 - a_{(i-1)}/W)$ et $\eta_{pl(i-1)} = 2 + 0,522(1 - a_{(i-1)}/W)$.

Cependant, la norme ISO 12135 a pris une expression de J_{pl} comme l'équation (2-21), qui utilise la longueur de fissure à l'instant considéré $a_{(i)}$ et la longueur de fissure initiale a_0 . Le facteur plastique est calculé aussi avec la longueur de fissure initiale comme $\eta_{pl} = 2 + 0,522(1 - a_0/W)$.

$$J_{pl} = \frac{\eta_p A_{pl(i)}}{B_n(W - a_0)} \left(1 - \frac{(0,75\eta_p - 1)(a_{(i)} - a_0)}{W - a_0} \right) \quad (2-21)$$

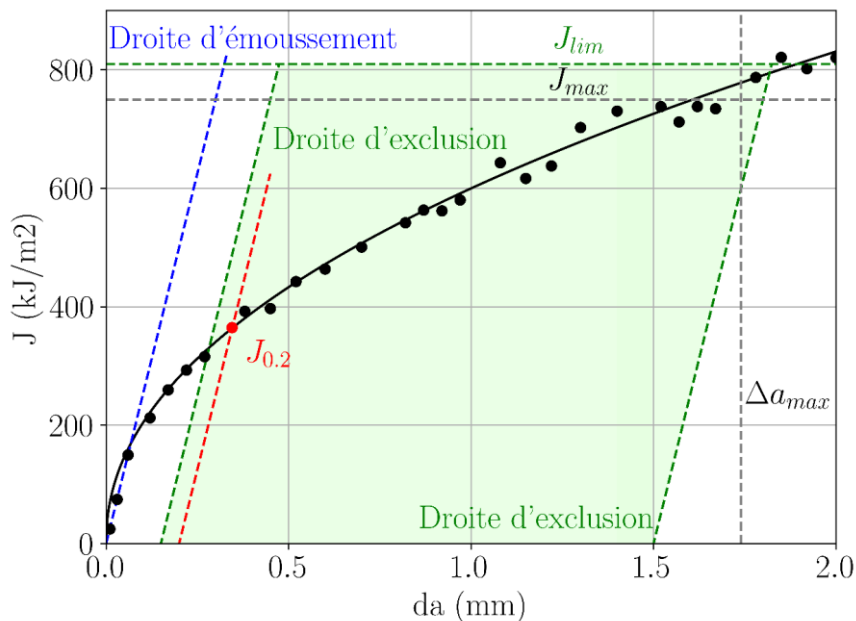


Figure 2-6 Un exemple de la courbe $J - da$ pour un essai CT

Les formules précédentes donnent finalement une courbe reliant l'intégrale J à la propagation de fissure da (points noirs présentés sur la Figure 2-6), qui exprime la résistance du matériau à la propagation d'une fissure. Les normes définissent les limites de validité avec deux termes J_{max} et Δa_{max} comme les deux lignes pointillées en gris sur la Figure 2-6. Dans l'ASTM E1820 de version 1999 à 2006,

$$J_{max} = \min\left(\frac{b_0\sigma_Y}{20}, \frac{B_0\sigma_Y}{20}\right) \text{ et } \Delta a_{max} = 0,25b_0 \quad (2-22)$$

où $\sigma_Y = 0,5(R_{p0,2} + R_m)$. Dans l'ASTM E1820 de version 2008 à 2022, J_{max} et Δa_{max} sont définis par l'équation (2-23), où J_{max} est 2 fois plus tolérant par rapport aux versions précédentes.

$$J_{max} = \min\left(\frac{b_0\sigma_Y}{10}, \frac{B_0\sigma_Y}{10}\right) \text{ et } \Delta a_{max} = 0,25b_0 \quad (2-23)$$

La norme ISO 12135 (version 2002) prend également en compte de la longueur initiale de la fissure pour J_{max} comme dans l'équation (2-24).

$$J_{max} = \min\left(\frac{a_0\sigma_Y}{20}, \frac{b_0\sigma_Y}{20}, \frac{B_0\sigma_Y}{20}\right) \text{ et } \Delta a_{max} = 0,1b_0 \quad (2-24)$$

Mais dans l'ISO 12135 de version 2016 et 2021,

$$J_{max} = \min\left(\frac{a_0\sigma_Y}{10}, \frac{b_0\sigma_Y}{10}, \frac{B_0\sigma_Y}{10}\right) \text{ et } \Delta a_{max} = 0,25b_0 \quad (2-25)$$

J_{max} défini par les normes correspond à la valeur maximale de J autorisée afin que la courbe $J - da$ ne dépend pas de l'épaisseur.

Afin de déterminer la ténacité du matériau, les normes proposent de tracer une droite d'érouissage en passant le point original comme la ligne pointillée bleue sur la Figure 2-6. Il présente l'avancement de fissure par l'érouissage de la pointe de fissure (plasticité) et non par déchirure de la matière. La norme ASTM E1820 donne l'expression de la droite d'érouissage comme suit :

$$J = 2\sigma_Y * da \quad (2-26)$$

Donc, $2\sigma_Y$ est la pente d'érouissage.

Mais, dans ISO 12135, la droite d'érouissage s'écrit comme :

$$J = 3,75R_m * da \quad (2-27)$$

Donc, $3,75R_m$ est la pente d'érouissage. Une étude détaillée sur la pente d'érouissage sera présentée dans la section 2.1.2.

Enfin, la ténacité du matériau est caractérisée par $J_{0,2}$ selon les normes. Cette valeur est obtenue par l'intersection de la courbe $J - da$ et la droite d'érouissage décalée de 0,2 mm comme la ligne pointillée rouge sur la Figure 2-6. La valeur 0,2 est choisie car elle est assez grande pour être mesurée et assez petite pour que l'avancement de fissure par déchirure de la matière reste faible.

Les normes autorisent d'ajuster la courbe $J - da$ selon une loi de puissance. Mais, la forme de cette loi diffère entre les deux normes, avec une équation comportant trois paramètres

pour l'ISO 12135 ($J = \alpha + \beta * da^\gamma$ avec $\alpha \geq 0$) et deux paramètres pour l'ASTM E1820 ($J = C_1 * da^{C_2}$). Les points (da_i, J_i) pour cet ajustement sont limités par deux droites d'exclusion et un J_{lim} indiqués par les lignes pointillées vertes sur la Figure 2-6. Pour l'ISO 12135, elles correspondent à deux droites d'émoussement décalées de 0,1 mm et Δa_{max} ; et $J_{lim} = J_{max}$. Mais pour l'ASTM E1820, les deux droites d'exclusion sont deux droites d'émoussement décalées de 0,15 mm et 1,5 mm. L'ASTM E1820 utilise $J_{lim} = b_0 \sigma_Y / 7,5$ pour exclure des points avec J_i supérieur à cette valeur. Donc, tous les points (da_i, J_i) se situant dans la zone verte contribuent à l'ajustement de courbe $J - da$ (voir la Figure 2-6).

Pour qualifier la mesure de ténacité $J_{0,2}$ selon les normes, il est indépendant de la taille de l'éprouvette si $B_0 > 10 J_{0,2} / \sigma_Y$ et $b_0 > 10 J_{0,2} / \sigma_Y$ dans l'ASTM E1820. L'ISO 12135 demande une condition en plus telle que $a_0 > 10 J_{0,2} / \sigma_Y$.

En conclusion, la norme ASTM E1820 et la norme ISO 12135 décrivent les essais de ténacité. Il existe plusieurs différences entre les deux normes qui peuvent conduire à des valeurs de $J_{0,2}$ et des courbes $J - da$ différentes en fonction de la norme utilisée. Les différences portent sur les limites du domaine de validité, les formules de calcul des complaisances, la pente de la droite d'émoussement, le calcul (incrémental ou non) de J et la correction de rotation, etc. Les différences entre ces deux normes sont résumées dans le Tableau 2-1. L'étude de la pente de la droite d'émoussement et la correction de rotation seront présentées dans les deux sections suivantes.

Tableau 2-1 Comparaison des exigences de l'essai de ténacité et des formules entre la norme ISO 12135 et la norme ASTM E1820 (I)

		ISO 12135			ASTM E1820	
		v2002	v2016	v2021	v1999 à v2006	v2008 à v2020
Épaisseur brute B_0		$0,25W \leq B_0 \leq 1,25W$ avec $B_0 = 0,5W$ de préférence			$0,25W \leq B_0 \leq 0,5W$ avec $B_0 = 0,5W$ de préférence	
Entaille latérale	Rayon	0,4 mm			0,5 mm pour v2006 à v2020 ; $\leq 0,5$ mm pour v1999 à v2005	
	Profondeur $B_0 - B_n$	0,2 B_0		$\leq 0,2B_0$	$\leq 0,25B_0$ avec 0,2 B_0 de préférence	
	Angle	30° – 90°			$\leq 90^\circ$	
Fissure initiale a_0		$0,45W \leq a_0 \leq 0,7W$				
Pré-fissuration	F_{min}/F_{max}	0~0,1			0,1	
	F_m	$F_m = \frac{0,6B_0b_0^2R_{p0,2}}{2W + a}$			$F_m = \frac{0,2B_0b_0^2(R_{p0,2} + R_m)}{2W + a}$	
J_{max}		$\min\left(\frac{a_0\sigma_Y}{20}, \frac{b_0\sigma_Y}{20}, \frac{B_0\sigma_Y}{20}\right)$	$\min\left(\frac{a_0\sigma_Y}{10}, \frac{b_0\sigma_Y}{10}, \frac{B_0\sigma_Y}{10}\right)$		$\min\left(\frac{b_0\sigma_Y}{20}, \frac{B_0\sigma_Y}{20}\right)$	$\min\left(\frac{b_0\sigma_Y}{10}, \frac{B_0\sigma_Y}{10}\right)$
Δa_{max}		0,1 b_0	0,25 b_0		0,25 b_0	
$a \rightarrow C$		$C = \left(\frac{1 - \nu^2}{EB_e}\right) g_6$			$C = \left(\frac{1}{EB_e}\right) g_6$	
		$g_6 = \left(\frac{W + a}{W - a}\right)^2 \left(2,163 + 12,219 \left(\frac{a}{W}\right) - 20,065 \left(\frac{a}{W}\right)^2 - 0,9925 \left(\frac{a}{W}\right)^3 + 20,609 \left(\frac{a}{W}\right)^4 - 9,9314 \left(\frac{a}{W}\right)^5\right)$				

Tableau 2-1 Comparaison des exigences de l'essai de ténacité et des formules entre la norme ISO 12135 et la norme ASTM E1820 (II)

	ISO 12135			ASTM E1820	
	v2002	v2016	v2021	v1999 à v2006	v2008 à v2020
$C \rightarrow a$	$\frac{a_i}{w} = f(\mu)$ avec $\mu = \frac{1}{(B_e \lambda E C)^{1/2} + 1}$			$\frac{a_i}{w} = f(\mu)$ avec $\mu = \frac{1}{(B_e E C)^{1/2} + 1}$	
	$f(\mu) = 1,000196 - 4,006319 \mu + 11,242 \mu^2 - 106,043 \mu^3 + 464,335 \mu^4 - 650,677 \mu^5$				
Calcul J	$J = J_{el} + J_{pl}$ avec $J_{el} = \frac{1-\vartheta^2}{E} \left[\frac{F}{(B_0 B_n W)^{0,5}} g_2 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2$ et $J_{pl} = \frac{\eta_p A_{pl(i)}}{B_n (W - a_0)} \left(1 - \frac{(0,75 \eta_p - 1)(a_{(i)} - a_0)}{W - a_0} \right)$ avec $\eta_{pl} = 2 + 0,522 \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)$			$J_i = J_{el(i)} + J_{pl(i)}$ avec $J_{el(i)} = \frac{1-\vartheta^2}{E} \left[\frac{F}{(B_0 B_n W)^{0,5}} g_2 \left(\frac{a_{(i)}}{W} \right) \right]^2$ et $J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \frac{\eta_{p(i-1)}(A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)})}{B_n (W - a_{(i)})} \right] + \left[1 - \gamma_{(i-1)} \frac{(a_{(i)} - a_{(i-1)})}{W - a_{(i)}} \right]$ avec $\gamma_{(i-1)} = 0,76 \left(1 - \frac{a_{(i-1)}}{W} \right) + 1,$ et $\eta_{p,(i-1)} = 2 + 0,522 \left(1 - \frac{a_{(i-1)}}{W} \right)$	
	$g_2(x) = (2 + x)(0,886 + 4,64x - 13,32x^2 + 14,72x^3 - 5,6x^4)/(1 - x)^{1,5}$				
Pente d'érousement	$3,75R_m$			$R_{p0,2} + R_m$	
Droite d'exclusion	$J = 3,75R_m(da - 0,1)$			$J = (R_{p0,2} + R_m)(da - 0,15)$	
	$J = 3,75R_m(da - \Delta a_{max})$			$J = (R_{p0,2} + R_m)(da - 1,5)$	
	$J_{lim} = J_{max}$			$J_{lim} = b_0 \sigma_Y / 7,5$	
Courbe $J - da$	$J = \alpha + \beta * da^\gamma$ avec $\alpha \geq 0$			$J = C_1 * da^{C_2}$	
Correction de rotation	Voir 2.1.3				

2.1.2 Pente de la droite d'érousement

Les études (Konopik and Viehrig, 2015; Li *et al.*, 2020; Zhang *et al.*, 2020) avec l'acier P91, SA 508-III et 30CrNi2MoVA ont montré que la différence entre les courbes $J - da$ expérimentales obtenues par les deux normes n'est pas importante, même si elles sont différentes sur les formules de $a \leftrightarrow C$ et J . L'écart mesuré sur les valeurs $J_{0,2}$ provient principalement de la différence de définition de la droite d'érousement.

La différence sur les pentes d'érousement est significative. Des études (Zhu, 2016; Li *et al.*, 2020) indiquent que la droite d'érousement de ASTM E1820 était basée sur un modèle de matériau élastique plastique parfait (sans écrouissage), et que pour ISO 12135, la droite d'érousement était basée sur un modèle de matériau en loi de puissance. Zhang S. et al. (Zhang *et al.*, 2020) ont mesuré la ténacité à l'amorçage en comparant les deux normes. Ils confirment que la différence sur la pente de la droite d'érousement est la raison principale pour expliquer la différence sur les mesures de $J_{0,2}$.

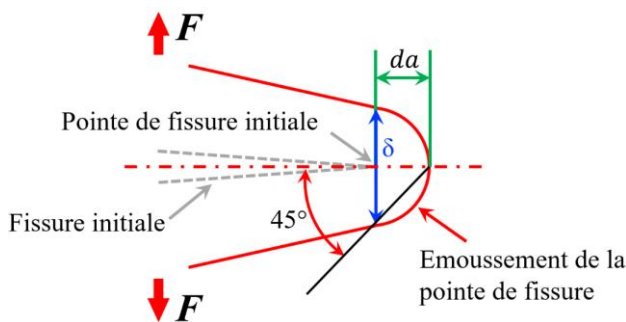


Figure 2-7 Érousement de front de fissure

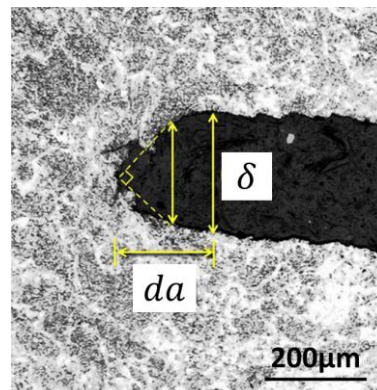


Figure 2-8 Érousement de fissure d'une éprouvette SENT de l'acier X70 (Park, Tyson and Gravel, 2017)

La droite d'érousement de ASTM E1820 a été suggérée par Begley et al. (Landes and Begley, 1972) pour calculer $J_{0,2}$ à partir de la courbe $J - da$. Pour les matériaux ductiles, une fissure initiale préexistante avec un rayon de fond de fissure quasi-nul, s'érouse lors du chargement. Une forme semi-circulaire du fond de fissure peut être alors supposée (Rice and Sorensen, 1978) pour la construction de l'érousement comme illustré sur la Figure 2-7. Le rayon du cercle est exprimé par da qui est l'avancée de la fissure due à l'érousement. δ est le *CTOD* (Crack-Tip Opening Displacement). La Figure 2-8 présente l'avancement de fissure par l'érousement sur une éprouvette SENT (Single-Edge Notched Tensile) (Park, Tyson and Gravel, 2017). Par conséquent, l'extension de fissure da peut être calculée par l'équation (2-28).

$$da = \frac{\delta}{2} \quad (2-28)$$

La relation entre δ et J est définie comme (O'Brien and Ferguson, 1982)

$$J = \sigma_Y \delta \quad (2-29)$$

Donc,

$$J = 2\sigma_Y da \quad (2-30)$$

qui est la même formule que celle de l'ASTM E1820.

Dans les études de Shih C. (Shih, 1981) et Schwalbe K. (Schwalbe and Heerens, 1985), la relation suivante est utilisée pour construire la droite d'émoussement.

$$da = 0,4d_n^* \frac{J}{E} \quad (2-31)$$

Le coefficient d_n^* (Landes, 1995) est déterminé par l'équation suivante :

$$d_n^* = \left(\frac{\sigma_0}{E}\right)^{n-1} (0,787 + 1,554n - 2,54n^2 + 16,952n^3 - 38,206n^4 + 33,13n^5) \quad (2-32)$$

où n satisfait l'équation :

$$\frac{R_{p0,2}}{R_m} = \frac{1}{1 + \epsilon_y} \left[\frac{2,718}{n} \ln(1 + \epsilon_y) \right]^n, \epsilon_y = \frac{R_{p0,2}}{E} + 0,002 \quad (2-33)$$

σ_0 est une contrainte de référence telle que

$$\sigma_{00} = E\epsilon_y * 10^{\frac{n}{n+1}} \quad (2-34)$$

Dans cette définition de d_n^* , n dépend de E , $R_{p0,2}$ et R_m . σ_{00} dépend de E et $R_{p0,2}$. On en déduit que la valeur de d_n^* est déterminée par E , $R_{p0,2}$ et R_m .

Donc, en reprenant l'équation (2-31), on a :

$$J = \frac{E}{0,4d_n^*} da = \left(\frac{E}{0,4\sigma^* d_n^*}\right) \sigma^* da = m\sigma^* da \quad (2-35)$$

Ici, σ^* est une contrainte caractéristique du matériau. Les différents choix de σ^* conduisent à différentes expressions de m comme indiqué dans le Tableau 2-2.

Tableau 2-2 Expression de coefficient m

σ^*	$R_{p0,2}$	R_m	$0,5(R_{p0,2} + R_m)$
m	$\frac{E}{0,4R_{p0,2}d_n^*}$	$\frac{E}{0,4R_m d_n^*}$	$\frac{E}{0,2(R_{p0,2} + R_m)d_n^*}$

Landes (Landes, 1995) a étudié des matériaux qui couvrent la plupart des matériaux métalliques tels que

$$\frac{R_{p0,2}}{E} \in (0,001, 0,013) \text{ et } \frac{R_{p0,2}}{R_m} \in (0,3, 0,95) \quad (2-36)$$

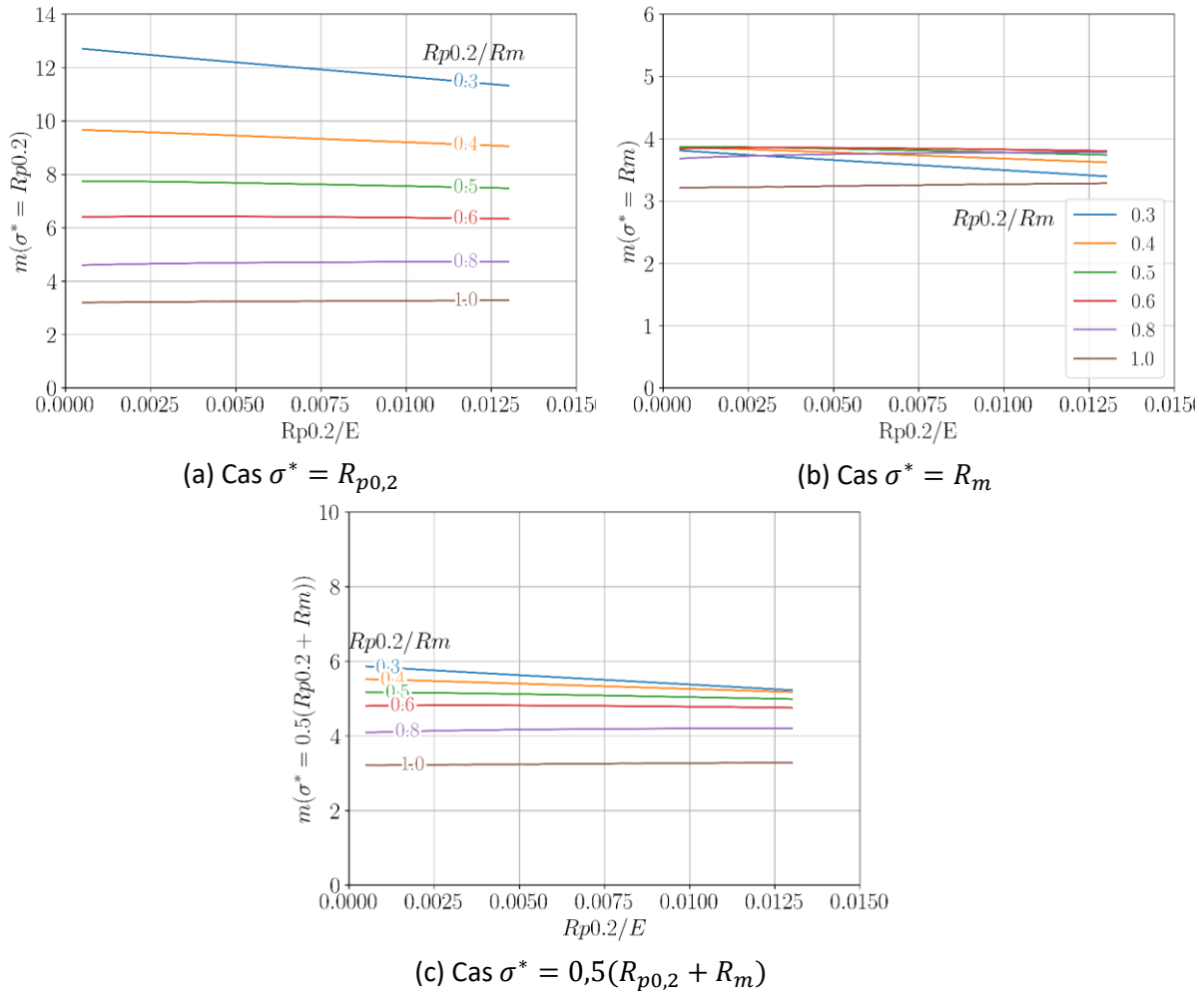


Figure 2-9 Évolution de m en fonction de E , $R_{p0,2}$ et R_m

L'évolution de m en fonction des paramètres d'érouissage du matériau, mesuré par le rapport $R_{p0,2}/R_m$, est tracée sur la Figure 2-9 pour les trois définitions de σ^* . Le cas limite tel que $R_{p0,2}/R_m = 1$ (élasto-plastique parfait) est tracé aussi sur la Figure 2-9. Quand $\sigma^* = R_m$, la dispersion de m pour différents matériaux est la plus petite avec une différence de 5%. Il est vraisemblable que ce soit pour cette raison que la norme ISO 12135 ait pris $\sigma^* = R_m$ et un coefficient m proche de la valeur moyenne sauf le cas de $R_{p0,2}/R_m = 1$:

$$J = 3,75R_m da \quad (2-37)$$

Cependant, en prenant $\sigma^* = 0,5(R_{p0,2} + R_m)$ comme spécifié dans l'ASTM E1820, la valeur de m ainsi déterminée est comprise entre 3 et 6, ce qui diffère notablement de la valeur 2 préconisée par l'ASTM E1820. Il est donc probable que l'ASTM E1820 n'a pas pris les hypothèses de l'ISO 12135.

Li et al. (Li *et al.*, 2020) ont fait des essais de ténacité sur des aciers SS304 et SA508-III à température ambiante qui ont été exploités selon les deux normes. La comparaison des résultats est présentée sur la Figure 2-10. Il existe des différences évidentes entre la ténacité

obtenue à partir des normes ASTM E1820 et ISO 12135. Les différences entre les deux normes sur les valeurs de J à l'amorçage $J_{0,2}$ sont d'environ 58 % pour SS304 et 36 % pour SA508-III. Les résultats indiquent que le choix de la norme a un effet significatif sur la valeur de $J_{0,2}$ des matériaux métalliques à fort écrouissage.

L'analyse comparative des deux normes faite par de Li et al. (Li *et al.*, 2020) conclut que l'ajustement de la courbe $J - da$ utilisant les équations de la loi de puissance à deux paramètres (ASTM E1820) ou trois paramètres (ISO 12135) ne jouent pas un rôle significatif. Au contraire, la pente de la droite d'érouissage pour la norme ISO est presque double de celle de la norme ASTM comme la Figure 2-11. Par conséquent, la ténacité dérivée de la norme ASTM est supérieure à celle de la norme ISO. Donc, la droite d'érouissage a un effet important sur la détermination de ténacité.

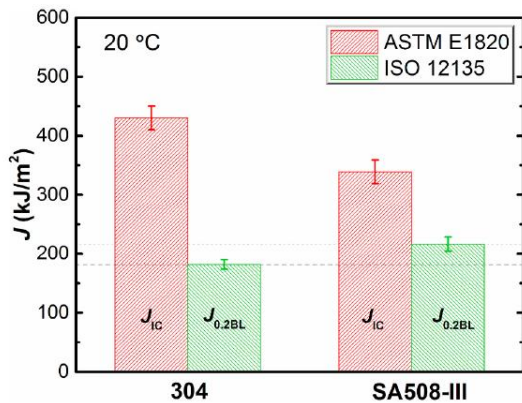


Figure 2-10 Ténacité de l'acier 304 et SA508III mesurée par 2 normes (Li et al., 2020)

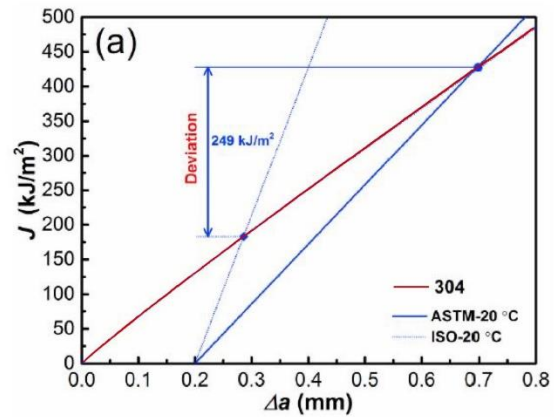


Figure 2-11 Droites de l'érouissage de 2 normes et la courbe $J - da$ ajusté (Li et al., 2020)

2.1.3 Correction de rotation

Le processus de construction des courbes de $J - da$ nécessite de connaître l'avancée de fissure. Dans la norme, l'estimation du lien entre complaisance et avancée de fissure a été fait en utilisant des calculs par éléments finis élastiques sur des éprouvettes comportant des longueurs de fissure « a_0 » différentes (Saxena and Hudak, 1978). À partir de ces séries de calculs, les normes proposent des formules permettant d'estimer la longueur de fissure « a » à partir de la complaisance « C ». Cette estimation est donc faite sur la géométrie initiale. Or, quand on réalise les essais, l'éprouvette se déforme plastiquement et change sa géométrie comme montré sur la Figure 2-12. Dans la configuration non déformée, l'ouverture de l'éprouvette est mesurée au niveau de la ligne de charge alors qu'une fois l'éprouvette déforme plastiquement, les points de mesure d'ouverture ne sont plus alignés avec la ligne de

charge. Il faut donc corriger les ouvertures mesurées pour se replacer sur la géométrie initiale. La complaisance est égale au rapport entre l'ouverture et la force. La correction de rotation permet 1) de corriger l'ouverture du numérateur et 2) de corriger le bras de levier et donc la force utilisée au dénominateur dans le calcul de complaisance. Cette correction de rotation fait l'hypothèse d'une rotation rigide, qui s'est produite entre les deux parties de l'éprouvette séparées par la fissure (Figure 2-12).

Les normes listent les références utilisées sans les citer directement dans le texte. La première version de la norme ASTM a été écrite en 1999. On retrouve la même formule de rotation dans des travaux antérieurs réalisés en 1979 par Gray (Gray Jr, Loss and Menke, 1978). En fait, la formule correcte pour l'échantillon CT a d'abord été proposée par Loss (Loss, 1980). Il a supposé que la position du centre de rotation est située au centre du ligament non fissuré de l'éprouvette CT, mais aucune démonstration de ce choix n'a pu être trouvée. Cette position du centre de rotation a été recommandée par l'ASTM E1820 et l'ISO 12135. Mais on trouve seulement un schéma de principe dans l'ASTM E1820 (Figure 2-13).

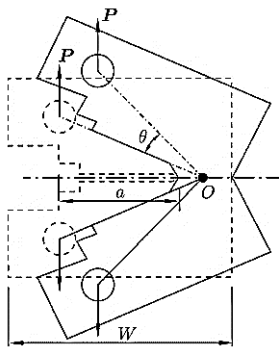


Figure 2-12 Schéma de rotation de l'éprouvette CT

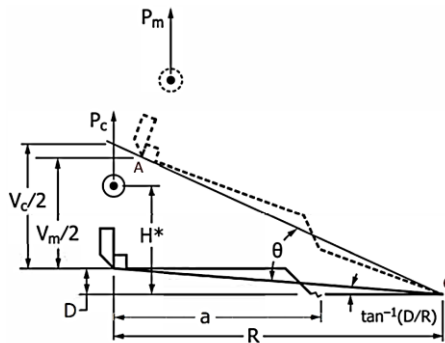


Figure 2-13 Schéma de correction de rotation dans ASTM E1820

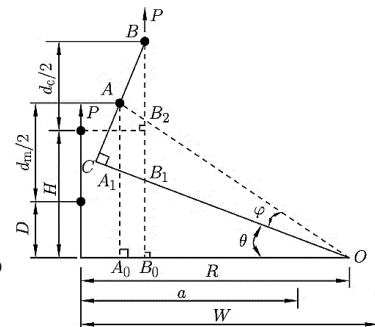


Figure 2-14 Schéma de correction de rotation proposé par Chen et al. (Bao and Cai, 2011)

Pour obtenir la correction de rotation, Loss a considéré que, au fur et à mesure de la déformation plastique de l'éprouvette et/ou de la propagation de fissure, la rotation entraîne un raccourcissement du bras de levier de la charge appliquée et une diminution de la déviation de la jauge à clip. Donc, la complaisance mesurée C_m et la complaisance corrigée C_c sont définies comme

$$C_m = \frac{V_m}{P_m}; C_c = \frac{V_c}{P_c} \quad (2-38)$$

où V_m est le *CMOD* (Crack Mouth Open Displacement) mesuré suivant la ligne de chargement initiale. P_m est la charge mesurée. V_c est la valeur corrigée de V_m . P_c est la valeur corrigée de P_m .

Joyce et al. (Joyce and Link, 1995) ont fait une démonstration avec l'éprouvette SENT (Single Edge Notched Tension) avec le même schéma que l'ASTM E1820 (Figure 2-13). Ils font l'hypothèse de l'égalité du moment avant et après la rotation comme suit :

$$P_m \cdot (R \cos \theta - H \sin \theta) = P_c \cdot R \quad (2-39)$$

Donc,

$$\frac{P_c}{P_m} = \cos \theta - \frac{H}{R} \sin \theta \quad (2-40)$$

D'après la Figure 2-13, on a :

$$D + \frac{V_c}{2} = R \tan \left(\theta + \arctan \left(\frac{D}{R} \right) \right) \quad (2-41)$$

En éliminant les petits termes,

$$\frac{V_c}{2} = R \tan \theta \quad (2-42)$$

D'autre part,

$$D + \frac{V_m}{2} = \sqrt{D^2 + R^2} \sin \left(\theta + \arctan \left(\frac{D}{R} \right) \right) \quad (2-43)$$

En éliminant les petits termes,

$$\frac{V_m}{2} = R \sin \theta + D \cos \theta - D \quad (2-44)$$

Donc, la correction pour la mesure de *CMOD* est

$$\frac{V_c}{V_m} = \frac{R \tan \theta}{R \sin \theta + D \cos \theta - D} \quad (2-45)$$

Et donc,

$$\frac{V_c}{V_m} = \frac{1}{\cos \theta - \frac{D \tan \theta}{2R}} \quad (2-46)$$

Et finalement, la correction pour la complaisance est

$$\frac{C_c}{C_m} = \frac{P_m}{P_c} \cdot \frac{V_c}{V_m} = \frac{1}{\left(\cos \theta - \frac{H}{R} \sin \theta \right) \left(\cos \theta - \frac{D}{2R} \tan \theta \right)} \quad (2-47)$$

qui a une différence avec l'expression dans les normes ASTM E1820 et ISO 12135 indiquée à l'équation (2-14). On note que le passage de (2-46) à (2-47), Joyce et al. ont négligé les petits termes. Selon l'étude de Chen et al. (Bao and Cai, 2011), la démonstration de Joyce et Link a négligé l'effet de D . Chen et al. expliquent que les simplifications de Joyce et Link ne sont pas

suffisamment justifiées. Cravero et al. (Cravero and Ruggieri, 2007) ont fait la même démonstration avec un schéma comme sur la Figure 2-15 qui présente la rotation d'une éprouvette SENT. On n'observe pas de grande différence avec la rotation de l'éprouvette CT.

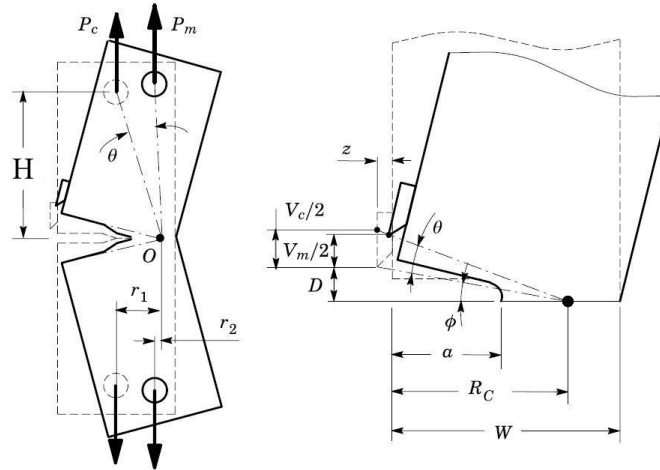


Figure 2-15 Schéma de rotation de l'éprouvette SENT (Cravero and Ruggieri, 2007)

Chen et al. (Bao and Cai, 2011) ont proposé une autre méthode pour la correction de rotation qui ne nécessite pas de faire les deux hypothèses de Joyce. De plus, ils considèrent que la valeur de la charge P au point de chargement reste inchangée et qu'il n'est donc pas nécessaire de la corriger. La complaisance mesurée C_m et la complaisance corrigée C_c peuvent être définies comme illustrées sur la Figure 2-14.

$$C_m = \frac{d_m}{P} ; C_c = \frac{d_c}{P} \quad (2-48)$$

En utilisant les relations géométriques définies dans la Figure 2-14, le $CMOD$ mesuré d_m est

$$\frac{d_m}{2} = D(\cos\theta - 1) + R\sin\theta \quad (2-49)$$

En revanche, le $CMOD$ corrigé d_c est défini comme le déplacement vertical d'un point de chargement qui est différent que celui des normes.

$$\frac{d_c}{2} = H(\cos\theta - 1) + R\sin\theta \quad (2-50)$$

Donc, le rapport entre la complaisance mesurée et corrigée est

$$\frac{C_c}{C_m} = \frac{H/R(\cos\theta - 1) + \sin\theta}{D/R(\cos\theta - 1) + \sin\theta} = \frac{1 - \frac{H}{R} \tan\left(\frac{\theta}{2}\right)}{1 - \frac{D}{R} \tan\left(\frac{\theta}{2}\right)} \quad (2-51)$$

Cette formule a été adoptée par l'ISO 12135 dans sa version de 2021. Une comparaison de l'ISO 12135 de 2016 (même équation que celle de l'ASTM E1820), l'ISO 12135 de 2021 et le résultat de Joyce et al. est tracée sur la Figure 2-16 (a). La complaisance corrigée par la formule de version 2016 (ou de l'ASTM E1820) est plus grande que la complaisance mesurée. En

revanche, la complaisance corrigée par la formule de version 2021 est plus petite que la complaisance mesurée. Le résultat de Joyce et al. coïncide avec la courbe de l'ISO 12135 de version 2016 et l'ASTM E1820, même s'il y a une petite différence entre leurs équations. La nouvelle formule de l'ISO 12135 (version 2021) apparaît donc comme non fiable. De ce fait, la formule de ASTM E1820 sera utilisée dans les essais de ténacité de cette thèse.

À part la formule de correction de rotation, la position de centre de rotation joue aussi un rôle important dans la correction de rotation. L'étude de Cravero et al. (Cravero and Ruggieri, 2007) sur les éprouvettes SENT a montré que la position de centre de rotation est fortement influencée par l'écroûissage quand la longueur de fissure est petite ($a/W = 0,2$). Mais cet effet est négligeable quand la fissure est long ($a/W = 0,5$). Pour trouver le centre de rotation, Chen et al. ont fait des calculs numériques en utilisant une éprouvette CT standard avec une loi de comportement élasto-plastique de type Ramberg-Osgood en considérant différentes valeurs du coefficient d'écroûissage. Ils ont trouvé que le centre de rotation n'est pas au milieu du ligament mais plus proche de la pointe de fissure comme représenté sur la Figure 2-16 (b). On voit aussi qu'il n'y a pas d'effet du coefficient d'écroûissage sur la position du centre de rotation. Ensuite, ils ont construit une formule pour calculer la position du centre de rotation en utilisant une régression polynomiale. Donc,

$$r_p = \sum_{i=1}^6 k_i \left(\frac{a}{W}\right)^i, \text{ avec } r_p = \frac{Rb}{a^2} \quad (2-52)$$

où $k_0 = 150,1554$, $k_1 = -1427,62$, $k_2 = 5712,63$, $k_3 = -12131,87$, $k_4 = 14357,5$, $k_5 = -8967,939$ et $k_6 = 2309,53$.

En se basant sur les nouvelles formules, Chen et al. ont proposé l'expression suivante pour estimer la longueur de fissure à partir de la complaisance :

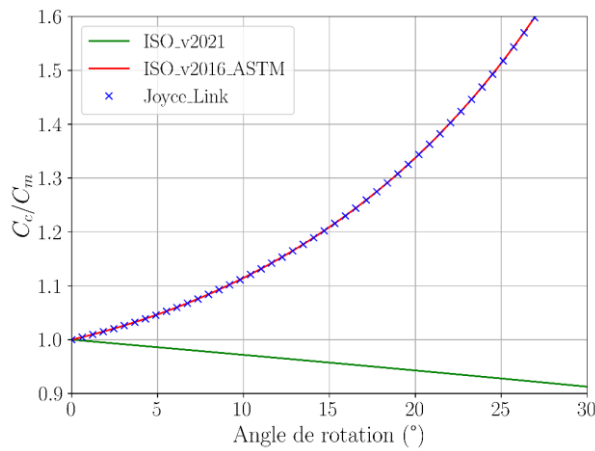
$$\frac{a}{W} = 1,0445 + \left(0,024702 \frac{D}{W} - 0,0097287\right) \sin\theta + \left(\left(0,62804 - 1,6314 \frac{D}{W}\right) \sin\theta - 4,9446\right) U_c \quad (2-53)$$

avec $U_c = ((BEC_c)^{0,5} + 3)^{-1}$. On note que cette expression (2-53) est différente que celle de l'ISO et l'ASTM E1820. Les résultats pour trois aciers différents présentent une erreur relative inférieure à 0,5% pour une fissure de longueur $0,6 \leq a_0/W \leq 0,8$.

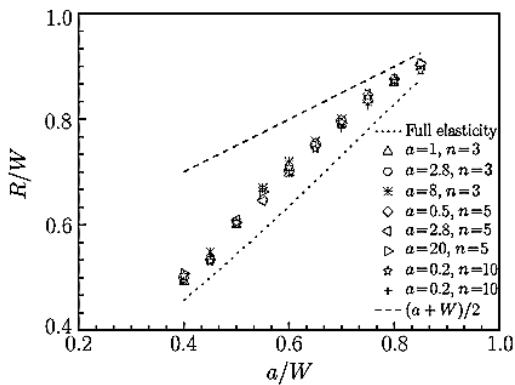
Par ailleurs, Saxena A et al. (Saxena and Hudak, 1978) ont proposé une autre expression de rayon de rotation :

$$\frac{R}{W} = \sum_{i=1}^5 k_i \left(\frac{a}{W}\right)^i \quad (2-54)$$

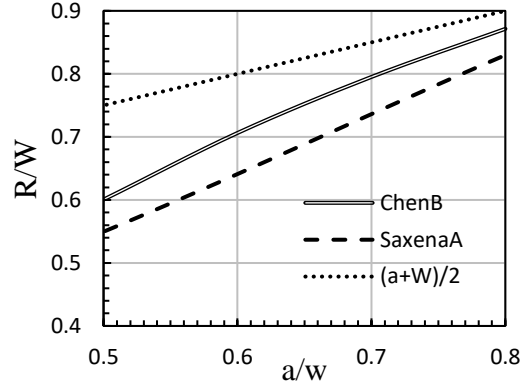
où $k_0 = -0,0995314$, $k_1 = 3,02437$, $k_2 = -7,95768$, $k_3 = 13,546$, $k_4 = -10,6274$ et $k_5 = 3,1133$.



(a) Comparaison de correction de rotation dans l'ISO 12135, l'ASTM E1820 et Joyce et al. (Joyce and Link, 1995)



(b) Rayon de rotation selon des simulations avec différents matériaux (Bao and Cai, 2011)



(c) Rayon de rotation pour les normes et les littératures (Saxena and Hudak, 1978)

Figure 2-16 Correction de rotation et évolution de rayon de rotation R/W

La différence entre Chen et Saxena est présentée dans la Figure 2-16 (c). Le centre de rotation de ces deux méthodes est plus proche du front de fissure que la position préconisée par la norme. Une vérification de la position du centre de rotation des éprouvettes CT sera effectuée avec des calculs par éléments finis dans le chapitre 7.

2.2 Effet de taille et de l'épaisseur sur la ténacité

Ono et al. (Ono, Kasada and Kimura, 2004) ont testé un acier ferritique-martensitique en utilisant des éprouvettes CT de différentes géométries : 1T-1CT, 1/2T-1CT, 1/2CT et 1/4CT comme présentées dans le Tableau 2-3. Un exemple de géométrie de l'éprouvette CT est présenté sur la Figure 2-17 (d). L'évolution de la charge appliquée en fonction du déplacement de la ligne de charge de ces éprouvettes est montrée dans la Figure 2-17 (a). Les courbes force-

ouverture montrent une propagation stable de fissure pendant l'essai. L'effet de la réduction de l'épaisseur de l'éprouvette sur la ténacité à la rupture J est montré dans la Figure 2-17 (b). La ténacité à l'amorçage augmente quand l'épaisseur de l'éprouvette diminue. Une explication possible de ces résultats est que l'état de contrainte plane devient prédominant quand l'épaisseur de l'éprouvette diminue, et la taille de la zone plastique à la pointe de la fissure augmente près des surfaces latérales de l'éprouvette. Étant donné que l'énergie consommée par la déformation plastique a augmenté, la ténacité a également augmenté. Mais cette augmentation est faible.

Tableau 2-3 Dimensions des éprouvettes CT de l'acier ferritique-martensitique (Ono, Kasada and Kimura, 2004)

Éprouvette	Largeur, W	Épaisseur, B_0	Longueur de fissure initiale, a_0	Longueur de pré-fissure par fatigue, da_0
1T-1CT	50,8	24,0	29,60	2,5
1/2-1CT	50,8	12,7	29,60	2,5
1/2 CT	25,4	12,7	14,70	2,0
1/4 CT	12,7	6,35	7,85	1,5

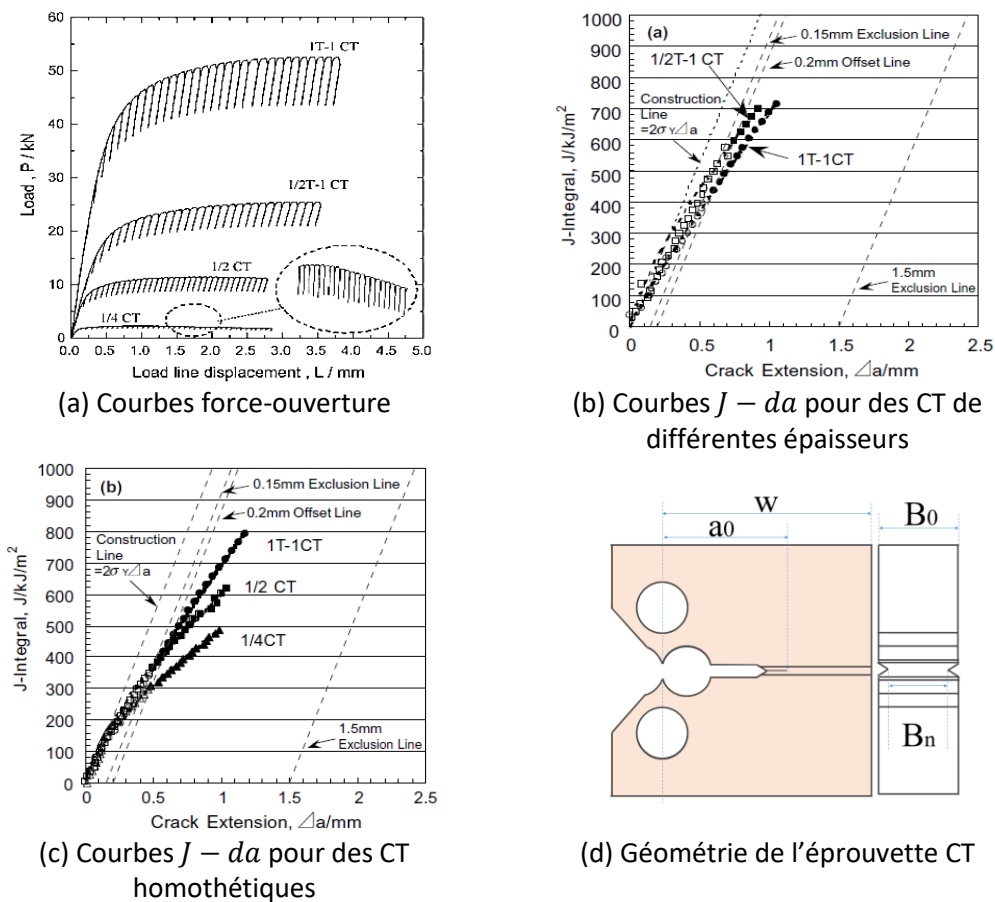


Figure 2-17 Résultats des essais de ténacité avec éprouvettes CT de différents taille de l'acier ferritique-martensitique (Ono, Kasada and Kimura, 2004)

Dans cette étude, l'effet de la miniaturisation proportionnelle sur la ténacité des éprouvettes CT a été étudié. La Figure 2-17 (c) présente les courbes $J - da$. On peut observer que la ténacité diminue lorsque la taille des éprouvettes est réduite proportionnellement. Cela peut être expliqué par la taille du ligament restant. En effet, lorsque la taille de la zone plastique devient grande devant le ligament non fissuré, un changement dans le mode de rupture se produit. Les auteurs expliquent la chute de ténacité des plus petites éprouvettes par le développement d'une plasticité généralisée pouvant conduire à la ruine plastique de l'éprouvette (instabilité et diminution de la ténacité apparente J_{IC}).

Seok et al. (Seok and Kim, 2002) ont étudié l'effet de la configuration des éprouvettes en utilisant trois ensembles d'éprouvettes : (a) des CT homothétiques avec le même rapport de $B_0/W = 0,5$ pour étudier l'effet de la taille de l'éprouvette, (b) des CT de largeur (W) constante mais d'épaisseurs (B_0) différentes pour étudier l'effet de l'épaisseur de l'éprouvette et (c) des CT présentant la même épaisseur (B_0) mais des largeurs (W) différentes pour étudier l'effet de la section (surface colorée sur la Figure 2-17 (d)) de l'éprouvette. La ténacité J augmente avec la section de l'éprouvette. Cependant, une influence relativement faible a été observée en fonction du changement de l'épaisseur et de la taille de l'éprouvette dans le domaine de dimension étudié et pour la ténacité des aciers SA515 Gr.60, SA516 Gr.70 et SA240 TP304.

Lucon et al. (Lucon and Scibetta, 2008) ont étudié l'application des mini-éprouvettes CT des aciers ferritiques (22NiMoCr37, 18MND5, A106, A533B et JSPS) pour déterminer la ténacité du matériau. Ils ont observé que les mini-éprouvettes CT avec une épaisseur de 4,15 mm sous-estiment systématiquement la ténacité en comparant avec les valeurs mesurées avec les éprouvettes 1T-1CT ($B_0 = 20 \text{ mm}$). Une fonction empirique de correction sous forme de

$$J_{1T-CT} = J_{mCT} + \alpha J_{mCT}^{\beta} \quad (2-55)$$

Les paramètres α et β sont déterminés par une régression linéaire telle que $\alpha = 0,0013$ et $\beta = 2,0586$. Cette relation permet d'obtenir une estimation de la ténacité du matériau sur la base des résultats du test mini-éprouvette CT avec une précision de l'ordre de 34 % au niveau de confiance de 95 %. On note que la formule (2-55) n'est évidemment valable que pour les géométries (standard et mini) employées.

2.3 Méthode de travail essentiel de rupture

La méthode de travail essentiel de rupture (EWF) permet de caractériser la résistance à l'amorçage sur un produit mince. Elle consiste à réaliser des essais de traction sur des

éprouvettes plates à double entaille avec des épaisseurs et des longueurs de ligament variables. L'énergie de rupture est ensuite calculée en fonction de ces deux grandeurs géométriques et extrapolée pour une éprouvette hypothétique de dimension nulle permettant la séparation du travail de rupture et du travail dissipé plastiquement. Dans la suite, ce type d'éprouvette sera noté par son acronyme anglais DENT (Double Edge Notched Tension), voir Figure 2-18. La sollicitation de traction crée, dans le ligament, une région qui se plastifie. Selon Broberg K. (Broberg, 1975), cette région est composée d'une région d'endommagement et de rupture dans le ligament (i.e. Fracture Process Zone) et entourée d'une région plastique qui est nécessaire pour accommoder la déformation imposée. Pour un matériau ductile, la région plastique est plus grande que la région d'endommagement/rupture. Le travail essentiel est supposé être proportionnel à la section initiale de ligament $l_0 t_0$ car on considère que celui-ci est réalisé dans la « fracture process zone » qui a une longueur l_0 , une épaisseur t_0 et une hauteur négligeable (Cotterell and Reddel, 1977). De l'autre côté, le travail non essentiel est supposé être proportionnel à $l_0^2 t_0$ car on considère que la zone plastique est circulaire de diamètre l_0 et de l'épaisseur t_0 . D'où, si on définit le travail essentiel spécifique comme w_e et le travail non essentiel comme w_p , le travail total est

$$W_f = l_0 t_0 w_e + l_0^2 t_0 w_p \quad (2-56)$$

Et le travail total spécifique (normalisé par la section $l_0 t_0$) est

$$w_f = w_e + l_0 w_p \quad (2-57)$$

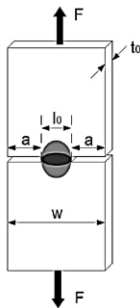


Figure 2-18 Schéma de traction de l'éprouvette DENT

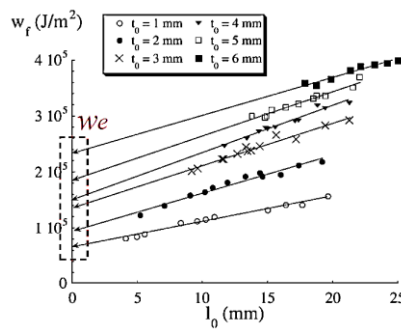


Figure 2-19 Évolution de w_f en fonction de l_0 pour différentes épaisseurs (Pardoen, Marchal and Delannay, 1999)

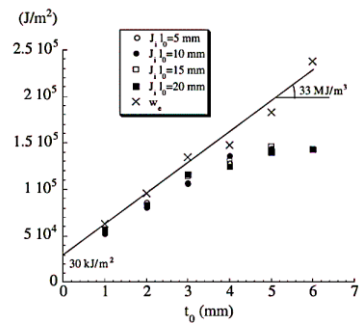


Figure 2-20 Évolution de w_e en fonction de t_0 (Pardoen, Marchal and Delannay, 1999)

On obtient une relation linéaire. Evidemment, le travail essentiel spécifique peut être obtenu par une régression linéaire si on fait une mesure de travail total spécifique pour une série d'éprouvettes DENT de différentes longueurs de ligament. Cependant, pour qu'une telle linéarité s'applique, la régression doit être effectuée pour des longueurs de ligaments suffisamment importantes afin de garantir que toutes ces éprouvettes présentent

globalement le même état de contrainte à travers du ligament. Marchal et al. (Marchal, Walhin and Delannay, 1997) ont proposé une longueur égale à 3-5 fois l'épaisseur. Mais leurs études montrent aussi une limite maximale d'un tiers de largeur totale ($W_{DENT}/3$).

Pardoen T. et al (Pardoen, Marchal and Delannay, 1999) a appliqué la méthode EWF à l'aluminium 6082-T0. Les dimensions des éprouvettes DENT sont présentées dans le Tableau 2-4. Pour chaque groupe d'épaisseur, les valeurs de w_f sont tracées en fonction de l_0 . Les travaux essentiels spécifiques w_e sont ensuite obtenus par les ordonnées à l'origine des lignes des régressions linéaires comme sur la Figure 2-19. L'évolution des w_e est ensuite reportée et tracée en fonction de l'épaisseur t_0 comme présenté sur la Figure 2-20. w_e est ensuite comparée avec l'évolution de J qui est définie par Rice (Rice, 1968) selon la formule ci-dessous.

$$J_{DENT} = \frac{K_{DENT}^2}{E} + \frac{l_0}{t_0} \left(2 \int F du_p - Fu_p \right) \quad (2-58)$$

avec F est la force de traction, u_p est le déplacement plastique et

$$K_{DENT} = \frac{F \sqrt{\frac{\pi a_0}{2w_0}}}{t_0 \sqrt{w_0} \sqrt{1 - \frac{a_0}{w_0}}} \left[k_0 + k_1 \left(\frac{a_0}{w_0} \right) + k_2 \left(\frac{a_0}{w_0} \right)^2 + k_3 \left(\frac{a_0}{w_0} \right)^3 + k_4 \left(\frac{a_0}{w_0} \right)^4 \right] \quad (2-59)$$

où $k_0 = 1,122$, $k_1 = -0,561$, $k_2 = -0,205$, $k_3 = 0,471$, $k_4 = 0,19$, a_0 est la longueur de fissure initiale et w_0 est la moitié de largeur initiale.

Des valeurs similaires sont obtenues avec cette comparaison sauf pour les épaisseurs les plus grandes (voir la Figure 2-20). Le travail essentiel spécifique w_e fournit donc une mesure équivalente de la ténacité pour des plaques avec faibles épaisseurs.

Tableau 2-4 Dimensions de l'éprouvette DENT de Pardoen (Pardoen, Marchal and Delannay, 1999)

Épaisseur t_0 (mm)	Ligament l_0 (mm)	Nombre
6	17-25	8
5	14-22	11
4	12-22	10
3	9-20	13
2	5-19	12
1	4-20	11

Cependant, à grande épaisseur, le domaine de validité de la méthode EWF, c'est-à-dire le domaine dans lequel toutes les éprouvettes présentent le même état de contrainte à travers le ligament, n'est plus satisfait : la linéarité d'EWF n'est plus observée (par exemple, le ligament doit être suffisamment grand pour confiner la région plastique dans la zone centrale de l'éprouvette comme la Figure 2-18). Cela conduit à une incertitude sur les valeurs de

régression linéaire. D'autre part, à faible épaisseur, la fissure s'amorce au voisinage du fond d'entaille et la striction ne présente pas de grande différence entre l'entaille et le centre de ligament. Au fur et à mesure de l'augmentation de l'épaisseur, la zone d'amorçage de la fissure se décale de l'entaille vers le centre du ligament. À cause de la grande triaxialité des contraintes pour les fortes épaisseurs, la fissure se propage avant la striction complète. Et donc, la striction au fond de l'entaille est plus faible par rapport à la striction au centre de ligament (Figure 4 (a) dans (Pardoen, Marchal and Delannay, 1999)). Finalement, la méthode EWF leur a permis de séparer le travail pour l'endommagement (w_e) et le travail pour la striction localisée (w_p). Le travail essentiel spécifique w_e caractérise une valeur de ténacité équivalente à l'intégrale de J .

2.4 Métallurgie du 316L(N)

L'acier inoxydable austénitique à faible teneur carbone allié à l'azote est un matériau de structure candidat pour les réacteurs nucléaires de quatrième génération. L'acier inoxydable austénitique de type AISI 316L(N) de qualité nucléaire contenant environ 800 ppm d'azote est considéré en raison de sa meilleure résistance à la corrosion, de sa bonne soudabilité et de ses propriétés mécaniques adéquates à haute température. Il est envisagé pour la fabrication de nombreux composants tels que la cuve principale et ses internes ainsi que les échangeurs intermédiaires, les générateurs de vapeur, etc. Un exemple de la famille d'acier AISI 316 est illustré à la Figure 2-21 (Rieth *et al.*, 2004).

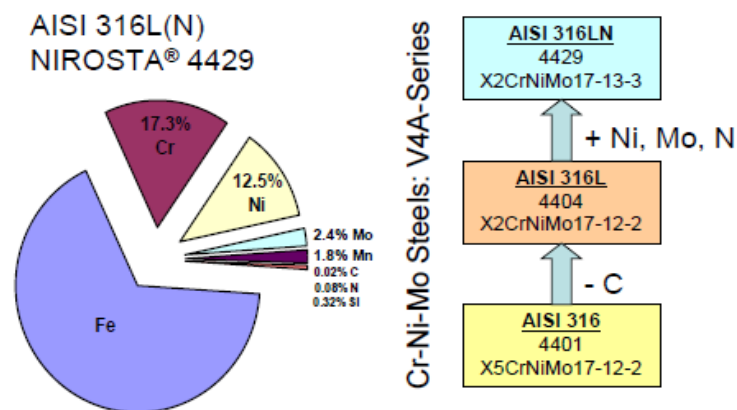


Figure 2-21 La famille de l'acier AISI 316 (Rieth *et al.*, 2004)

De plus, les aciers inoxydables austénitiques sont susceptibles de vieillissement à des températures élevées (600-1000°C). La microstructure de l'acier 316L(N) dans l'état de réception est illustrée sur la Figure 2-22 (a et b) (Padilha and Rios, 2002). On trouve des macles et quelques inclusions de taille micronique. En revanche, après un vieillissement de 85000

heures à 600°C, les précipitations se sont formées principalement aux joints de grains et le long de la direction de laminage (voir la Figure 2-22 (c et d)).

La formation et la nature des précipitations dans les aciers inoxydables austénitiques AISI 316 ont été étudiées (Rieth *et al.*, 2004). Les carbures $M_{23}C_6$ sont les premières phases qui se forment aux joints de grains pendant le vieillissement (voir la Figure 2-23) où M représente un élément métallique (Cr, Fe, Mo et Ni). Il existe plusieurs diagrammes TTT (Température Temps Transformation) dans la littérature. Mais ils sont relativement cohérents avec la Figure 2-23. Initialement, les carbures sont constitués d'une plus grande quantité de Fe qui est généralement remplacé par le Cr et le Mo au cours du vieillissement. Une composition typique est $(Cr_{16}Fe_5Mo_2)C_6$. Pour l'étude de Rieth *et al.*, le matériau présente une teneur en carbone de 200 ppm et à 600°C la solubilité du carbone en équilibre avec les carbures $M_{23}C_6$ est d'environ 4 ppm. Par conséquent, à 600 °C, presque tout le carbone est éliminé de la matrice en précipitant sous forme de carbures $M_{23}C_6$. Les sites de précipitation les plus favorables sont les joints de grains suivis des macles et des dislocations. La présence d'azote inhibe ou retarde la formation des carbures $M_{23}C_6$. Ainsi, à 600°C avec le présent matériau, la formation des carbures intergranulaires commence après quelques centaines d'heures et la formation de carbures intragranulaires prend 1000 heures et plus (Rieth *et al.*, 2004).

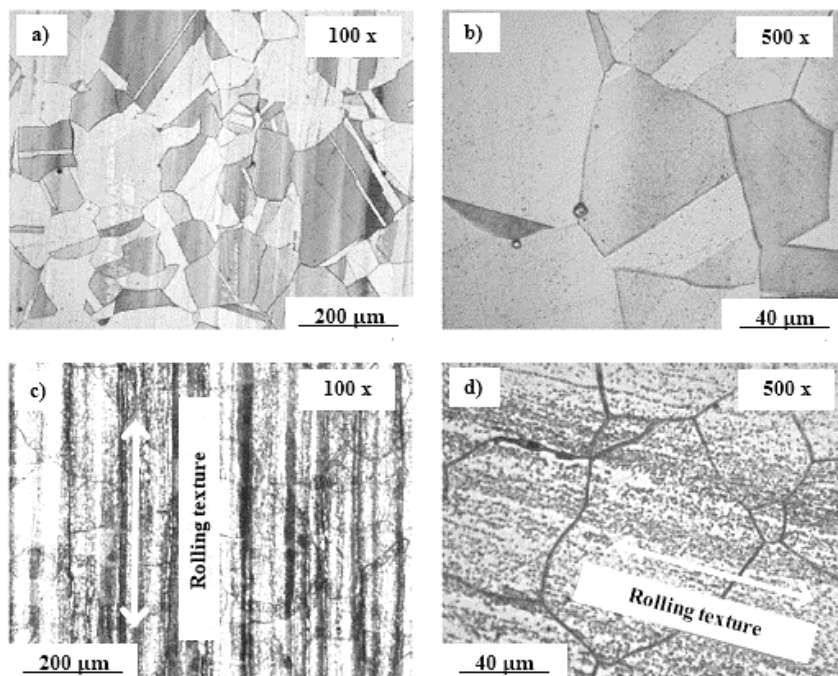


Figure 2-22 Microstructure de l'acier 316 : (a)(b) état livré ; (c)(d) état vieilli de 85000 h à 600 °C (Padilha and Rios, 2002)

En plus de la précipitation de carbures, des phases intermétalliques sont formées lors du vieillissement à plus longs termes (en particulier à des températures plus élevées). En dessous de 800°C, la précipitation $M_{23}C_6$ est généralement suivie d'une précipitation de la phase de Laves. Dans le cas de l'acier austénitique 316L(N), une phase de Laves, typiquement Fe_2Mo , commence à se former après un vieillissement à 600°C pendant environ 10000 heures d'abord aux joints de grains et enfin à l'intérieur des grains. La dernière phase à apparaître est la phase de sigma. Elle a une cinétique très lente lors de la formation à partir de l'austénite comme pour un vieillissement d'environ 10000 heures à 600°C. Mais la formation de phase de sigma à partir de la ferrite est environ 100 fois plus rapide (Rieth *et al.*, 2004). C'est une autre raison pour laquelle la δ -ferrite est indésirable dans les aciers austénitiques. La composition de la phase de sigma dans les aciers 316L(N) peut être approximée par $(Fe, Ni)_3(Cr, Mo)_2$ ou en pourcentage de poids : 55Fe-29Fe-11Mo-5Ni. La phase de sigma précipite principalement sur les joints de grains et sur les inclusions intragranulaires.

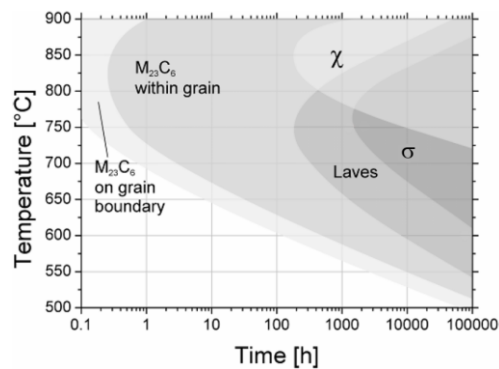
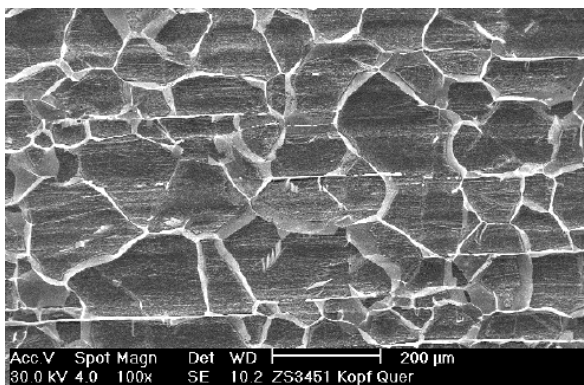


Figure 2-23 Diagramme de phases pendant le traitement thermique sur l'acier 316L(N) (Rieth *et al.*, 2004)



(a) Joints de grains avec la phase de sigma après l'attaque chimique



(b) Phase de sigma après un vieillissement à 600°C pendant 85000 h

Figure 2-24 Précipités dans l'acier 316 (Rieth *et al.*, 2004)

Étant donné que la phase de sigma est enrichie en Cr et Mo, elle est la plus résistante aux acides et peut être observée assez clairement après l'attaque chimique. Un exemple est donné sur la Figure 2-24 (a) où les joints de grains sont encore visibles après l'attaque chimique de surface en raison de la grande quantité de formation de la phase de sigma. Une grande quantité de précipitations de la phase de sigma après 85000 heures à 600 °C conduit finalement, selon les auteurs, à une forme eutectoïde aux joints de grains et à l'intérieur des grains comme le montre la Figure 2-24 (b).

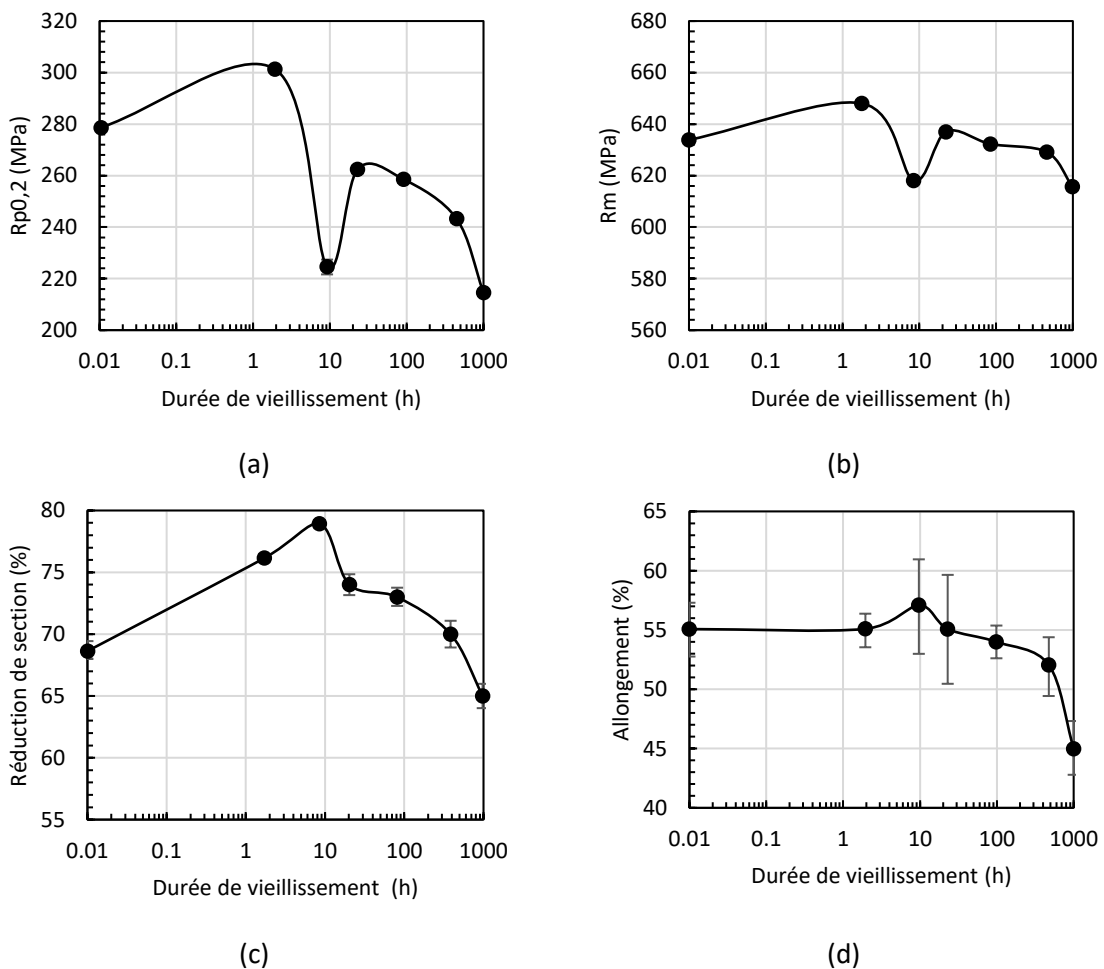


Figure 2-25 Effet du vieillissement sur $R_{p0,2}$, R_m , la réduction de section et l'allongement total de l'acier 316L(N) (retracé à partir de Shankar et al., 1999)

L'azote en solution solide a une influence remarquable sur la résistance à la traction et au fluage de l'acier 316L (Simmons, 1996). L'effet de l'azote a été signalé comme étant beaucoup plus prononcé sur la résistance à la traction (R_m) que sur la limite d'élasticité ($R_{p0,2}$). L'ajout d'azote augmente le taux d'érouissage, ce qui entraîne une déformation plus uniforme avant l'instabilité plastique. Il en résulte une augmentation de la ductilité totale avant rupture (Garbarz and Pickering, 1988).

Shankar et al. (Shankar *et al.*, 1999) ont effectué des études sur les propriétés de traction à température ambiante avec la microstructure des aciers 316L(N) vieillis à 850°C pendant différentes durées (2, 10, 25, 100, 500 et 1000 heures). Les changements microstructuraux suivants se produisent : (1) formation de clusters de $Cr - N$; (2) précipitations intragranulaires de Cr_2N ; (3) précipitations intergranulaires de Cr_2N ; (4) précipitations de $M_{23}C_6$ et de la phase de χ (voir la Figure 2-23). Des éprouvettes de traction lisses ont été usinées à partir des plaques d'acier 316L(N) vieillis. Les essais de traction ont été effectués à une vitesse de déformation de $7,7 \times 10^{-3} s^{-1}$ à température ambiante. La Figure 2-25 montre les variations des propriétés conventionnelles $R_{p0,2}$, R_m , la réduction de section et l'allongement total avec le temps de vieillissement.

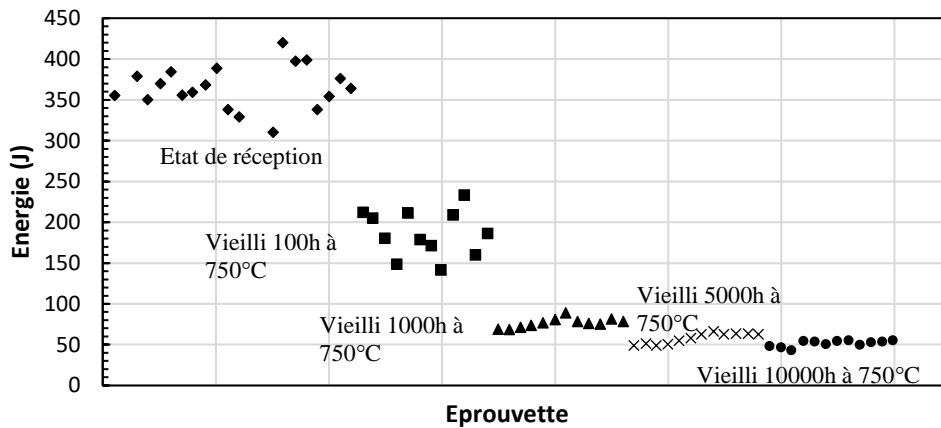


Figure 2-26 Évolution de l'énergie absorbée dans les essais de Charpy en fonction du temps de vieillissement à 750°C (Guery, A. et al., 2018)

En fonction du temps de vieillissement, l'évolution de la limite d'élasticité passe par un maximum. Pour les temps de vieillissement courts, l'augmentation de $R_{p0,2}$ est la conséquence de la ségrégation de l'azote qui ancre les dislocations. Selon les auteurs, la formation de clusters de $Cr - N$ dans les échantillons vieillis en 10 heures conduit à une diminution de $R_{p0,2}$ et à une augmentation de la ductilité en raison de la sortie de la solution solide de l'azote. Enfin, la germination progressive des Cr_2N intra-granulaires entraîne une ré-augmentation de $R_{p0,2}$ pour les vieillissements dépassant 25 heures. À partir de 100 heures, la formation de $M_{26}C_6$ / phase χ riche en Cr et Mo, appauvrit la matrice dans ces éléments, ce qui entraîne aussi un adoucissement. L'évolution de la résistance à la traction (R_m) est plus modérée que celle de $R_{p0,2}$ lors du vieillissement à 850°C. La diminution des éléments renforçants en solution solide a augmenté la ductilité en traction (réduction de section et allongement) lors du vieillissement jusqu'à 10 heures, tandis que la précipitation intra-granulaire et cellulaire de Cr_2N a diminué la ductilité après 10 heures.

Dans une caractérisation du matériau de notre étude réalisée par EDF (Guery, A. et al., 2018), de nombreux essais de résilience Charpy ont été réalisés sur l'acier 316L(N) vieilli à 750°C pour différentes durées (100, 1000, 5000 et 10000 heures). Comme le montre la Figure 2-26, la quantité d'énergie absorbée par le matériau lors de la rupture diminue en augmentant la durée du vieillissement. Une tendance à la saturation est observée à partir de 5000 heures de vieillissement.

2.5 Conclusions

Dans ce chapitre, le déroulement et l'analyse d'un essai de ténacité sont d'abord présentés. Les spécifications et les formules des normes ISO 12135 et la norme ASTM E1820 sont comparées. Les différences entre les deux normes sur l'évaluation de J , la pente d'émoussement, et la correction de rotation conduisent à des valeurs différentes pour $J_{0,2}$. La valeur de la pente d'émoussement ainsi que la correction de rotation jouent le rôle le plus important.

L'effet de la taille (éprouvettes homothétiques) et de l'épaisseur sont ensuite étudiés. Il semble que ces effets dépendent du matériau.

La méthode du « travail essentiel de rupture » est ensuite présentée. Elle permet de calculer la ténacité sur des produits relativement minces grâce à des essais plus simples que les essais sur CT.

Finalement, l'effet du vieillissement sur les propriétés de l'acier 316L(N) est présenté. Les précipités, en particulier les $M_{23}C_6$, les phases de Laves et sigma, conduisent à un changement important des valeurs de $R_{p0,2}$ et R_m , de la ductilité et de la résilience.

Chapitre 3

Matériaux de l'étude

Sommaire

3.1	Caractérisations microstructurales de l'acier 316L(N)	48
3.2	Métallurgie de l'acier 316L(N)	50
3.3	Conclusions	59

3. Matériaux de l'étude

3.1 Caractérisations microstructurales de l'acier 316L(N)

Ce chapitre est dédié à la caractérisation microstructurale de l'acier inoxydable austénitique 316 à basse teneur en carbone et à azote contrôlé, noté 316L(N). Il s'agit d'une plaque épaisse élaborée et mise en forme par forgeage par la société Aubert & Duval (A&D). L'acier a été élaboré dans un four électrique à arc suivi par un affinage en poche chauffante (VOD). Le lingot a ensuite subi une gamme de forgeage à chaud comportant différentes étapes de forgeage comme indiqué dans le Tableau 3-1 (AREVA, 2015). Les différentes opérations permettent d'arriver à une ébauche de forge ovalisée de diamètres 2090 mm et 2330 mm pour une hauteur de 395 mm. La dernière opération d'ovalisation permet de dégager de la matière en périphérie du galet pour la réalisation des essais de recette. La direction principale de corroyage est la direction circonférentielle. À chaque étape de forge (refoulement et étirage) du Tableau 3-1, une chauffe de 1230°C est prévue. La température de fin de forgeage est de l'ordre de 870°C. À la suite du forgeage et afin d'homogénéiser la taille de grain, la tôle a subi une hypertrempe à l'eau après une austénitisation à 1065°C pendant 3h45min en suivant la Figure 3-1. Finalement, le matériau est livré en forme d'une plaque épaisse de diamètre 2000 mm et de l'épaisseur 350 mm, comme le montre la Figure 3-2. Cette plaque est référencée par le repère N09 selon la gestion de matière du CEA/SRMA. Les éprouvettes dans cette thèse sont préparées à partir du bloc X6a et X6b (indiqué en bleu sur la Figure 3-2).

Tableau 3-1 Gamme de forgeage de matériau de l'étude (AREVA, 2015)

Opération	Description	Dimension	Corroyage
1	Refoulement	H1500	
2	Etirage	Ø1000*H2500	1,66
3	Refoulement	H1500	
4	Etirage+chutage	Ø925*H2900	1,9
5	Refoulement	H1500	1,59
6	Refoulement	Ø1330*H1110	1,36
7	Refoulement	Ø1610*H750	1,47
8	Refoulement	Ø1880*H550	1,36
9	Refoulement	Ø2090*H475	1,16
10	Ovalisation	Ø2330/2090 *H395	1,2
	Corroyage total		10,75

Cette plaque épaisse a ensuite été découpée en blocs et caractérisée dans les laboratoires du CEA, d'EDF et d'AREVA (analyses chimiques, essais de traction, essais de Charpy, etc). Les résultats des analyses chimiques effectuées sur des blocs Y2 et Y3 ($450 \times 280 \times 350 \text{ mm}^3$) sont présentés dans le Tableau 3-2 (AREVA, 2015). On peut constater une bonne homogénéité globale de la composition chimique dans la zone analysée de la plaque épaisse, notamment une concentration en niobium 0,12% en valeur moyenne qui a le but de contrôler la taille de grain. La teneur en ferrite évaluée à partir du diagramme de Schaeffler modifié par Price et Andrews est inférieure à 1% (AREVA, 2015). La présence d'oxydes globulaires d'un diamètre de 50 μm environ est observée. La taille de grain est 125 μm à la périphérie et 180-250 μm au centre (AREVA, 2015). Les résultats des essais mécaniques sont présentés dans la Figure 3-3 (Vincent, 2009). Les caractéristiques mécaniques conventionnelles sont mesurées par des essais de traction avec des éprouvettes lisses ($R_{p0,2}$, R_m et allongement) et des essais de résilience avec des éprouvettes de Charpy (K_u pour des éprouvettes entaillées en forme de 'U' et K_v pour des éprouvettes entaillées en forme de 'V'). Les éprouvettes sont prélevées dans différents sens (S, L et T) dans les blocs X8a et X8b. Ils présentent une homogénéité acceptable dans le volume testé de la pièce. On constate que la gamme de fabrication conduit à une bonne isotropie des caractéristiques mécaniques dans le plan de la plaque.

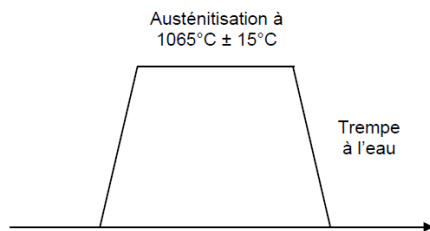


Figure 3-1 Traitement thermique pendant la fabrication

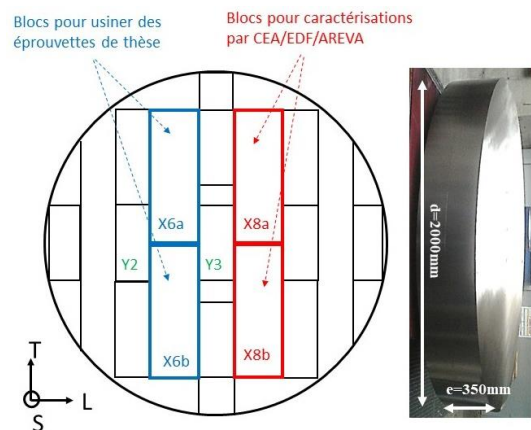


Figure 3-2 Matériau livré et le plan de découpage

Afin d'évaluer la robustesse de notre méthodologie, la démarche a été appliquée sur l'alliage à l'état de livraison (neuf) et sur un état vieilli. L'état vieilli du matériau est obtenu après passage en four à 750°C pendant 2000 h. Ce traitement réduit les propriétés mécaniques à rupture en favorisant la précipitation de carbures intragranulaires et intergranulaires. Dans la suite, l'état de livraison (neuf) est noté M1. L'état vieilli est noté M2.

Tableau 3-2 Composition chimique de bloc Y2 et Y3

Elément spécification	C (≤0,035)	Si (≤0,5)	Mn (1,6-2,0)	P (≤0,03)	S (≤0,015)	Cr (17-18)	Mo (2,3-2,7)	Ni (12,0-12,8)
Maximum	0,028	0,42	1,80	0,022	0,002	17,60	2,61	12,69
Moyenne	0,024	0,39	1,77	0,020	0,001	17,39	2,53	12,33
Minimum	0,019	0,38	1,67	0,017	0,001	17,18	2,41	12,00
Elément spécification	N (0,060-0,085)	Co (≤0,05)	Cu (≤1,0)	B (≤0,002)	Nb (≤0,14)	Ta (≤0,15)	Ti (-)	Al (-)
Maximum	0,080	0,03	0,09	0,0010	0,136			
Moyenne	0,074	0,03	0,08	0,0009	0,119	<0,01	<0,01	0,02
Minimum	0,062	0,03	0,08	0,0007	0,100			

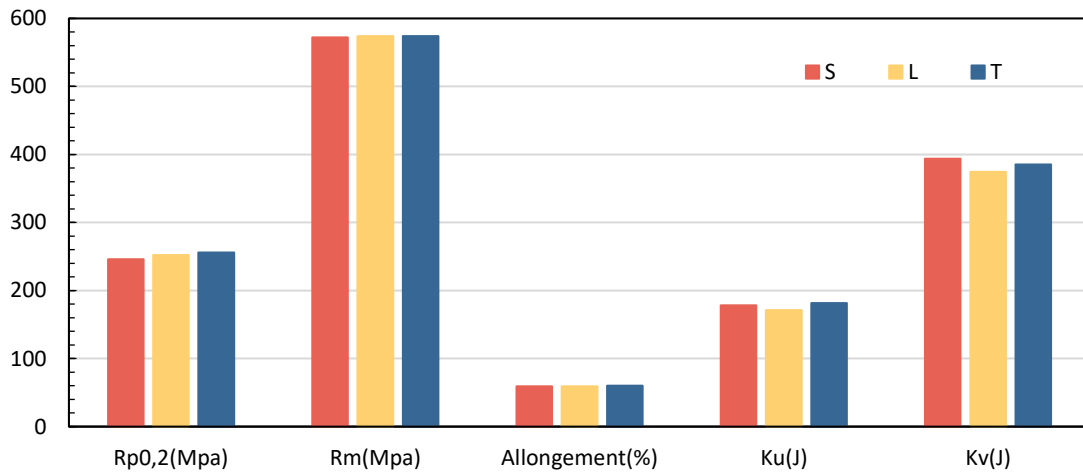


Figure 3-3 Résultats de caractérisation de matériau avec des éprouvettes prélevées dans différents sens (S, L et T)

3.2 Métallurgie de l'acier 316L(N)

Afin d'étudier la microstructure de l'acier 316L(N), des échantillons sont prélevés à proximité de la zone de prélèvement des éprouvettes puis polis dans une polisseuse de type Struers-Tegramin-20 (voir la Figure 3-4). Le processus de polissage est présenté dans le Tableau 3-3. Après le polissage, une attaque chimique est effectuée avec le réactif de Marble. Cette solution est composée par 80g le sulfate de cuivre, 400 ml acide chlorhydrique à 37% et 400 ml d'eau désionisée. Pour l'état vieilli (M2), l'attaque chimique est faite en 1 min afin de révéler les joints de grains. Une attaque de 20 secondes est suffisante pour l'état neuf (M1). Les échantillons sont observés par microscopie optique et puis par microscopie électronique à balayage (MEB).

La Figure 3-5 et la Figure 3-6 permettent d'observer les grains respectivement à l'état neuf (M1) et vieilli (M2). Globalement, il n'y a pas de différence remarquable sur la taille de grains. On observe des macles dans les deux états. Les joints de grains paraissent plus anguleux à l'état neuf (M1) et plus arrondis à l'état vieilli (M2). La plus grande sensibilité de l'état vieilli (M2) à l'attaque laisse présager d'une évolution chimique des joints de grains.

Tableau 3-3 Processus de polissage

Processus	Papier abrasif	Effort (N)	Temps (min)
1	68 μm	15	2
2	15 μm	15	3
3	9 μm	15	6
4	6 μm	15	4,5
5	3 μm	15	3
6	OP-S	15	1



Figure 3-4 Machine de polissage

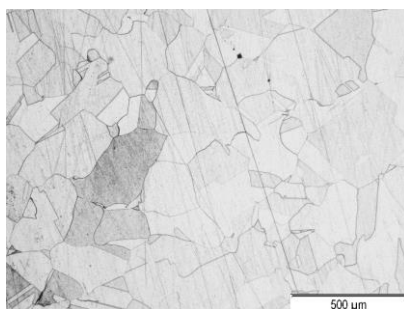


Figure 3-5 Micrographie à l'état neuf (M1)

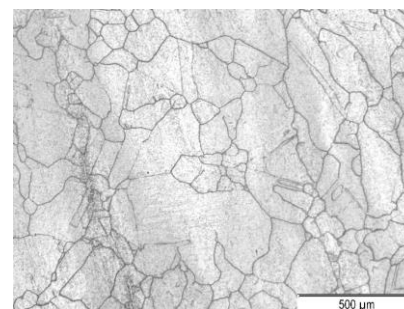
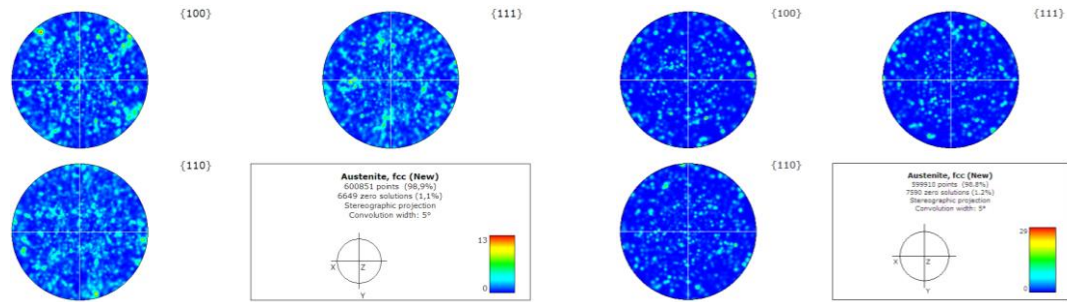


Figure 3-6 Micrographie à l'état vieilli (M2)

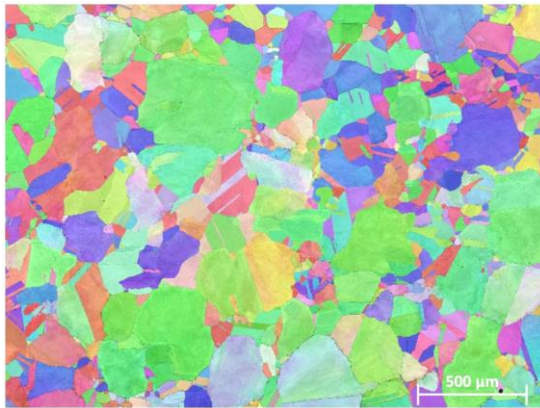
Des analyses EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) ont été réalisées avec le microscope électronique à balayage ZEISS EVO. Les zones analysées font une taille de $2519 \times 1918 \mu\text{m}^2$ (résolution $2,8 \mu\text{m}/\text{pixel}$). Quatre zones ont été analysées à l'état neuf (M1) et deux zones à l'état vieilli (M2). Les figures de pôles (voir la Figure 3-7 (a et b)) montrent que la structure du matériau à l'état neuf et à l'état vieilli est constituée de grains austénitiques (de structure cubique faces centrées). Les morphologies des grains sont isotropes. On n'observe pas de texture cristallographique marquée. Les cartographies d'orientation sont présentées dans la Figure 3-7 (c et d). Les distributions de taille de grain à deux états sont présentées dans la Figure 3-7 (e). Nous avons considéré les joints de grains de désorientation supérieurs à la valeur seuil de 60° pour identifier les macles de l'analyse. Le Tableau 3-4 résume les résultats de ces mesures. La taille moyenne des grains est $155 \mu\text{m}$ à l'état neuf (M1) et $170 \mu\text{m}$ à l'état vieilli (M2) qui sont un peu inférieures à celles obtenues par AREVA au centre de la plaque épaisse ($180\text{-}250 \mu\text{m}$). La dispersion autour de la taille moyenne est assez élevée, avec un

écart type de l'ordre 144 μm pour les deux états. On ne note pas de différence après vieillissement sur la distribution (voir la Figure 3-7 (e)). On peut retenir que 85% des grains ont une taille inférieure à 300 μm . Le traitement thermique de vieillissement n'affecte donc pas la structure de grains (Chen and Gan, 1986).

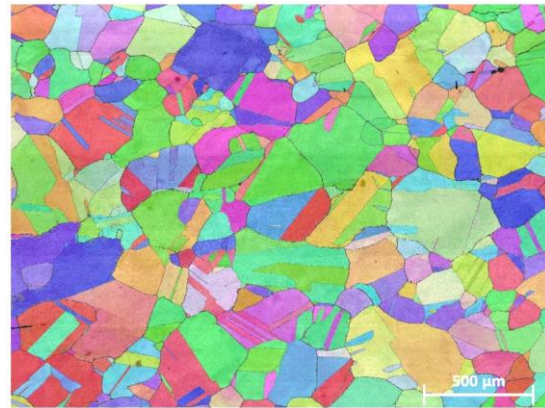


(a) Diagramme polaire à l'état neuf (M1)

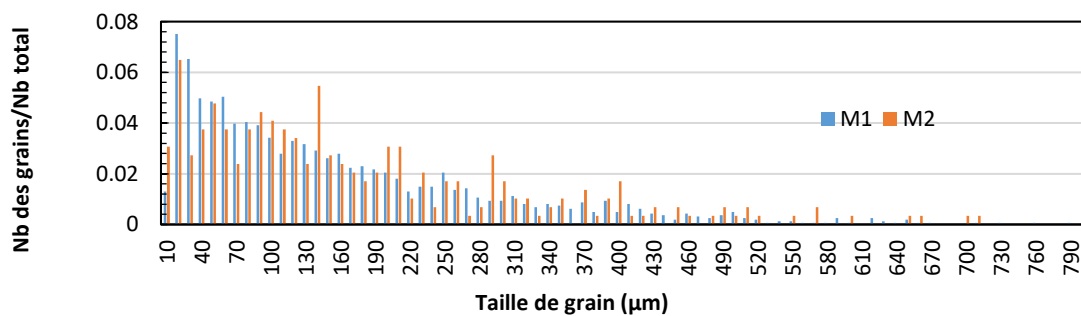
(b) Diagramme polaire à l'état vieilli (M2)



(c) Structure de grain à l'état neuf après EBSD



(d) Structure de grain à l'état vieilli après EBSD



(e) Distribution de taille des grains à l'état neuf (M1) et à l'état vieilli (M2)

Figure 3-7 Résultats d'analyse de grain au MEB

Tableau 3-4 Résumé des mesures de taille des grains

État	Nb grains	Taille de grain (μm)				
		Moyen	Médiane	Max	Min	Écart type
Neuf (M1)	770	154,5	173,9	813,5	9,1	145,0
Vieilli (M2)	293	169,5	131,3	707,5	7,0	143,8

L'état neuf (M1) comporte quelques inclusions de forme sphérique, de taille micronique pouvant aller jusqu'à une dizaine de microns de diamètre selon les images MEB obtenues en électrons secondaires (Figure 3-8). Des analyses chimiques sont effectuées sur ces inclusions. Cinq points (voir la Figure 3-8 (b)) sont choisis pour faire des microanalyses aux rayons X (EDX : Energy Dispersive X-ray spectroscopy), dont 2 points sur la matrice et 3 points sur l'inclusion. Les pourcentages en poids de chaque élément sont présentés sur la Figure 3-9. On voit une différence évidente entre la composition chimique de l'inclusion et la matrice. L'inclusion intragranulaire présente un enrichissement en oxygène, aluminium, magnésium et calcium par rapport à la matrice. Les résultats de cartographie en rayon X montrent la composition de l'inclusion (voir la Figure 3-10). Une base de Al-O est observée comme indiquée sur la Figure 3-10 (e et f) avec une structure cœur/coquille (une coquille enrichie en Ca-S et un cœur enrichi en Mg).

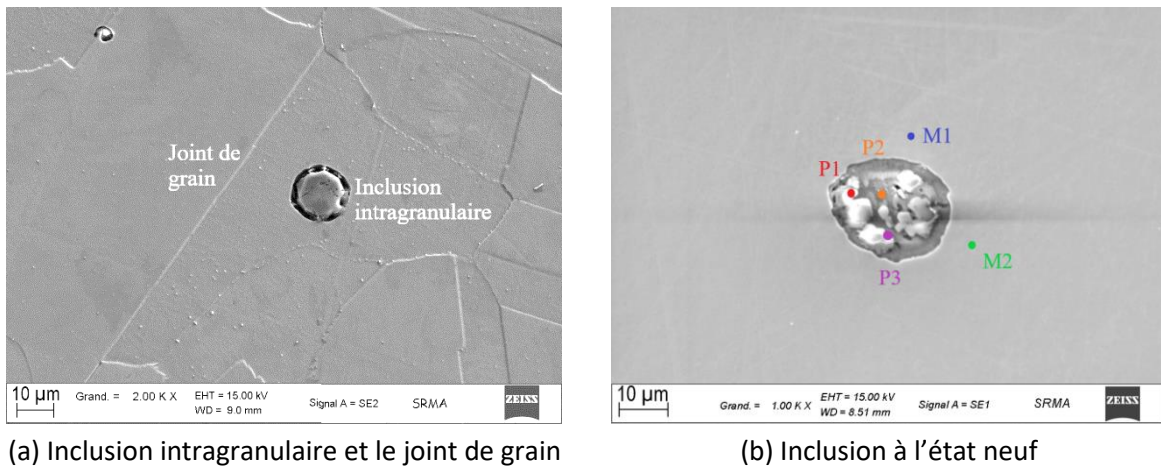


Figure 3-8 Inclusions et joints de grains à l'état neuf (M1)

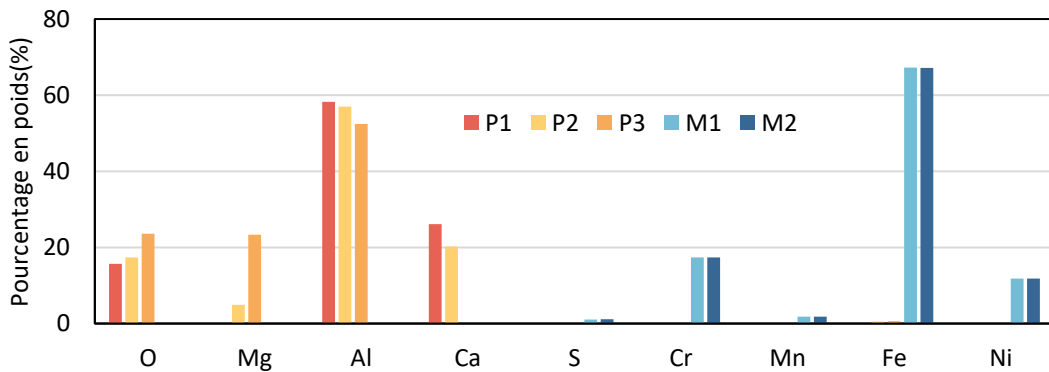


Figure 3-9 Résultat d'analyse chimique sur des points à l'inclusion et son contour

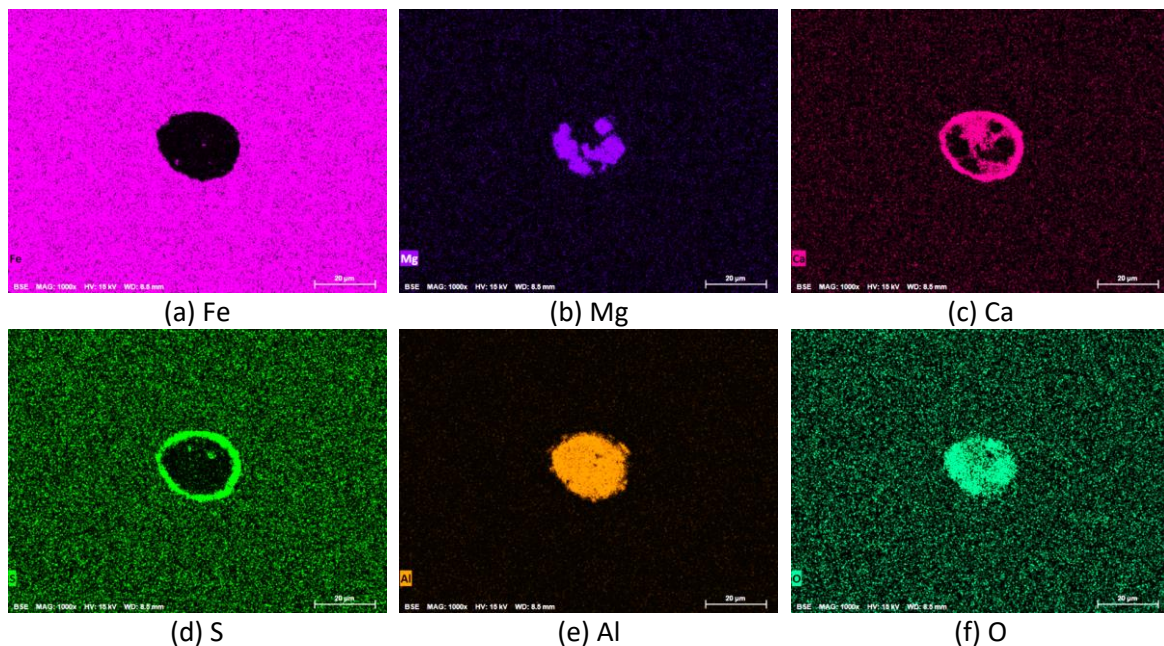


Figure 3-10 Résultats d'analyse chimique en cartographie sur une inclusion à l'état neuf (M1)

À l'état vieilli (M2), on trouve beaucoup de précipités microniques et submicroniques intergranulaires et intragranulaires (Figure 3-11 (a)). L'analyse cartographique au rayon X nous montre qu'il existe deux types de précipités. Les précipités intergranulaires sont riches en chrome et molybdène. La précipitation de phase riche en Cr pourrait augmenter la résistance à la corrosion ce qui expliquerait la difficulté de l'attaque chimique. Les précipités intragranulaires sont quant à eux enrichis en molybdène principalement. Il existe une petite proportion de précipités intragranulaires riches en chrome.

Sur l'état vieilli à 750°C, la Figure 2-23 (diagramme de phase du 316L(N)) prévoit la présence de carbures $M_{23}C_6$, de phases de sigma ainsi que de phase de Laves. Pour la vérification, des analyses EDX ont également été réalisées sur des précipités intergranulaires et intragranulaires, comme présentées sur la Figure 3-12 (a). Leurs compositions chimiques en pourcentage massique sont présentées sur la Figure 3-12 (d). Les deux précipités sont de même nature et riches en molybdène (supérieur à 40% en masse). Il s'agit donc de la phase de Laves (Rieth *et al.*, 2004; Stein and Leineweber, 2021). Dans la Figure 3-12 (b), on a deux précipités intragranulaires. Leur composition chimique (Figure 3-12 (e)) montre qu'ils sont riches en fer avec un pourcentage massique de 49%, compatible avec la phase de sigma (Rieth *et al.*, 2004; Kazuhiro Kimura *et al.*, 2014). La Figure 3-12 (c) montre des carbures de Chrome intergranulaires constitués de 46% de chrome et de 39% de fer (Kazuhiro Kimura *et al.*, 2014; Alomari, Kumar and Murty, 2019).

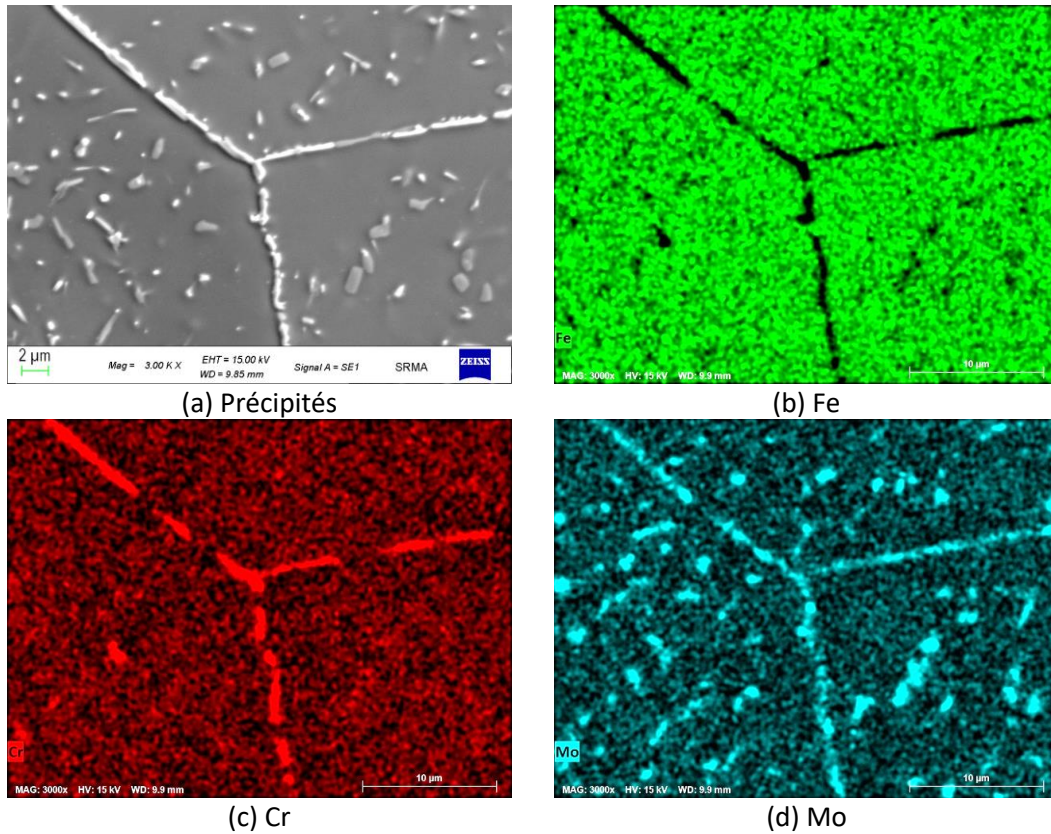


Figure 3-11 Précipités à l'état vieilli (M2) et résultats d'analyse chimique en cartographie

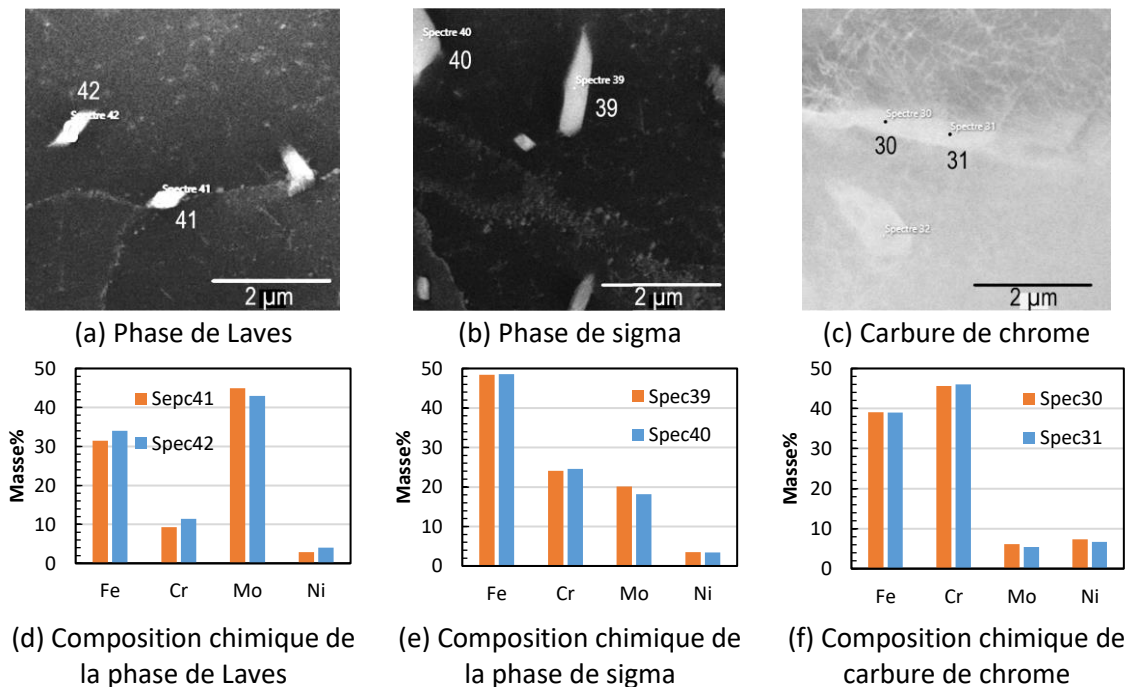


Figure 3-12 Analyse EDX sur des précipités à l'état vieilli (M2)

Afin de quantifier la microstructure du matériau, les mesures de fraction surfacique des inclusions et des précipités ont été effectuées avec le MEB et Matlab. Les analyses ont été réalisées sur des images acquises en mode « électrons secondaires » (voir Figure 3-15 (a)). Les

images ont ensuite été binarisées en vue de bien distinguer la matrice et les inclusions ou les précipités comme illustré sur la Figure 3-15 (b). On calcule ensuite la fraction surfacique des taches blanches (inclusions), le diamètre équivalent et autres caractéristiques morphologiques.

Tableau 3-5 Résumé des mesures des inclusions sur 2 champs à l'état neuf (M1)

Champ	Grandissement	Nombre de l'image	Taille du pixel (μm)	Taille d'une image (μm ²)	Taille totale (mm ²)
1	1000	20X20	0,1	125x95	2,38 x 1,81
2	1000	20X20	0,1	125X95	2,38 x 1,81

À l'état neuf (M1), on a fait 2 analyses avec grandissement 1000X. Les nombres d'images et les tailles de zone d'observation sont présentés dans le Tableau 3-5. On définit les fractions d'inclusion $N_r(i)$ et $N_{rc}(i)$ ainsi :

$$N_r(i) = \frac{\text{Nombre d'inclusions de taille } i}{\text{Nombre total d'incusions}} \quad (3-1)$$

$$N_{rc}(i) = \frac{\text{Nombre cumulé d'inclusions de taille } \leq i}{\text{Nombre total d'incusions}} \quad (3-2)$$

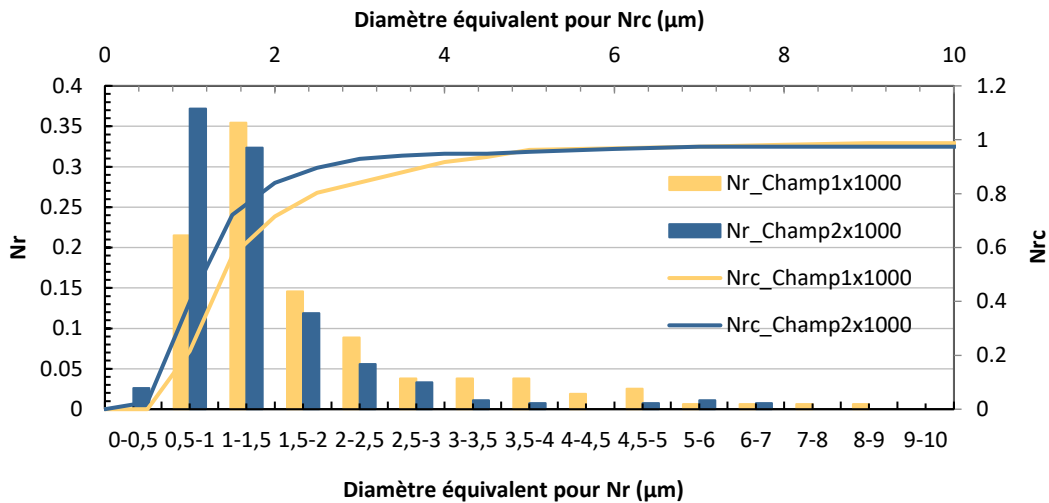


Figure 3-13 Distribution de diamètre équivalent des inclusions à l'état neuf (M1)

On ne note pas de différence marquée entre les deux distributions pour les deux images (Figure 3-13). 60% des inclusions ont une taille comprise entre 0,5 et 1,5 μm. 90% des inclusions ont une taille inférieure à 3 μm (Figure 3-14). La distribution de la distance inter-inclusions est tracée dans la Figure 3-14. Cette distribution est centrée sur 80-160 μm. On a mesuré aussi la fraction surfacique des inclusions pour les 2 champs. Les résultats sont présentés dans le Tableau 3-6. On voit que la fraction surfacique des inclusions inférieure à 5 μm est de 10^{-4} . Mais la fraction surfacique des inclusions supérieure à 5 μm est $3,2 \times 10^{-4}$. On peut donc conclure que les inclusions ayant une taille supérieure à 5 μm sont

prédominantes en termes de surface. La fraction surfacique totale est $4,3 \times 10^{-4}$ en additionnant les deux mesures. Cette valeur sera utilisée pour modéliser l'endommagement de matériaux.

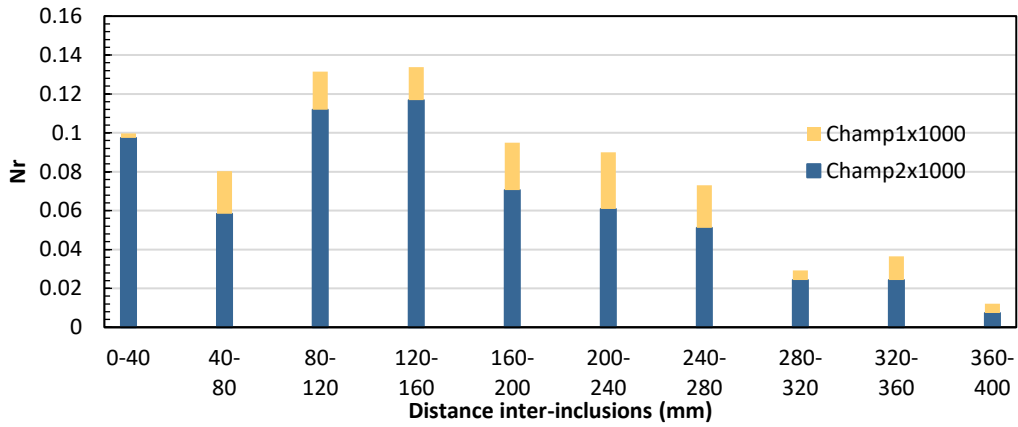
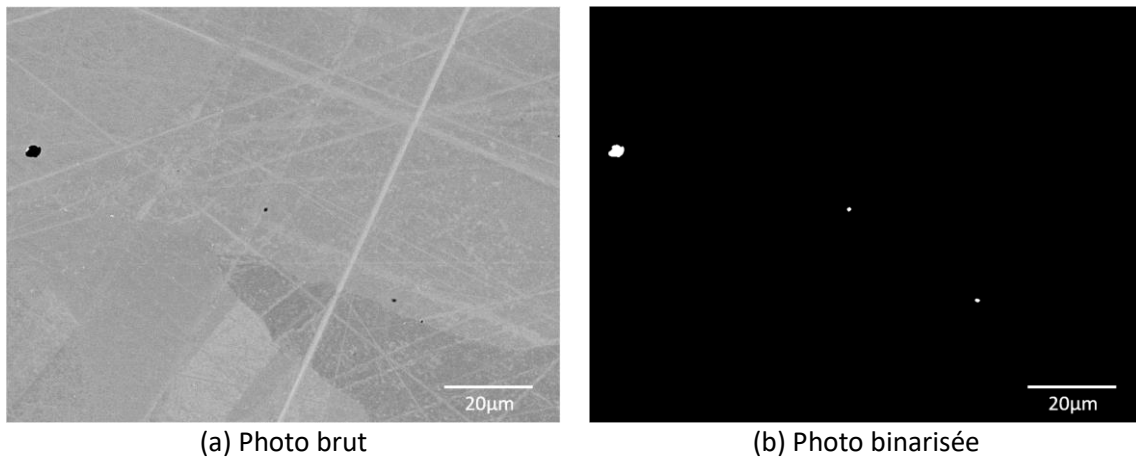


Figure 3-14 Distribution de la distance inter-inclusions à l'état neuf (M1)



(a) Photo brut

(b) Photo binarisée

Figure 3-15 Photos de MEB pour mesurer la distribution des inclusions à l'état neuf (M1)

Tableau 3-6 Comparaison de mesure des inclusions sur 2 champs à l'état neuf (M1)

Champ	1	2
Grandissement		1000
Taille du pixel (μm)		0,1
Surface totale (mm^2)		4,3078
Nb de l'inclusions total	158	269
Nb de l'inclusions / mm^2	36,66	62,42
Fraction surfacique des inclusions $D_{\acute{e}q} < 5\mu\text{m}$	$9,9 \times 10^{-5}$	$1,08 \times 10^{-4}$
	$1,035 \times 10^{-4}$ (moyen)	
Fraction surfacique des inclusions $D_{\acute{e}q} > 5\mu\text{m}$	$3,40 \times 10^{-4}$	$3,09 \times 10^{-4}$
	$3,24 \times 10^{-4}$ (moyen)	
Fraction surfacique total	$4,39 \times 10^{-4}$	$4,17 \times 10^{-4}$
	$4,28 \times 10^{-4}$ (moyen)	

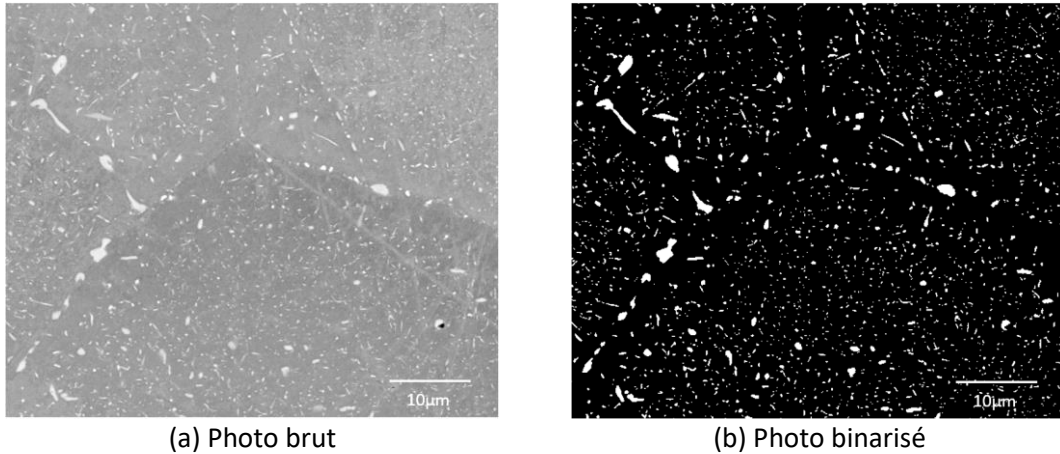


Figure 3-16 Photos de MEB pour mesurer la distribution des précipités à l'état vieilli (M2)

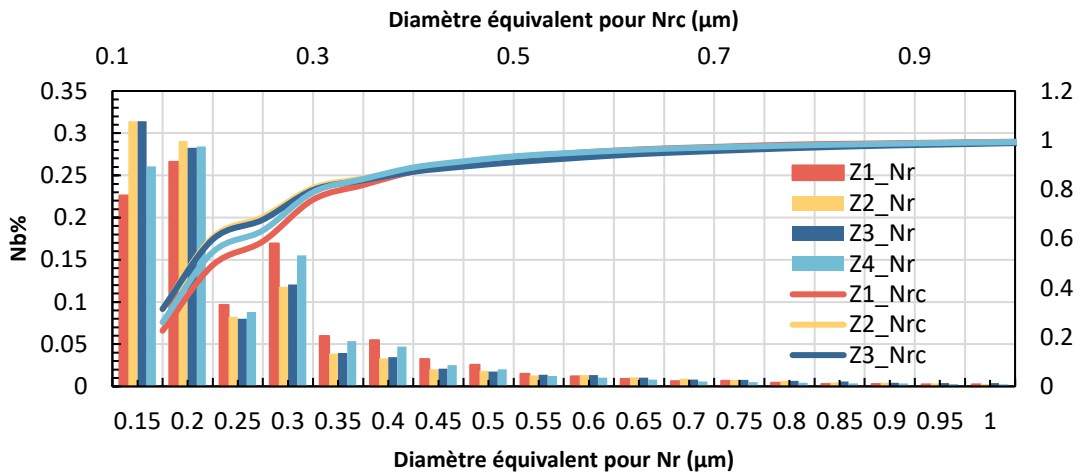


Figure 3-17 Distribution de diamètre équivalent des précipités à l'état vieilli (M2)

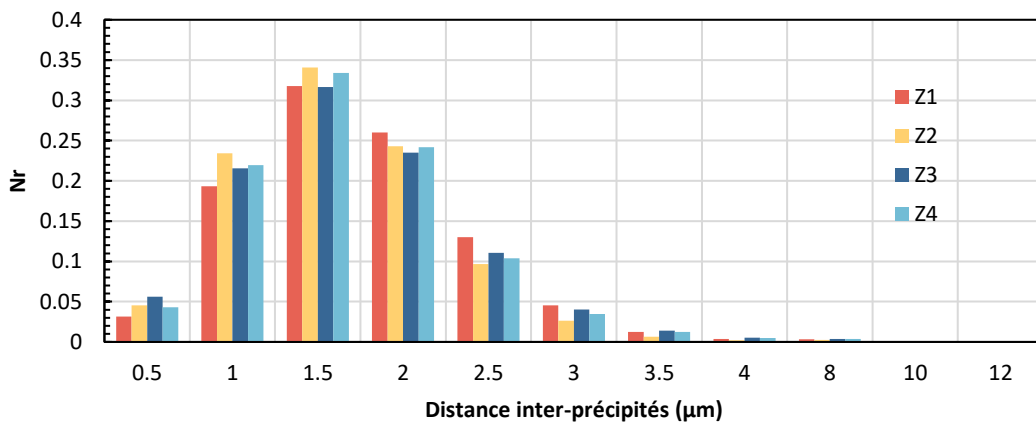


Figure 3-18 Distribution de distance inter-précipités à l'état vieilli (M2)

À l'état vieilli (M2), on a choisi 4 zones de taille $200 \times 200 \mu\text{m}^2$ avec un grandissement 1000X afin de quantifier les précipités. Les photos en mode « secondaire » et binarisées sont présentées sur la Figure 3-16. On observe des zones dénudées en précipités au voisinage des joints de grain. De la même façon que pour le matériau neuf, on analyse la distribution de précipités selon le diamètre

équivalent des précipités et la distance inter-précipités. On observe une bonne cohérence parmi les distributions de diamètre équivalent pour les 4 zones d'observation (Figure 3-17). 90% des précipités ont un diamètre équivalent inférieur à 0,4 μm . Pour la distance inter-inclusions (voir la Figure 3-18), on a une distribution de forme log-normale avec une moyenne de 1,5 μm . Le bilan des 4 mesures est présenté dans le Tableau 3-7. La dispersion entre ces 4 mesures est faible. Pour la fraction surfacique des précipités, on a une valeur moyenne de $5,6 \times 10^{-2}$.

Tableau 3-7 Résumé de mesure des précipités sur 4 champs à l'état vieilli (M2)

Champ	1	2	3	4
Taille du pixel (μm)	0,1			
Nombre d'inclusions	28050	34309	30698	31064
Surface totale d'observation (μm^2)	40703,1	41275,65	40893,95	41050,1
Nombre d'inclusions/ μm^2	0,689	0,831	0,751	0,757
Fraction surfacique	0,050	0,059	0,061	0,053
	$5,6 \times 10^{-2}$ (moyen)			

3.3 Conclusions

Dans ce chapitre, les études microscopiques sur l'acier 316L(N) ont été réalisées, permettant une caractérisation détaillée de la microstructure du matériau. Les observations métallographiques ont révélé des variations significatives de la taille des grains, s'étendant de 9 μm à 813 μm , avec une valeur moyenne de 154 μm à l'état neuf (M1). Les inclusions, riches en Al, Mg, Ca et O, ont été identifiées à l'état neuf avec une fraction surfacique totale mesurée étant de $4,3 \times 10^{-4}$.

À l'état vieilli (750°C pendant 2000 heures), la taille du grain n'a pas grande différence avec celle de l'état neuf. L'analyse des précipités a été réalisée par EDX. Ces observations ont révélé que la phase de Laves, riche en Mo, est distribuée à la fois sur les positions intergranulaires et intragranulaires. En revanche, la phase de sigma et le carbure de chrome se localisent principalement sur les joints de grains. La caractérisation de ces précipités à l'état vieilli (M2) a révélé une fraction surfacique significative, mesurée à $5,6 \times 10^{-2}$.

Chapitre 4

Essais sur éprouvettes non fissurées

Sommaire

4.1	Introduction	61
4.2	Conditions d'essais	61
4.3	Traction sur les éprouvettes lisses.....	64
4.3.1	État neuf.....	64
4.3.2	État vieilli.....	68
4.3.3	Conclusions sur les essais de traction lisse	71
4.4	Traction sur les éprouvettes entaillées axisymétriques	73
4.4.1	Résultats des essais NTx.....	73
4.4.2	Fractographie de NTx	75
4.4.3	Coupes polies des éprouvettes rompues.....	78
4.4.4	Traction interrompue avec les NTx à l'état vieilli	79
4.4.5	Conclusions sur les essais de traction axisymétrique entaillée	85
4.5	Identification de la loi de comportement par éléments finis.....	86
4.6	Traction sur les éprouvettes de déformation plane.....	90
4.6.1	Résultats des essais FGx.....	90
4.6.2	Fractographie de FGx	93
4.6.3	Simulations élasto-plastiques sur les éprouvettes FGx	95
4.6.4	Conclusions sur les essais de traction avec les éprouvettes FGx.....	97
4.7	Traction in-situ au MEB.....	98
4.7.1	État neuf.....	99
4.7.2	État vieilli.....	102
4.7.3	Comparaison avec la simulation élasto-plastique	106
4.7.4	Conclusions sur les essais de traction in-situ	107
4.8	Conclusions	107

4. Essais sur éprouvettes non fissurées

4.1 Introduction

Ce chapitre présente les résultats des essais mécaniques réalisés sur des éprouvettes lisses et entaillées sans fissure. Ces essais alimenteront le modèle de comportement élasto-plastique et permettront de discuter les mécanismes d'endommagement. Sachant que les mécanismes d'endommagement sont fortement influencés par la triaxialité des contraintes (τ , définie comme le rapport entre la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente de von Mises), trois types d'échantillons sont pris en compte, i) des éprouvettes de traction lisses (référéncées comme ST : Smooth Tensile), ii) des éprouvettes de traction entaillées axisymétriques (référéncées comme NT : Notched Tensile) et iii) des éprouvettes de déformation plane avec l'entaille plane (référéncées comme FG : flat-grooved). Différents rayons d'entaille ont été choisis pour les éprouvettes NT et FG. Les tests sont réalisés en vitesse de déplacement traverse imposée, à température ambiante et sont conduits jusqu'à la rupture. Par ailleurs, en vue d'étudier le mécanisme d'endommagement, des petites éprouvettes plates ont été usinées et testées en traction in-situ dans un MEB (Microscopie Electronique à Balayage). La Figure 4-1 présente les schémas représentatifs des éprouvettes, ainsi que leurs dimensions principales. Des entailles circulaires ont été usinées sur les éprouvettes NT afin d'y fixer facilement un extensomètre axial, la distance entre ces entailles est de 25 mm.

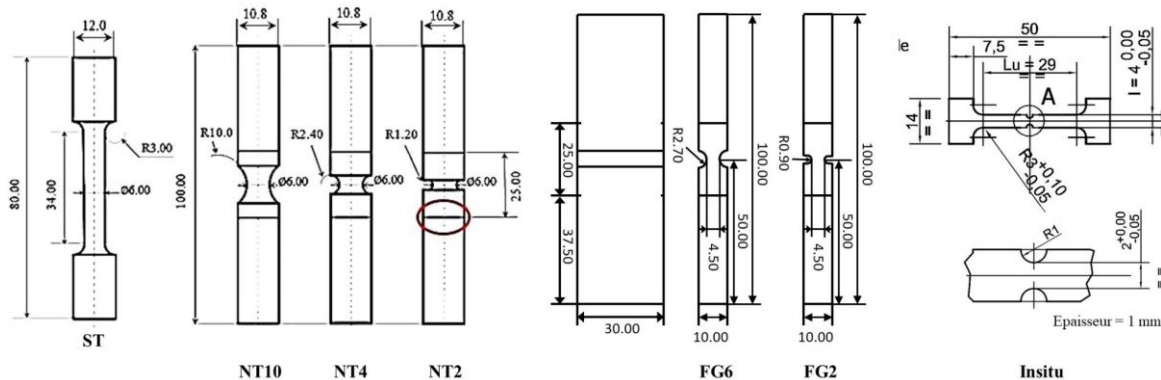


Figure 4-1 Éprouvettes non fissurées

4.2 Conditions d'essais

Les essais de traction monotone fournissent des informations sur la relation contrainte-déformation. Les essais ont été réalisés avec les machines servo-hydrauliques qui permettent

un bon contrôle des essais ainsi que des mesures précises. Le principe de fonctionnement d'une machine uni-axiale servo-hydraulique est illustré sur la Figure 4-2 (a). Une électrovanne contrôle électroniquement le mouvement d'un mors. L'éprouvette est fixée entre le mors et la cellule de charge. Les éprouvettes utilisées lors des tests de traction monotone sont généralement cylindriques avec des têtes lisses (comme montré sur la Figure 4-2 (a)). Pendant l'essai, trois signaux sont mesurés et enregistrés : le déplacement des mors, la charge appliquée à l'éprouvette et le déplacement imposé à l'éprouvette. Le déplacement du mors mobile est déterminé à l'aide d'un capteur à transformateur différentiel à variation linéaire (LVDT : Linear Variable Differential Transformer). Une cellule de charge composée d'un corps d'essai équipé de jauges de contrainte permet de calculer la charge imposée à l'éprouvette en temps réel. Le déplacement de l'éprouvette est mesuré par un extensomètre installé sur l'éprouvette. Une machine utilisée pour les essais est présentée sur la Figure 4-2 (b).

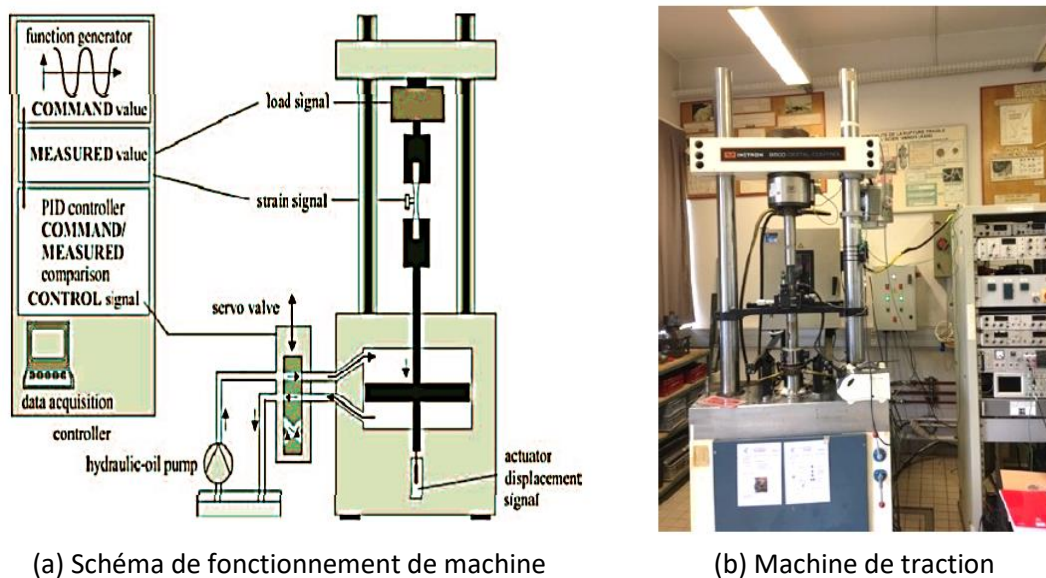


Figure 4-2 Machine de traction

Tableau 4-1 Vitesse de chargement pour des essais de traction

Éprouvette	h_u (mm)	v_i (mm/min)	$\dot{\epsilon}_{ent}$ (s^{-1})
ST	34,00	0,50/5,00	$2,5 \times 10^{-4} / 2,5 \times 10^{-3}$
NT10	10,00	0,15	$2,5 \times 10^{-4}$
NT4	4,80	0,06	$2,5 \times 10^{-4}$
NT2	2,40	0,03	$2,5 \times 10^{-4}$

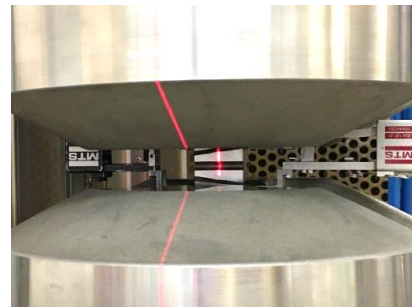
La charge monotone est appliquée jusqu'à la rupture, à température ambiante (25°C) sur les éprouvettes fabriquées à partir du matériau de l'état neuf (M1) et vieilli (M2). Toutes les éprouvettes NTx ont été testées à une vitesse de déformation constante ($\dot{\epsilon}_{ent}$) égale à $2,5 \times 10^{-4} s^{-1}$ avec $\epsilon_{ent} = dl/h_u$, où dl est l'allongement de l'éprouvette et h_u est la hauteur de l'entaille. Dans le cas des ST, deux vitesses de charge $2,5 \times 10^{-4} s^{-1}$ et

$2,5 \times 10^{-3} s^{-1}$ ont été testées afin d'évaluer la sensibilité de la contrainte à la vitesse. Le Tableau 4-1 précise les vitesses de déplacement de mors utilisés (déterminées via l'équation suivante : $v_i = \dot{\epsilon}_{ent} * h_u$).

Afin de mesurer l'allongement de l'éprouvette, un extensomètre, avec une longueur de jauge de 27,05 mm (voir la Figure 4-3 (a)), a été utilisé. Sur la Figure 4-3 (a), on montre l'installation de l'extensomètre axial sur la surface de l'échantillon NT4 au niveau des rainures. Les éprouvettes sont pincées dans des mors hydrauliques. Comme la Figure 4-3 (b), l'alignement de l'éprouvette a été effectué à l'aide d'un laser afin de vérifier le bon alignement. De plus, deux extensomètres ont été installés sur les côtés latéraux de l'éprouvette FG afin de vérifier la symétrie de déplacement (contrairement aux cas des échantillons NTx et ST, où un extensomètre suffit). Pour l'échantillon ST, l'installation de l'extensomètre a suivi la même procédure que dans le cas des échantillons NTx.

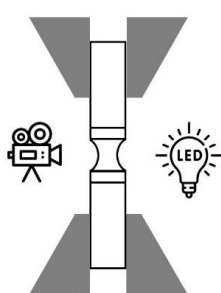


(a) Extensomètre sur l'éprouvette NTx

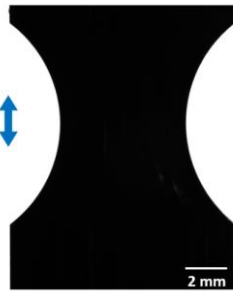


(b) Extensomètres sur l'éprouvette FGx

Figure 4-3 Installation de l'extensomètre pour les essais de traction



(a) Installation de caméra et LED



(b) Photo profil de NT10



(c) Photo profil de ST

Figure 4-4 Méthode de suivi de profil

Pendant les essais de NTx et ST, une caméra a été réalisée avec un éclairage par l'arrière, afin de mesurer par suivi de contour la profilométrie extérieure de l'éprouvette (Figure 4-4 (a)). La Figure 4-4 (b et c) présente deux exemples de photo enregistrée pour l'éprouvette ST et NT10. Pour le post-traitement, chaque image est d'abord binarisée. Cette étape est facilitée en maximisant le contraste et en évitant les reflets. Enfin, la distance minimale entre les deux

contours, exprimée en pixels, est calculée. La contraction diamétrale $(\phi - \phi_0)/\phi_0$, est calculée au niveau de la section de diamètre minimal.

4.3 Traction sur les éprouvettes lisses

4.3.1 État neuf

Dans le cas des essais de traction ST à l'état neuf (M1), afin d'étudier la dépendance de vitesse de charge, les éprouvettes ont été sollicitées en deux vitesses : $2,5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ et $2,5 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$. Deux exemples sont présentés sur la Figure 4-5. L'évolution de force en fonction de déplacement est tracée dans la Figure 4-5 (a). Il n'y a pas de différence entre les deux essais sauf une petite dispersion à la rupture. Ça montre qu'il n'y a pas d'effet de vitesse de chargement à température ambiante et à faible vitesse. Selon les études (Samuel, Choudhary and Bhanu Sankara Rao, 2002; Wedberg and Lindgren, 2015), l'effet de vitesse de chargement est remarquable quand la vitesse de déformation est supérieure à 1s^{-1} . Grâce à la méthode de suivi de profil, on a mesuré la variation du diamètre de l'éprouvette. L'évolution de contrainte conventionnelle (F/S_0) en fonction de variation de diamètre $(\Delta\phi/\phi_0)$ est présentée dans la Figure 4-5 (b). Ils présentent un grand écrouissage comme les études de Abduluyahed and Kurzydłowski (1998). Un exemple de changement de profil est présenté dans la Figure 4-6. Les 5 premières photos correspondent aux 5 points marqués sur la Figure 4-5 (b). On ne voit pas de striction avant la force maximale (point 3). Le coefficient de striction (Z) est calculé à partir de la surface de la section initiale S_0 et la surface de la rupture S_f selon la formule (4-1).

$$Z = \frac{S_0 - S_f}{S_0} \quad (4-1)$$

Tableau 4-2 Résumé des résultats des essais de traction avec des éprouvettes ST à l'état neuf (M1)

Éprouvette	E (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_g (%)	A (%)	Z (%)
ST_M1_05	198	255	560	59	74	82
ST_M1_07	201	266	552	56	68	80
Moyen	199,5	260,5	556	57,5	71	81

Les deux essais présentent un coefficient de striction Z à la rupture de 0,82 pour ST_M2_05 et 0,81 pour ST_M2_07. La résistance à la traction (R_m) est d'environ 556 MPa pour les deux. On obtient un $R_{p0,2}$ de 260,5 MPa en moyenne pour les deux essais. On détermine aussi l'allongement plastique uniforme (A_g) et l'allongement plastique à rupture (A) qui correspondent respectivement l'allongement à la force maximale et à la rupture. Les résultats sont présentés dans le Tableau 4-2. L'apparente augmentation de ductilité (A) pour la vitesse

plus faible est éventuellement due à l'échauffement local plus important à grande vitesse. Mais, le coefficient de striction (Z) n'est pas affecté. On peut ainsi penser que l'échauffement affecte le profil de déformation mais pas la ductilité intrinsèque.

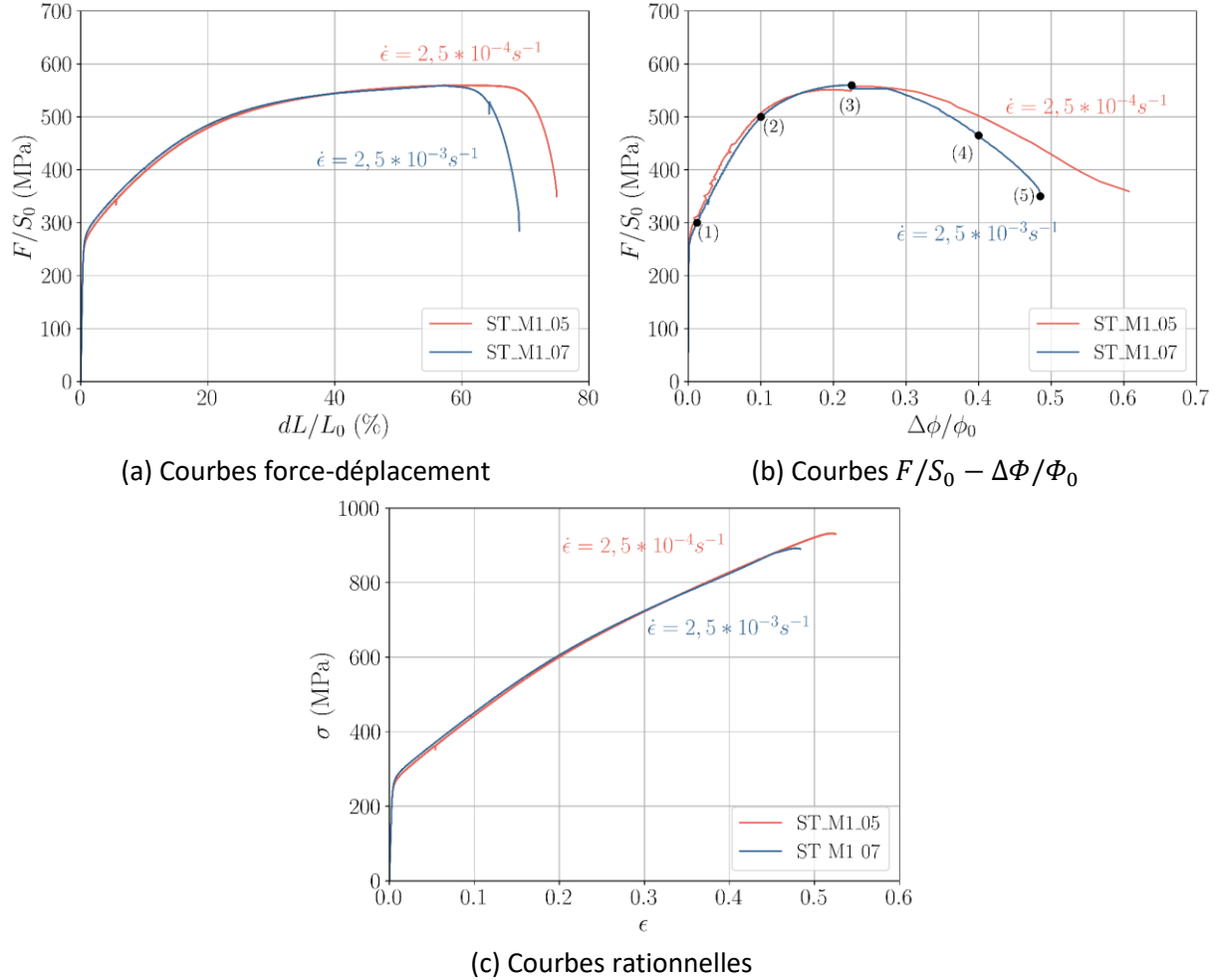


Figure 4-5 Résultats des essais de traction avec des éprouvettes ST à l'état neuf (M1)

On trace aussi les courbes rationnelles comme sur la Figure 4-5 (c). La contrainte rationnelle (σ) et la déformation rationnelle (ϵ) sont calculées selon les équations (4-2) et (4-3).

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} * \frac{S_0}{S} = \frac{F}{S_0} * \frac{L}{L_0} = \frac{F}{S_0} * \frac{L_0 + \Delta L}{L_0} = s * (1 + e) \quad (4-2)$$

$$d\epsilon = \frac{dL}{L} \Rightarrow \epsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = \ln(1 + e) \quad (4-3)$$

La contrainte conventionnelle (s) et la déformation conventionnelle (e) définies par les équations (4-4).

$$s = \frac{F}{S_0} \quad \text{et} \quad e = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (4-4)$$

où F est la force appliquée, S_0 est la section initiale, L_0 est la longueur initiale. Dans la Figure 4-5 (c), σ et ε sont calculés jusqu'à R_m .

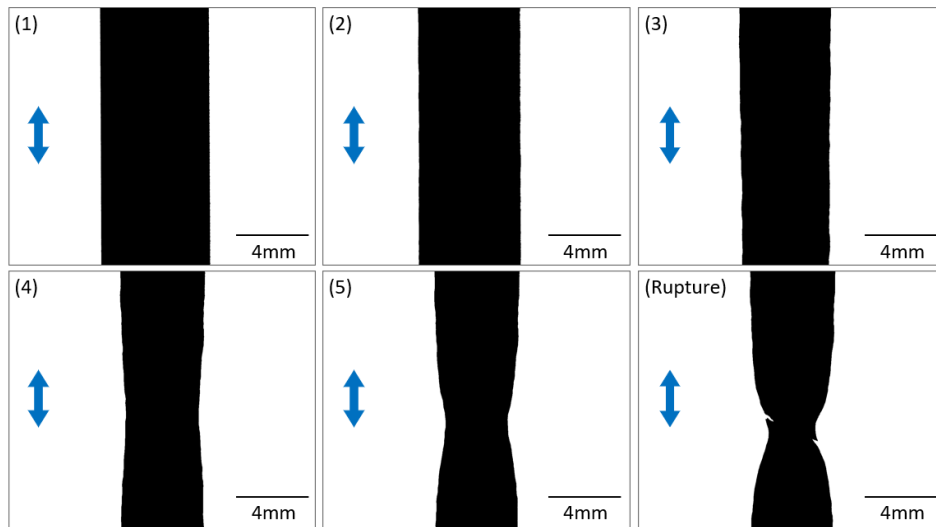


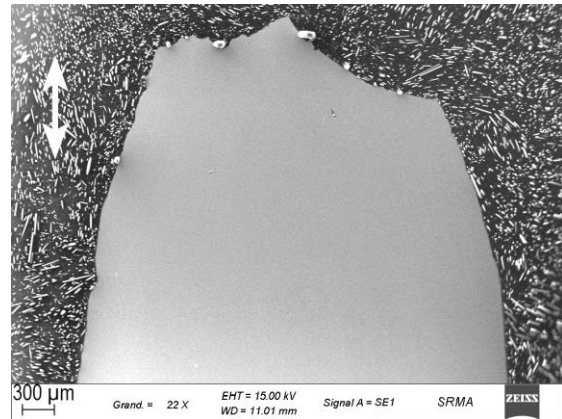
Figure 4-6 Variation de profil de l'éprouvette ST à l'état neuf (M1) pendant la traction

Afin d'analyser l'endommagement, après essais, une éprouvette a été découpée longitudinalement. Les échantillons obtenus ont été polis miroir jusqu'à la pâte diamant de granulométrie $3\ \mu\text{m}$. Une image de l'échantillon après polissage est présentée sur la Figure 4-7 (a). L'échantillon a été observé au MEB en mode « électrons secondaires », voir la Figure 4-7 (b-f). On distingue quatre types d'endommagements : (1) fragmentation des inclusions, (2) décohésion de l'interface inclusion-matrice, (3) cavité sans inclusion et (4) fragmentation de ferrite comme la Figure 4-7 (c-f). Globalement, les quatre types de l'endommagement sont allongés dans la direction de traction (sens vertical des images). Les analyses chimiques EDX confirment la présence d'Al, Mg et O dans les inclusions et un enrichissement en Ca et S à l'interface (voir la Figure 4-8). Quand l'inclusion est sollicitée, les incompatibilités de déformation entre l'inclusion et la matrice génèrent des concentrations de contrainte. Si la cohésion de l'interface est assez forte, l'inclusion est fragmentée du fait de sa plus basse ductilité comme sur la Figure 4-7 (c). Si l'interface est faible, on observe une décohésion de l'interface comme sur la Figure 4-7 (d). Dans les deux cas, la cavité amorcée par l'inclusion est allongée selon la direction de traction avec une déformation $(L_{cavité} - L_{inc})/L_{inc}$ de 167% et un rapport de forme d'environ 2,3. Les cavités exemptes d'inclusion (catégorie 3, Figure 4-7 (e)) sont vraisemblablement une conséquence d'un artefact de préparation et devraient être classées dans les catégories 1 ou 2. L'inclusion a été soit perdue lors de la préparation, soit conservée dans l'autre demi-échantillon. Pour le dernier cas d'endommagement (voir la Figure 4-7 (f)), la ferrite est fragmentée en plusieurs morceaux ce qui semble indiquer une fragilisation à l'état neuf. Toutefois, les dimensions des cavités sont très petites par rapport

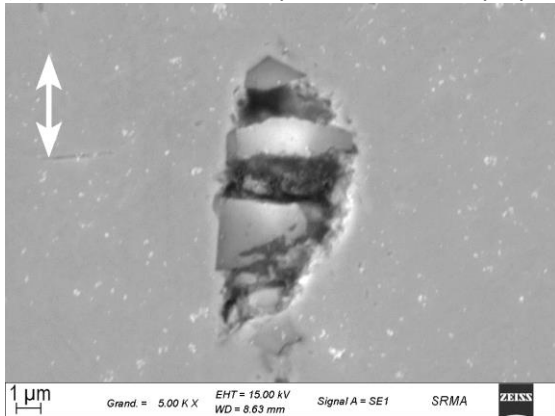
aux deux/trois premiers cas. La ferrite s'endommage donc moins comparativement aux inclusions. Le nombre d'endommagements a été quantifié sur l'ensemble de la surface coupée sur l'éprouvette dans la Figure 4-7 (a). Le résultat est présenté dans la Figure 4-9. On voit que la décohésion de l'interface est l'endommagement le plus fréquent. Les trois premiers types d'endommagement représentent 98% de l'endommagement. L'endommagement principal est donc l'endommagement associé à la présence des inclusions.



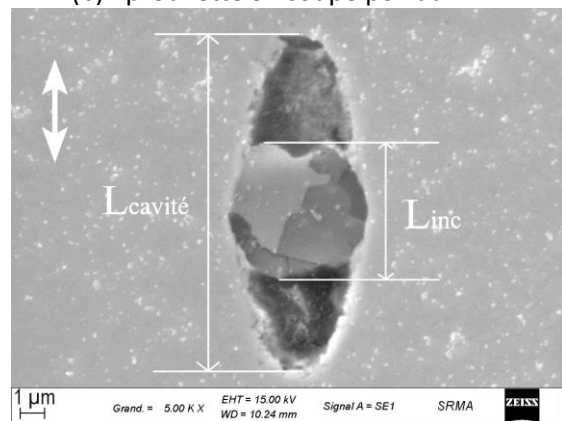
(a) Échantillon d'une éprouvette ST coupe poli



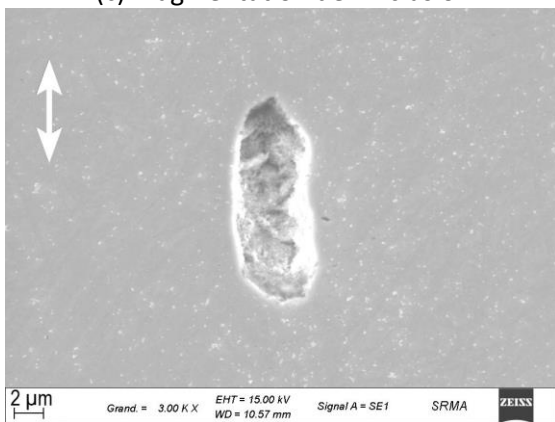
(b) Éprouvette ST coupe poli au MEB



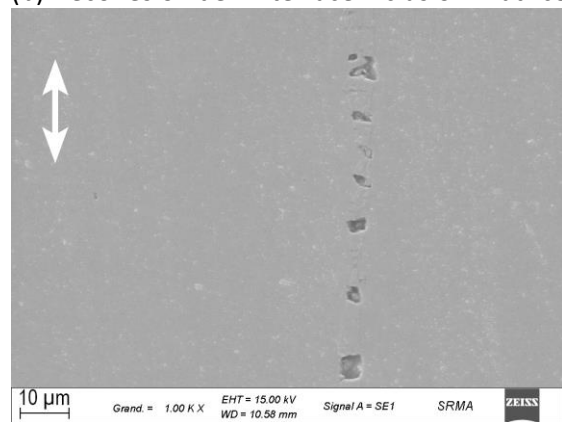
(c) Fragmentation de l'inclusion



(b) Décohésion de l'interface inclusion-matrice



(e) Cavité



(f) Fragmentation de ferrite

Figure 4-7 Observation de coupe poli d'une éprouvette ST à l'état neuf (M1)

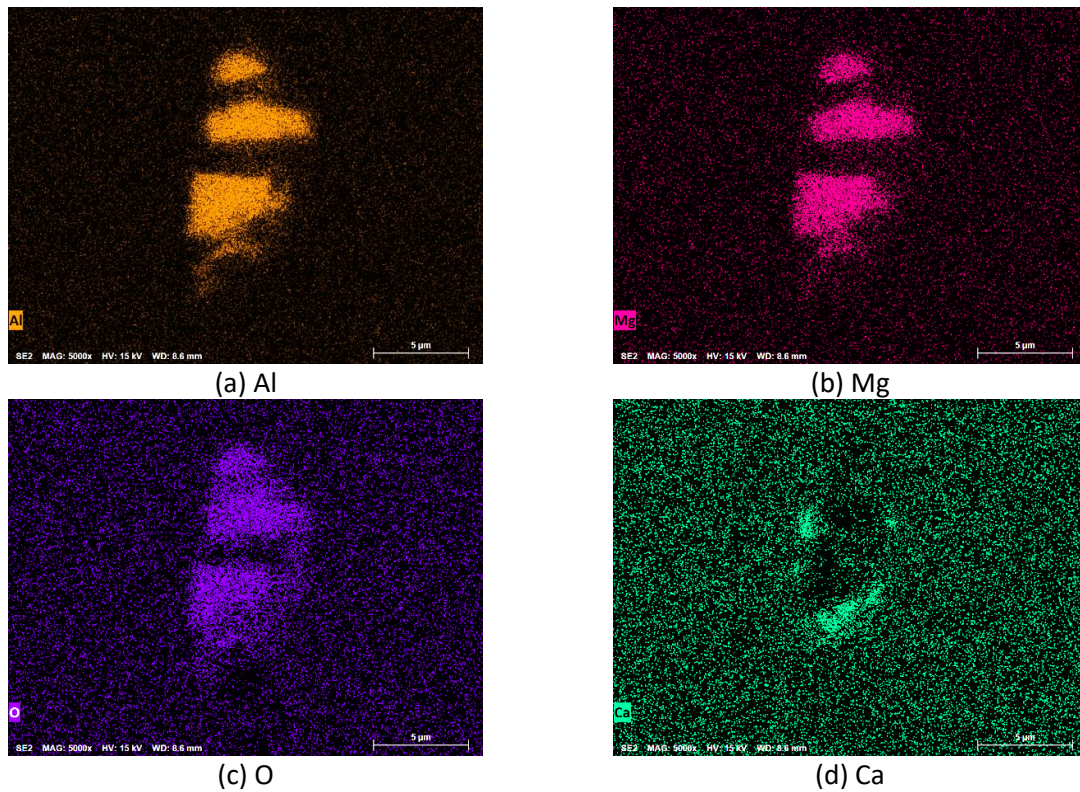


Figure 4-8 Cartographie EDX autour d'une inclusion fragmentée dans une éprouvette ST à l'état neuf

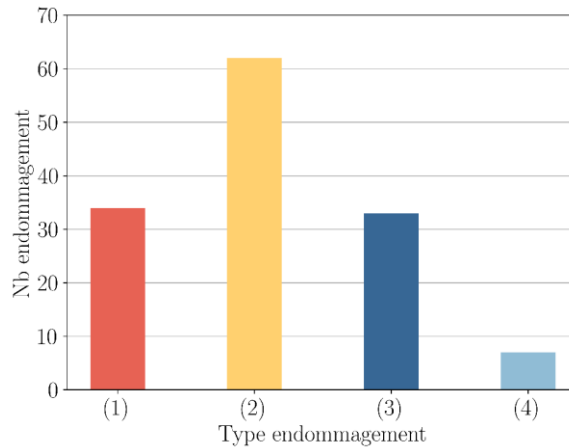


Figure 4-9 Bilan des différents endommagements pour une éprouvette ST à l'état neuf : fragmentation de l'inclusion, (2) décohésion de l'interface inclusion-matrice, (3) cavité sans inclusion et (4) fragmentation de ferrite

4.3.2 État vieilli

À l'état vieilli (M2), des essais de traction avec deux vitesses de charge ont été effectués. Les éprouvettes ST_M2_17 et ST_M2_18 ont respectivement été sollicitées aux vitesses $2,5 \times 10^{-3} s^{-1}$ et $2,5 \times 10^{-4} s^{-1}$. Les courbes de la contrainte conventionnelle en fonction de la variation de longueur et de diamètre sont tracées sur la Figure 4-10 (a et b). La déformation

à rupture est plus petite à l'état vieilli qu'à l'état neuf (M1). Globalement, le vieillissement conduit à un durcissement, une augmentation de l'écroûissage et une réduction de la ductilité (Fahr, 1973; Gan, 1982; Chen and Gan, 1986). L'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour des éprouvettes ST de l'état vieilli (M2) est tracée sur la Figure 4-10 (c). La limite d'élasticité $R_{p0,2}$ est de 290,5 MPa en moyenne et la résistance à la traction R_m de 665,5 MPa à l'état vieilli (M2) (voir le Tableau 4-3). La Figure 4-11 présente un exemple de photos enregistrées pendant la traction pour l'éprouvette ST_M2_18. La striction à rupture est beaucoup moins prononcée qu'à l'état neuf (M1).

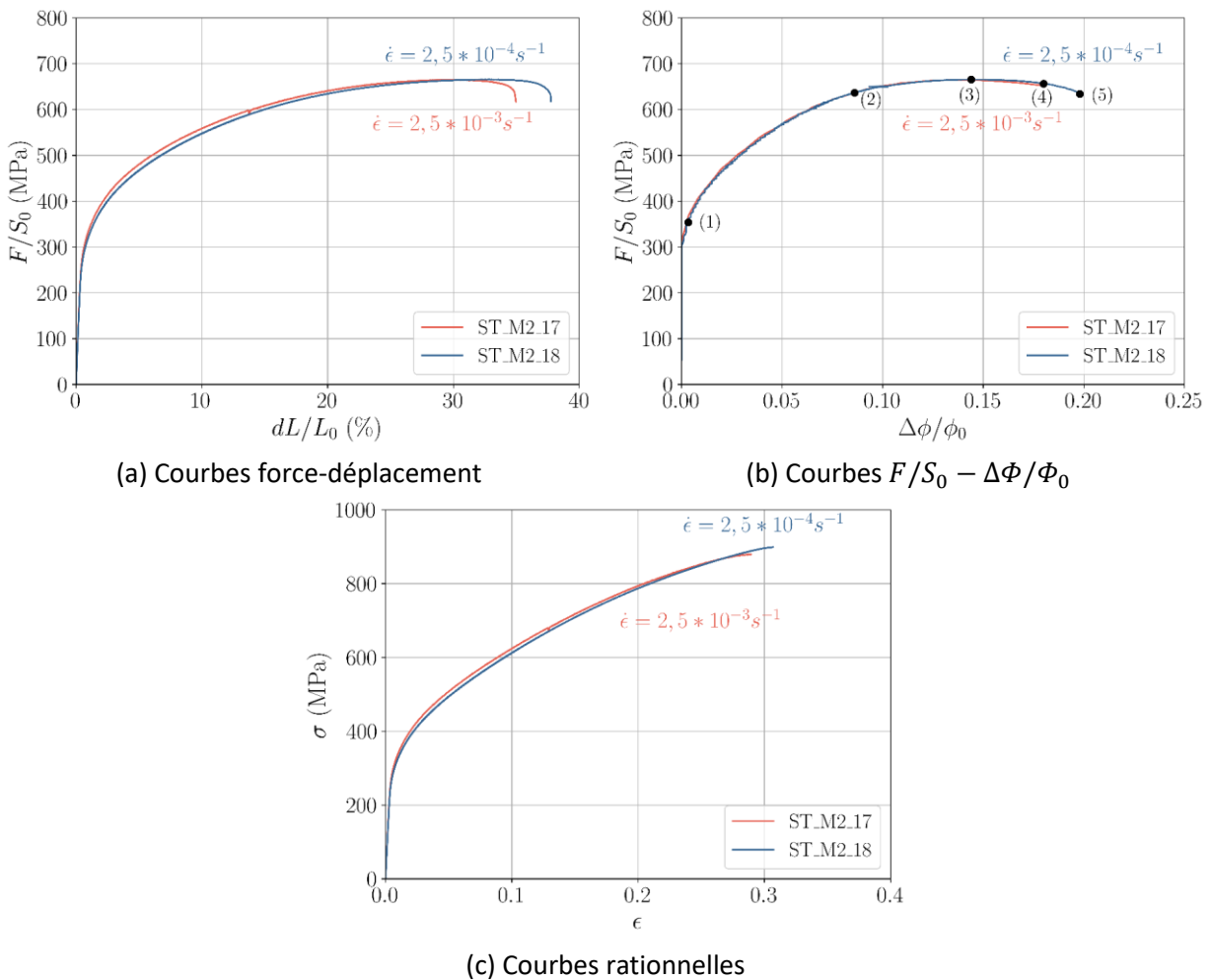


Figure 4-10 Résultats des essais de traction avec des éprouvettes ST à l'état vieilli (M2)

Tableau 4-3 Résumé des résultats des essais de traction avec des éprouvettes ST à l'état vieilli (M2)

Éprouvette	E (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_g (%)	A (%)	Z (%)
ST_M2_17	204	296	665	29	34	39
ST_M2_18	200	285	666	32	37	41
Moyen	202	290,5	665,5	30,5	35,5	40

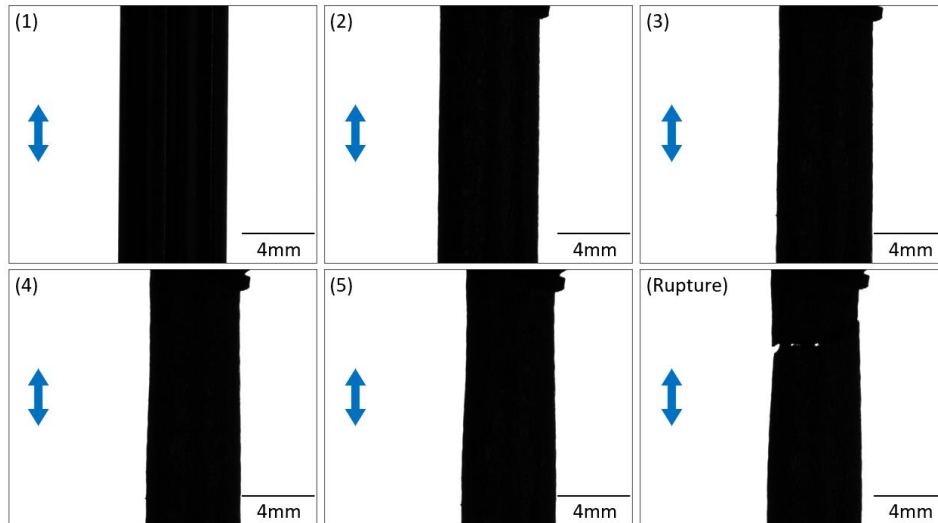


Figure 4-11 Variation de profil de l'éprouvette ST à l'état vieilli (M2) pendant la traction

Une coupe longitudinale a également été réalisée sur une éprouvette rompue de l'état vieilli (M2). Après polissage jusqu'au diamant de granulométrie de 3 μm , les observations MEB montrent un endommagement sur les précipités intergranulaires et intragranulaires (voir la Figure 4-12). La Figure 4-12 (a) présente la propagation d'une fissure le long d'un joint de grain qui est perpendiculaire à la direction de traction (sens vertical). La Figure 4-12 (b) est une fissure sur un joint triple. Elle est ouverte dans la direction de traction (sens vertical) et se propage dans les 3 directions des joints de grain adjacents. L'ouverture de cette fissure est plus grande que la fissure localisée dans le joint de grain de la Figure 4-12 (a). Les joints triples sont les lieux de concentration de contrainte et, possiblement, facilitent la germination de l'endommagement (Fahr, 1973; Wang *et al.*, 2021). Par comparaison au matériau neuf, l'endommagement apparaît favoriser les précipités intergranulaires (Gan, 1982; Chen and Gan, 1986) et réduire la ductilité. Toutefois, on observe aussi des ruptures des précipités intragranulaires (voir la Figure 4-12 (c)) mais les dimensions des endommagements sont de taille plus réduite que pour l'endommagement intergranulaire (germination plus tardive ou croissance / coalescence plus lente). Globalement, des ruptures des précipités intergranulaires sont plus nombreuses que des ruptures des précipités intragranulaires. On en déduit qu'à l'état vieilli (M2), l'endommagement semble apparaître d'abord sur des précipités intergranulaires et puis intragranulaires (Ganesan, Laha and Mathew, 2014). Ceci conduit à une rupture mixte intra / intergranulaire (Wang *et al.*, 2021). Les précipités intragranulaires s'opposent au mouvement des dislocations, ce qui conduit à une augmentation de $R_{p0,2}$ et R_m (Gan, 1982). Pour des inclusions (voir la Figure 4-12 (d)), on ne voit pas de décohésion de l'interface ou de rupture de l'inclusion. La croissance de la cavité semble dans ce cas très limitée.

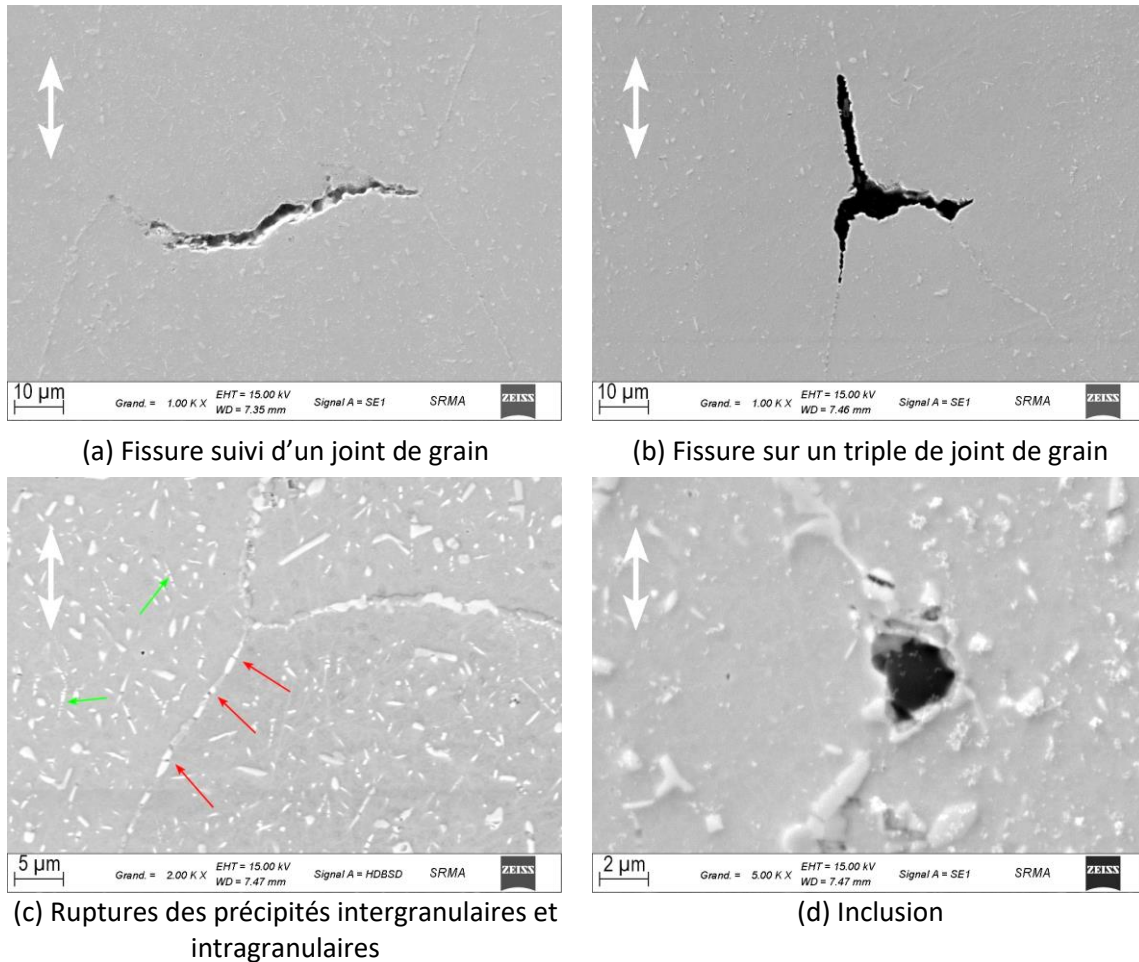


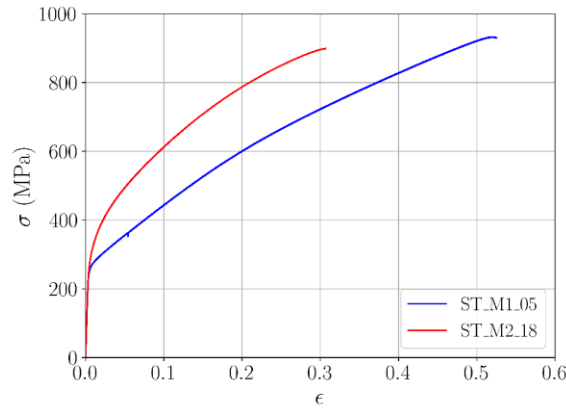
Figure 4-12 Endommagements sur une éprouvette ST à l'état vieilli (M2)

4.3.3 Conclusions sur les essais de traction lisse

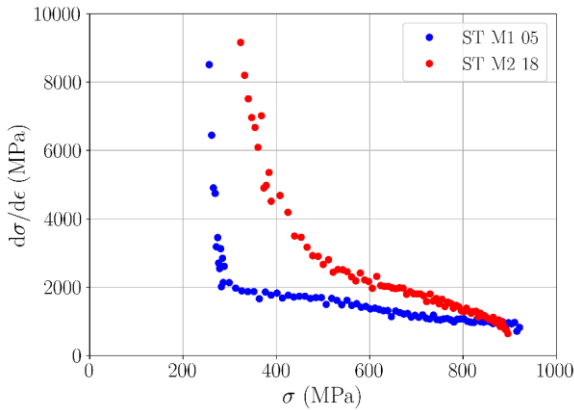
On a effectué des essais de traction avec des éprouvettes lisses sur l'acier inoxydable 316L(N) à l'état neuf et à l'état vieilli avec deux vitesses de déformation. Une comparaison des essais à deux états est présentée sur la Figure 4-13 (a), qui sont les courbes rationnelles. Globalement, ce matériau présente un écrouissage important avec $R_m > 2R_{p0,2}$ à l'état neuf (M1) et à l'état vieilli (M2) (voir la Figure 4-13 (d)). L'acier est très ductile avec un coefficient de striction de 80% à l'état neuf (M1) et 40% à l'état vieilli (M2). La vitesse de déformation n'a pas d'effet sur le comportement élasto-plastique mais diminue légèrement l'allongement à la rupture possiblement dû à l'échauffement local (voir la Figure 4-13 (e)).

D'autre part, le vieillissement thermique a renforcé l'écrouissage avec une augmentation de 11% et 20% respectivement pour $R_{p0,2}$ et R_m comme indiqué dans la Figure 4-13 (d). Cet effet est aussi étudié selon le taux d'écrouissage qui est présenté sur la Figure 4-13 (b et c). Deux phases d'écrouissage sont observées à l'état neuf (M1) et aussi à l'état vieilli (M2). Le taux d'écrouissage à l'état vieilli (M2) est supérieur à celui de l'état neuf (M1) pour $\sigma \leq 870MPa$

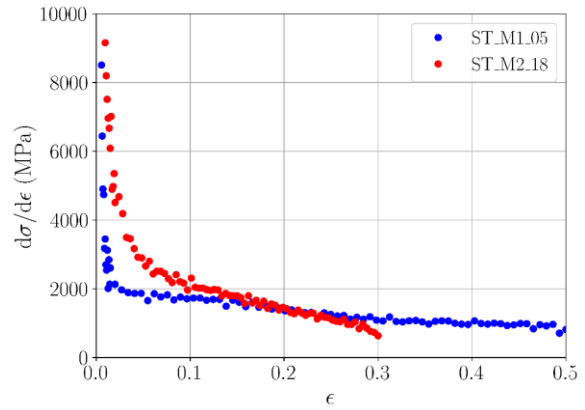
ou $\epsilon < 0,2$, qui montre l'augmentation de l'érouissage par vieillissement thermique. Du point de vue de l'endommagement, à l'état neuf, les sites privilégiés sont les inclusions de type oxysulfures qui sont généralement fracturées donnant naissance à des cavités de grandes dimensions de l'ordre de 10 μm . Par contre, à l'état vieilli, la rupture des précipités, notamment les précipités intergranulaires, est le facteur majeur qui contrôle l'endommagement.



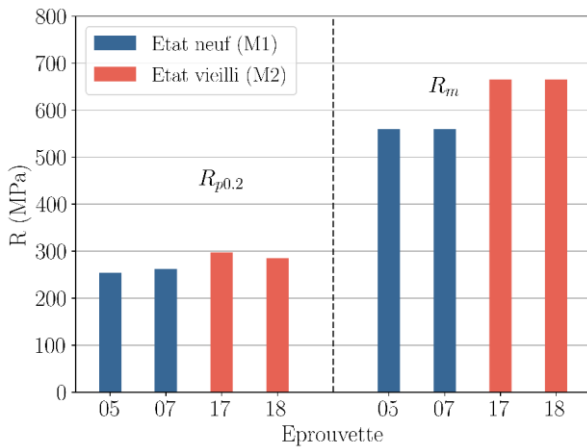
(a) Courbes rationnelles



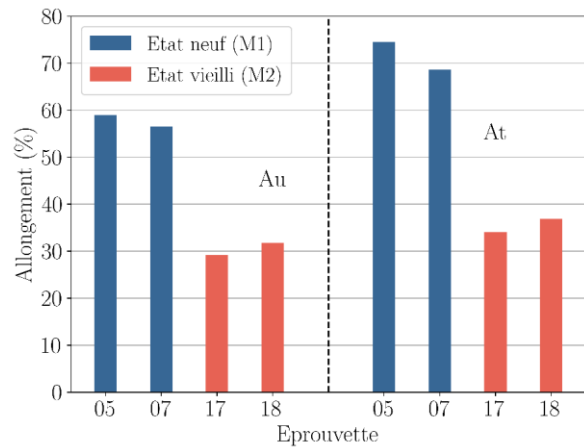
(b) Taux d'érouissage - contrainte vraie



(c) Taux d'érouissage - déformation vraie



(d) Limite d'élasticité et résistance à la traction



(e) Allongement uniforme et total

Figure 4-13 Comparaison des résultats de traction avec des éprouvettes ST à l'état neuf et vieilli

4.4 Traction sur les éprouvettes entaillées axisymétriques

4.4.1 Résultats des essais NTx

Les essais de traction d'éprouvettes NTx sont réalisés avec la vitesse de déformation de $2,5 \times 10^{-4} s^{-1}$. La Figure 4-14 (a et b) présente l'évolution de force en fonction du déplacement longitudinal et l'évolution de la contrainte conventionnelle (F/S_0) en fonction de la réduction du diamètre ($\Delta\Phi/\Phi_0$) de la section mesurée par les photos enregistrées pendant les essais. Deux éprouvettes ont été testées pour chaque géométrie. Les résultats montrent une bonne reproductibilité. La différence principale existe pour les déformations correspondantes à l'amorçage de la rupture (chute brutale de la force). Comme attendu, quand le rayon de l'entaille diminue, du fait de l'augmentation de la multi-axialité introduite par la présence du rayon de l'entaille (Hancock and Mackenzie, 1976), la rupture s'amorce plus tôt en déformation mais s'accompagne d'une force maximale plus élevée.

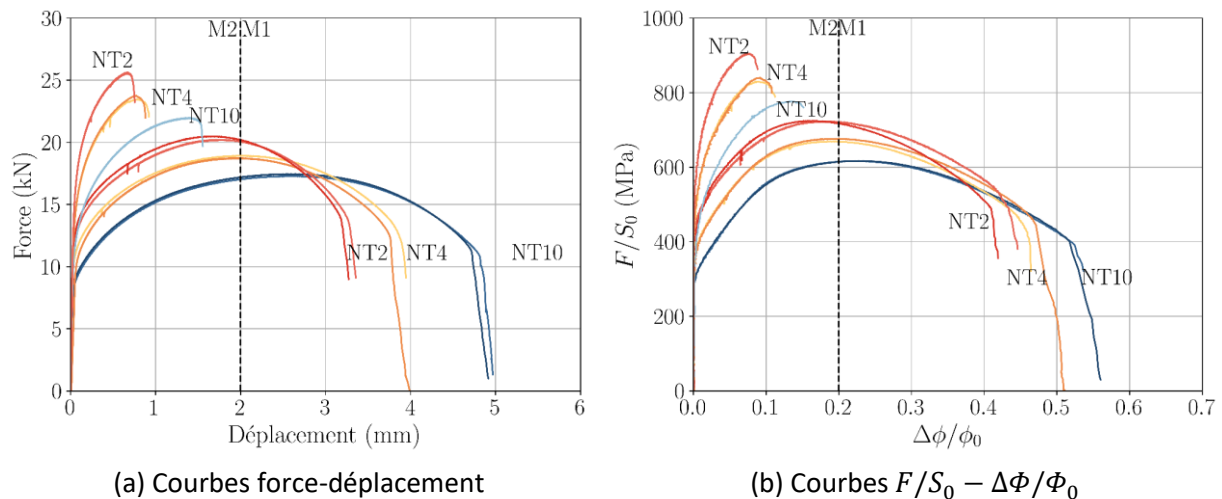


Figure 4-14 Résultats des essais de traction avec des éprouvettes NTx à l'état neuf et vieilli

Les éprouvettes à l'état vieilli se rompent à des allongements longitudinaux et des réductions de diamètre inférieures à celles de matériau neuf comme pour les éprouvettes de traction lisse. On observe donc une réduction de ductilité induite par le vieillissement. La Figure 4-15 présente un exemple d'images enregistrées pendant l'essai et qui correspondent aux points marqués sur la courbe de $F/S_0 - \Delta\Phi/\Phi_0$. L'éprouvette dans cet exemple est un NT10 à l'état neuf. On voit que la striction à rupture est importante.

Pour les NTx, on a calculé les coefficients de striction selon l'équation (4-1). Comme on a suivi le changement de profil de l'éprouvette au cours de ces essais, la section finale S_f peut être mesurée en deux façons. Dans la première méthode, on mesure le diamètre de l'éprouvette

dans la zone de striction sur sa photo de profil, le coefficient de striction ainsi calculé est noté Z_{profil} . La seconde méthode est de mesurer la surface de rupture (en prenant une photo optique du plan de rupture). Le coefficient de striction issu de cette méthode est noté $Z_{faciès}$.

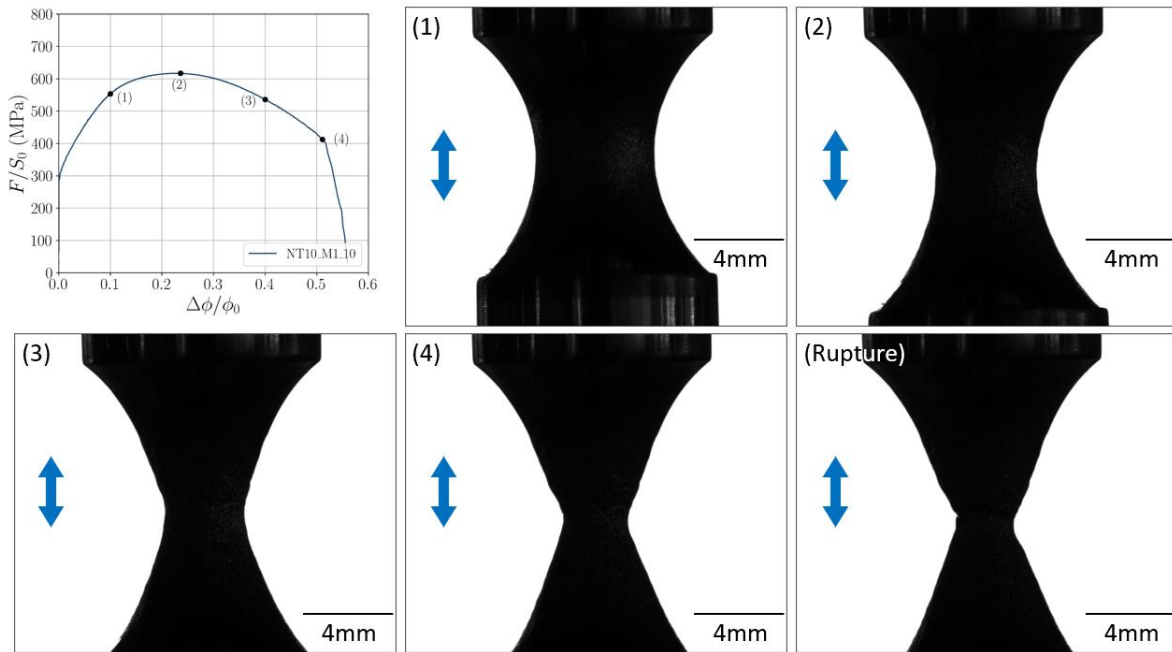
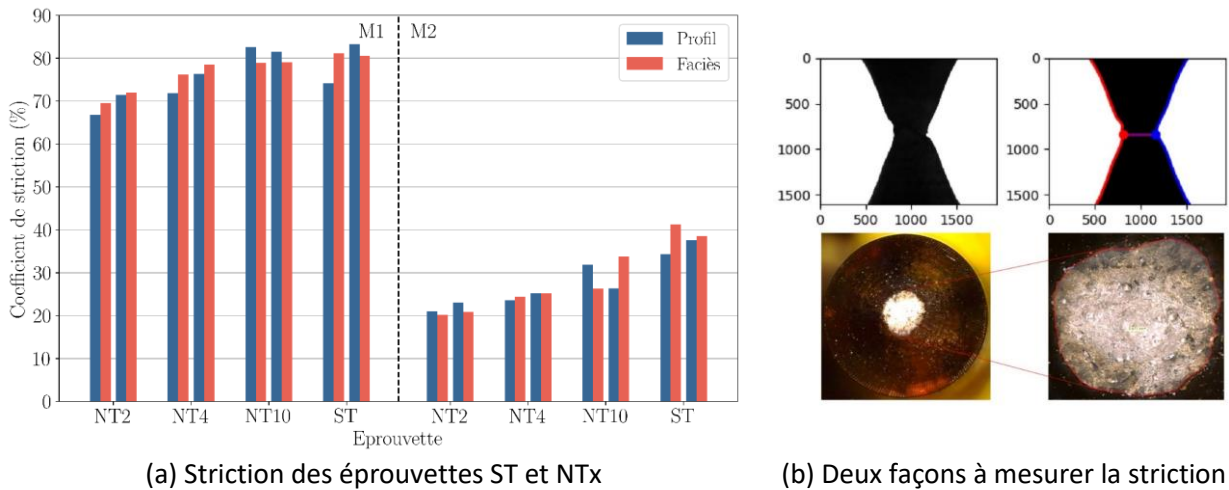


Figure 4-15 Variation de profil de l'éprouvette NT10 à l'état neuf (M1) pendant la traction



(a) Striction des éprouvettes ST et NTx

(b) Deux façons à mesurer la striction

Figure 4-16 Résumé de striction des éprouvettes ST et NTx en traction à l'état neuf et vieilli

La Figure 4-16 (b) présente un exemple de NTx à l'état neuf (M1) pour ces deux méthodes. Les résultats sont tracés dans la Figure 4-16 (a) et comparés avec les résultats de traction réalisés sur éprouvettes lisses. Un écart de 5 % est observé entre Z_{profil} et $Z_{faciès}$. Les résultats indiquent que les coefficients de striction augmentent avec le rayon d'entaille depuis les NT2, les NT10 et jusqu'aux ST de rayon d'entaille infini. L'augmentation de la triaxialité des contraintes induites par une diminution du rayon de l'entaille entraîne donc une perte de

ductilité. On note aussi que l'effet de la triaxialité des contraintes est plus marqué à l'état vieilli (striction de 20% à 40%) que à l'état neuf (striction de 70% à 80%). Une explication possible est que pour le matériau à l'état neuf est très ductile, les géométries des éprouvettes en fin d'essai et donc les triaxialités sont proches.

4.4.2 Fractographie de NTx

Après les essais, les facies de rupture de NTx ont été observés au MEB. Les fractographies des éprouvettes NTx à l'état neuf (M1) sont présentées dans la Figure 4-17. On observe au centre une zone de rupture plane perpendiculaire à la direction de traction couverte des cupules et une couronne de cisaillement au bord de l'éprouvette comportant un angle de rupture de l'ordre de 45° (voir la Figure 4-17 (a-c)), qui est typique des faciès dits « cup and cone ». Au centre, les cupules peuvent être classées en deux groupes : un groupe de grandes cupules de taille 50~200 µm et un autre groupe de plus petites cupules de taille d'environ 5 µm qui se répartissent entre les grandes cupules (voir la Figure 4-17 (d-f)).

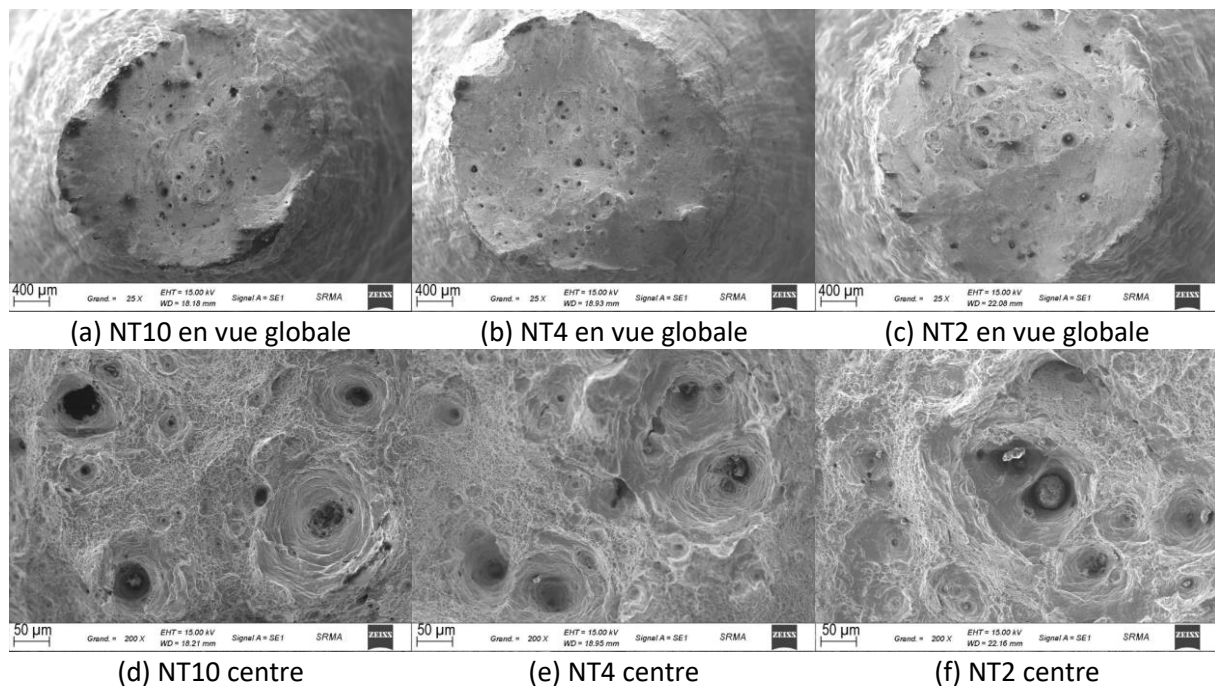


Figure 4-17 Fractographie de NTx à l'état neuf (M1)

Les analyses EDX (voir la Figure 4-18), montrent que les grandes cupules contiennent des inclusions riches en Al, Mg, Ca ainsi que O et S. Les grandes cupules sont donc amorcées sur les inclusions identifiées au chapitre 3. Après cette étape de germination, il s'en suit une étape de croissance. Certaines des cupules principales qui sont suffisamment proches coalescent par striction du ligament les séparant. Celles plus distantes sont reliées par la rupture du ligament produit par la germination / croissance / coalescence des cupules secondaires. Les

éprouvettes NTx à l'état neuf sont endommagées d'abord au centre par la croissance des cavités germées sur les inclusions. La germination des petites cupules accélère la coalescence des grandes cupules. La fissure se propage ainsi du centre vers la surface de l'éprouvette. À la fin de l'essai, la rupture de l'éprouvette se produit par cisaillement entre la fissure interne et la surface de l'éprouvette créant la couronne de lèvres de cisaillement. En outre, il semble que le pourcentage des grandes cupules par rapport aux petites croît quand on diminue le rayon de l'entaille de l'éprouvette NTx (voir la Figure 4-17 (d-f)). Sachant que la triaxialité des contraintes augmente quand on diminue le rayon de l'entaille, on conclut que la triaxialité des contraintes favorise la croissance des cavités (Stone *et al.*, 1985; Soboyejo, 2002).

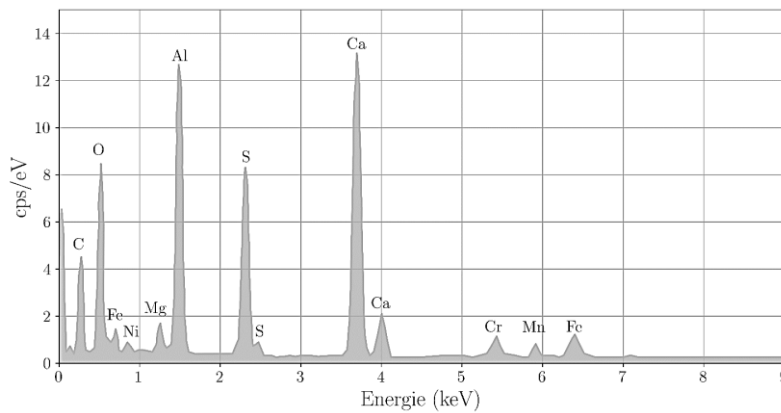


Figure 4-18 Spectre de EDX sur la particule dans la cupule à l'état neuf (M1)

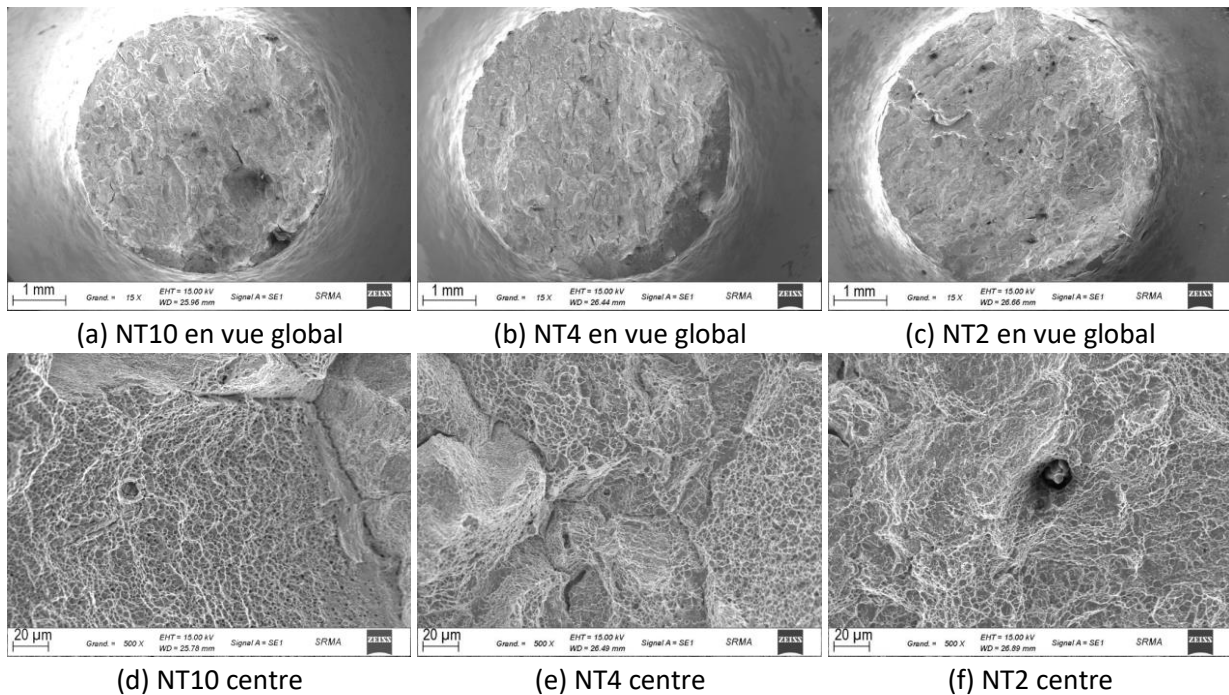


Figure 4-19 Fractographie de NTx à l'état vieilli (M2)

À l'état vieilli, les faciès de rupture sont plus plats comme illustré sur la Figure 4-19 (a-c). On n'observe pas de rupture en « cup and cone », la rupture est plane, perpendiculaire à la direction de sollicitations principale. La rupture apparaît donc moins ductile. On trouve très peu de grandes cupules mais beaucoup de petites cupules de moins de 5 μm . Donc, les éprouvettes NTx à l'état vieilli sont endommagées par la germination et puis coalescence des cavités, la forte densité de précipités empêchant ainsi le développement par croissance (voir la Figure 4-19 (d-f)). Si on regarde les inclusions (Figure 4-19 (f)), au cas de NT2, la croissance de cupule engendrée par des inclusions est un peu plus grande que le cas de NT10 (Figure 4-19 (d)), où il n'y a presque pas de croissance. De plus, on voit clairement des fissures secondaires perpendiculaires à la surface de rupture suivant les joints de grains qui semblent correspondre à un mode de rupture intergranulaire « ductile ».

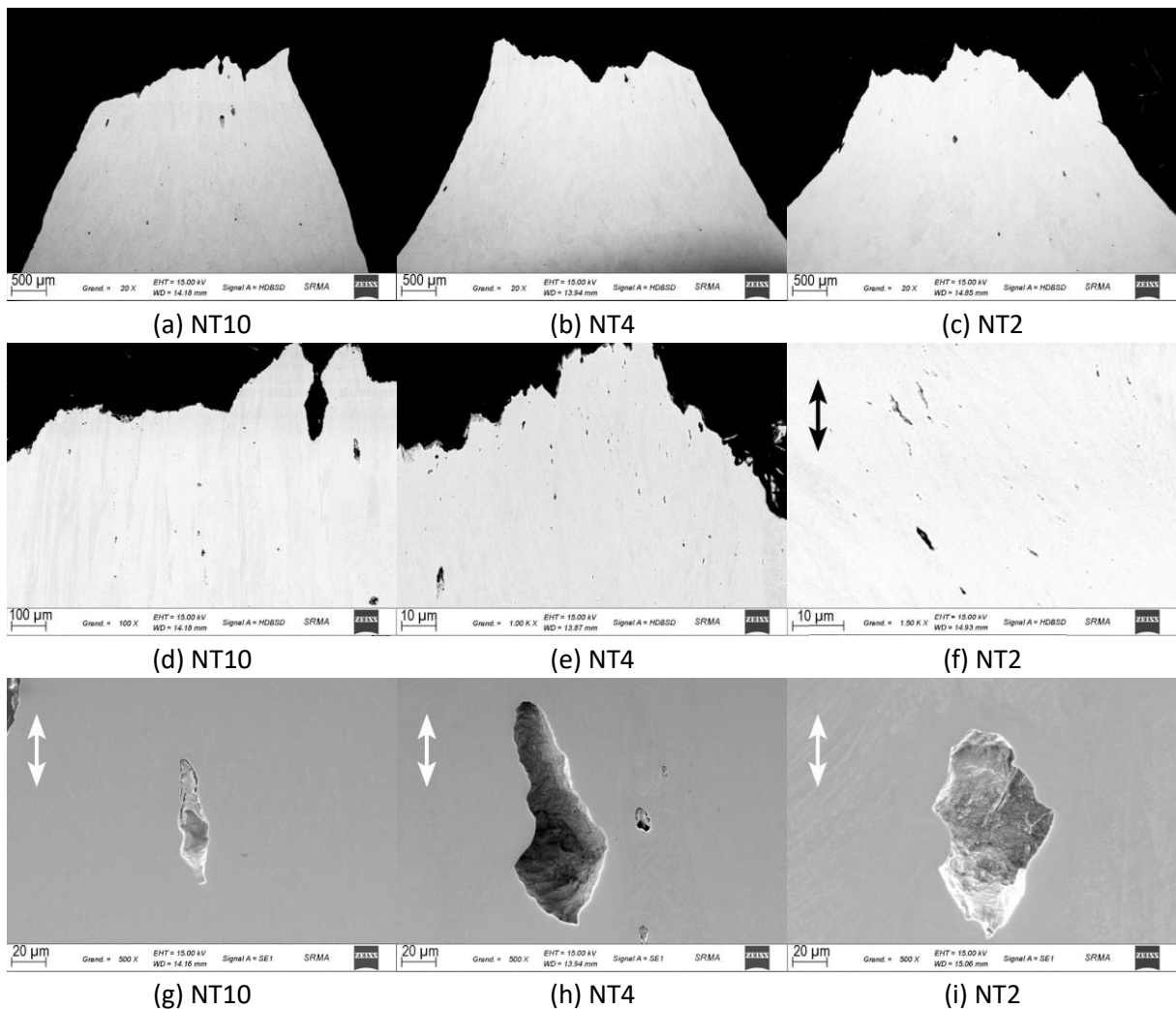


Figure 4-20 Observations de coupes polies d'éprouvettes rompues en traction à l'état neuf (M1)

4.4.3 Coupes polies des éprouvettes rompues

Des éprouvettes NTx rompues du matériau neuf et vieilli ont été coupées longitudinalement et enrobées. Le polissage a été réalisé selon la procédure décrite au chapitre 3 afin d'observer les endommagements au sein des éprouvettes. Au MEB, les photos en mode électrons secondaires et rétrodiffusés sont enregistrées. La Figure 4-20 présente des photos pour des éprouvettes NTx à l'état neuf (M1). Les endommagements ou les inclusions y apparaissent en plus sombres que la matrice (voir la Figure 4-20 (a-c)). Près de la surface de rupture, l'endommagement est plus prononcé, comme illustré sur la Figure 4-20 (d-f). Les endommagements les plus importants sont des trous allongés approximativement dans le sens de traction comme le montre sur la Figure 4-20 (g-i). La plupart des inclusions ont probablement été enlevées pendant le découpage et le polissage.

À l'état vieilli (M2), on observe un profil de rupture plutôt plat pour les NT10 et NT4 mais un profil plus incliné au cas de NT2 (voir la Figure 4-21 (a-c)). Et on n'observe pas d'endommagement aussi remarquable comme à l'état neuf (M1) à la même échelle. L'endommagement à l'état vieilli (M2) se trouve plutôt sur les précipités intergranulaires et intragranulaires comme sur la Figure 4-21 (d-f). Sur la Figure 4-21 (d), on observe que les endommagements sont constitués principalement par des microfissures intergranulaires perpendiculaires au sens de traction ainsi que de cavités parfois coalescées dans les joints non perpendiculaires au sens de traction (Ma *et al.*, 2023). Les microfissures apparaissent formées par coalescence des cavités intergranulaires sous l'effet de la contrainte normale au joint et induite par la traction. Ces fissures semblent se propager jusqu'au point triple où elles sont arrêtées et s'ouvrent sous l'effet de la déformation de la matrice environnante qui se poursuit jusqu'à la fin de l'essai. Quand la force de traction est parallèle au joint, les précipités des joints donnent naissance à des cavités mais le chargement ne conduira pas généralement à leur coalescence. Sur les joints triples (Figure 4-21 (e)), la fissure se forme sur le joint le plus perpendiculaire à la direction de traction. Sur la Figure 4-21 (f), on observe deux fissures arrêtées à un point triple et en cours de coalescence via un joint commun au point triple. Pour la NT10 (Figure 4-21 (g)), on observe une fissure débouchant en surface. Elle est entourée par un cercle rouge dans la Figure 4-21 (a). Dans la Figure 4-21 (g), on voit que l'ouverture de cette fissure est importante et qu'elle se propage suivant un joint de grain horizontal. Si on regarde les inclusions sur la Figure 4-21 (h et i), on constate une décohésion de l'interface et une légère croissance. En conclusion, les endommagements à l'état vieilli proviennent de précipités intergranulaires et intragranulaires. L'essentiel de la fissuration est formé par la coalescence

des endommagements de précipités intergranulaires. Ceci est cohérent avec une rupture inter / intragranulaire (Wang *et al.*, 2021).

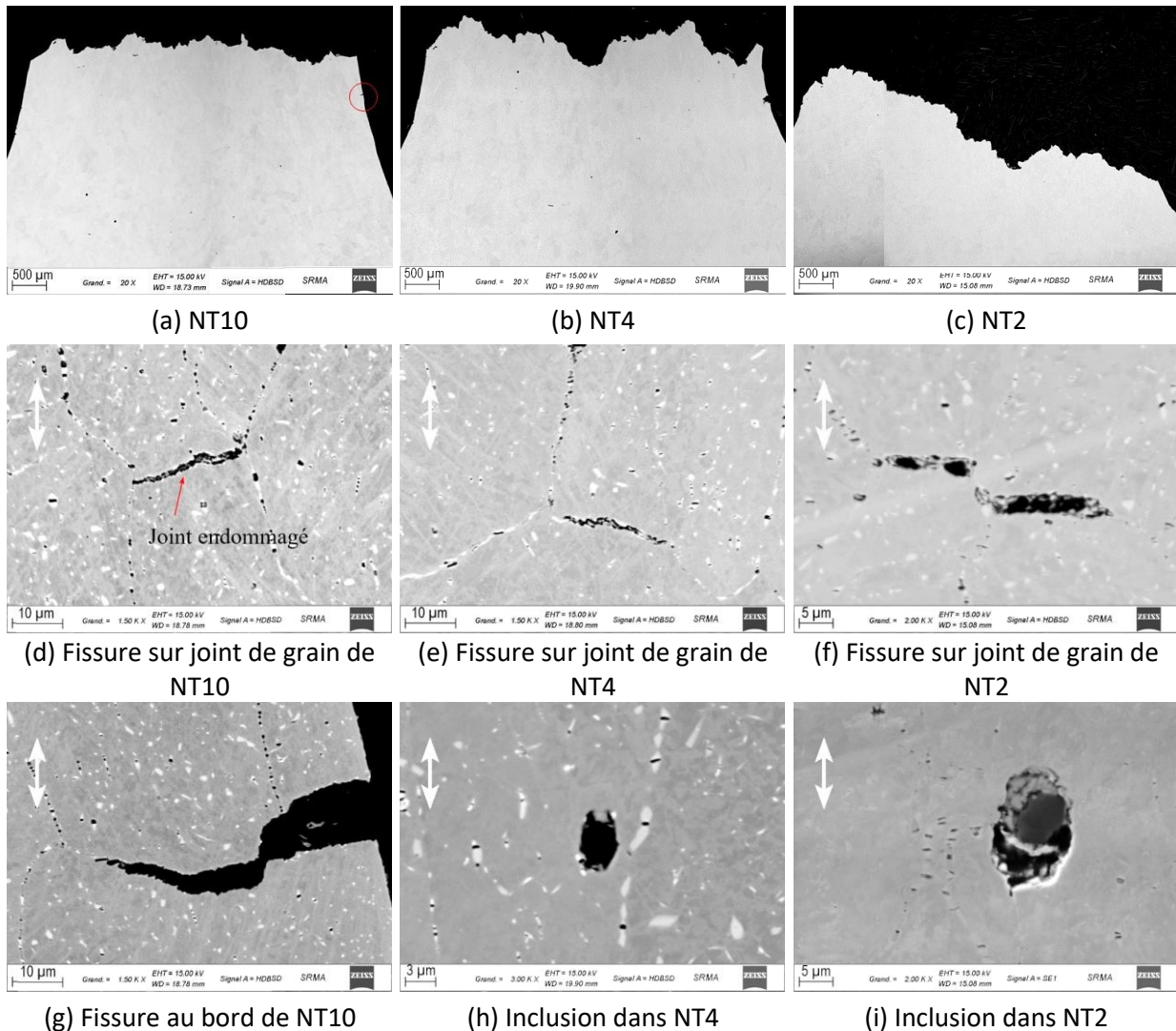


Figure 4-21 Observations de coupes polies des éprouvettes rompues en traction à l'état vieilli (M2)

4.4.4 Traction interrompue avec les NTx à l'état vieilli

Afin d'étudier l'amorçage de la rupture, des essais de traction interrompus ont été effectués sur des éprouvettes NTx à l'état vieilli (M2). Les conditions des essais sont les mêmes que pour les essais à rupture. Les courbes de la contrainte conventionnelle F/S_0 en fonction de la réduction du diamètre $\Delta\phi/\phi_0$ sont tracées sur la Figure 4-22. Les essais sont arrêtés après la force maximale, l'arrêt est matérialisé par des points noirs sur la Figure 4-22. Il n'y a pas de grande différence avec les essais à rupture sauf pour l'éprouvette NT10_M2_31 qui présente une rupture plus précoce et une chute de force plus progressive (moins brutale). Après interruption de l'essai, les éprouvettes NT10_M2_33, NT4_M2_29 et NT2_M2_24 sont

coupées en deux parties selon un plan radial et contenant l'axe de l'éprouvette (comme pour les observations précédentes). Puis, une partie de chaque éprouvette est polie suivant la procédure décrite dans le chapitre 3. Les surfaces polies miroir sont observées au MEB.

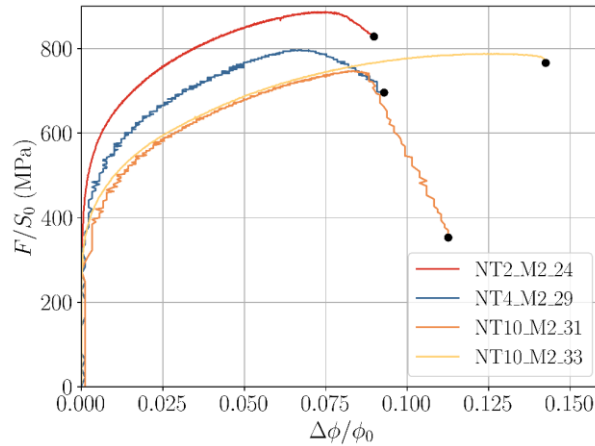


Figure 4-22 Courbes force-déplacement des essais de traction interrompue avec des éprouvettes NTx à l'état vieilli (M2)

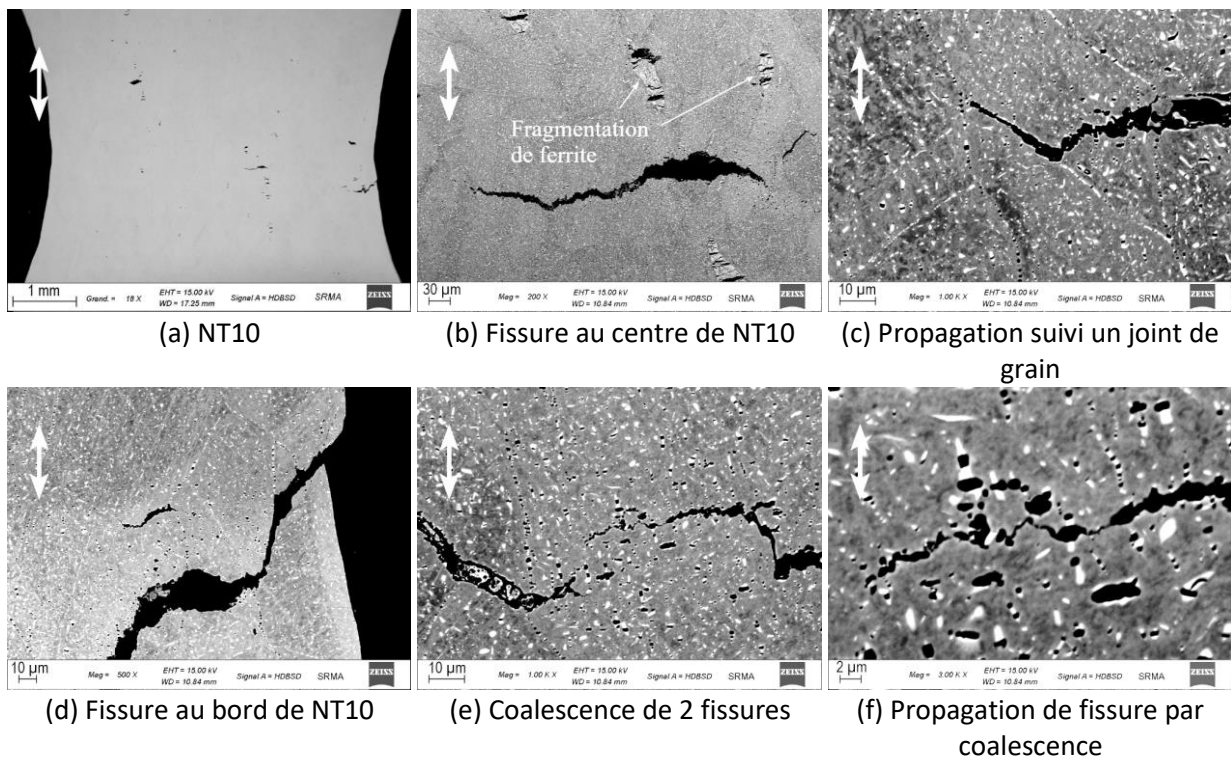


Figure 4-23 Observations microscopiques de coupe polie d'une éprouvette NT10 de traction interrompue à l'état vieilli (M2)

Pour la NT10, les photos au MEB sont présentées sur la Figure 4-23. Avec la Figure 4-23 (a), on observe des fissures de grandes dimensions (plusieurs centaines de micromètres) en surface et à l'intérieur de l'éprouvette. La fissure intérieure se propage essentiellement vers la gauche

horizontalement (voir la Figure 4-23 (b)). Contrairement à l'état neuf, on observe des fragmentations de ferrite plus remarquables sur l'état vieilli. On voit des ouvertures mais très peu de propagation. Sur le front de la fissure interne (Figure 4-23 (c)), on voit que la propagation intervient suivant un joint de grain. Pour la fissure en surface (voir la Figure 4-23 (d)), l'ouverture de la partie intérieure est plus grande que celle de la partie en surface. Donc, cette fissure pourrait s'être amorcée en subsurface puis s'être propagée vers la surface. À l'autre extrémité de cette fissure, la propagation ne semble pas suivre un joint de grain (voir la Figure 4-23 (e)). Il est probable qu'une interaction avec une fissure située plus à l'intérieur soit à l'origine de ce comportement. Ceci semble confirmé par la présence d'un endommagement important entre les deux fissures comme fréquemment observé en rupture ductile. Dans la Figure 4-23 (f), on peut observer plus précisément les coalescences des endommagements sur les précipités intragranulaires avec la fissure qui, ainsi, se propage. On retiendra donc que la rupture du matériau à l'état vieilli est composée de surfaces de ruptures intergranulaires et intragranulaires.

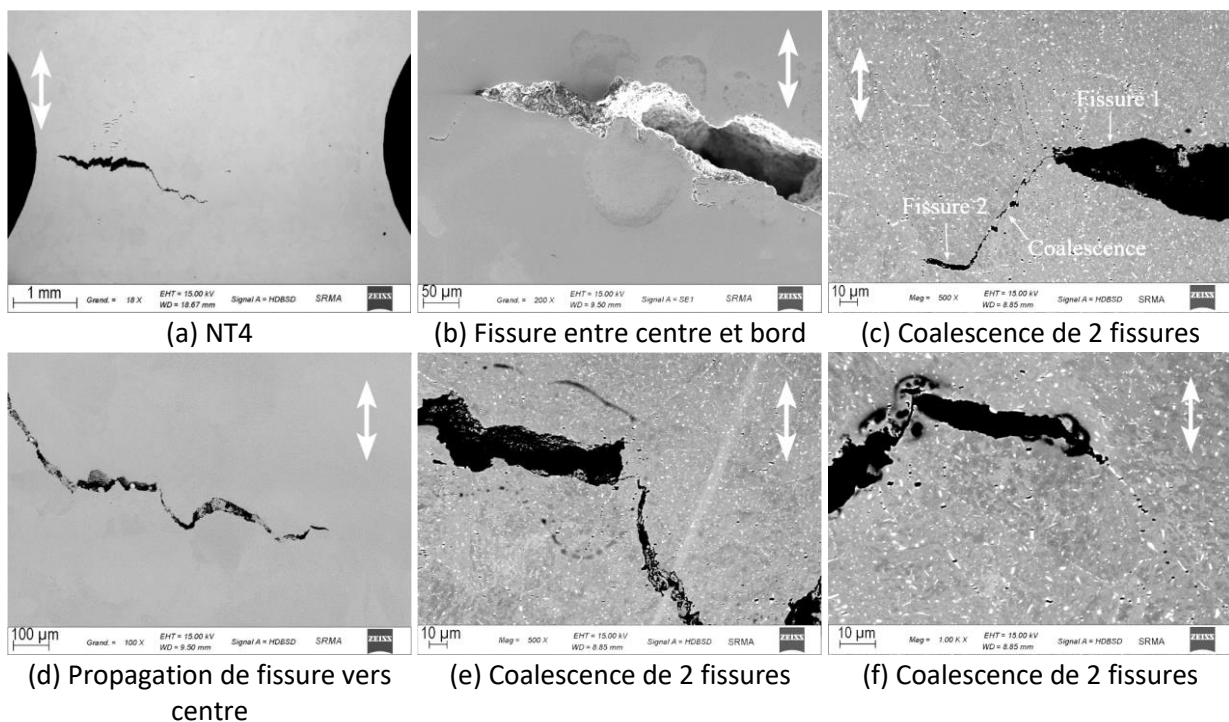


Figure 4-24 Observations microscopiques de coupe polie d'une éprouvette NT4 de traction interrompue à l'état vieilli (M2)

Dans le cas de la NT4, les images au MEB sont présentées sur la Figure 4-24. On observe une fissure importante entre le centre et le bord (Figure 4-24 (a)). Elle se propage perpendiculairement à la direction de traction. Au côté gauche de cette fissure sur la surface, l'ouverture atteint 40 µm (Figure 4-24 (b)). À gauche et en bas, il y a une autre fissure suivant

un joint de grain qui est plus petite et plus courte. Entre les deux fissures, il existe des ruptures des précipités intergranulaires qui ont tendance à coalescer comme présenté sur la Figure 4-24 (c). À droite de la fissure primaire, dans la direction du centre de l'éprouvette, on observe plusieurs segments de fissure avec une ouverture de $15\ \mu\text{m}$ (voir la Figure 4-24 (d)). Entre les segments de fissure, ce sont des fissures plus fines qui relient les plus grandes fissures comme sur la Figure 4-24 (e et f). Sur la Figure 4-24 (f), on voit que la fissure se propage suivant un joint de grain vers le centre de l'éprouvette avec un endommagement diffus en avant de son extrémité.

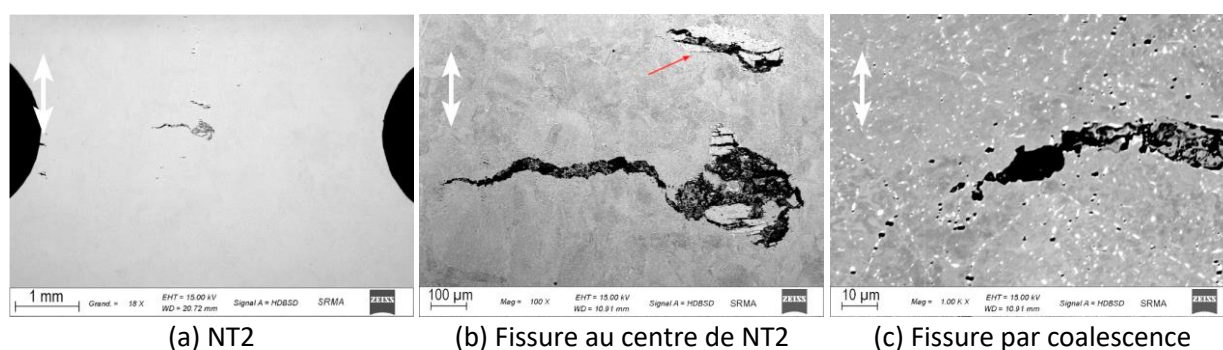


Figure 4-25 Observations microscopiques de coupe polie d'une éprouvette NT2 de traction interrompue à l'état vieilli (M2)

Dans le cas de la NT2, les images au MEB sont présentées sur la Figure 4-25. On observe une fissure importante au centre de l'éprouvette (voir la Figure 4-25 (a)). La propagation vers la droite de cette fissure primaire est prolongée vers le centre par un îlot de ferrite multi-fissuré et ayant donné naissance à une cavité de plusieurs centaines de micromètres de diamètre. À gauche et sur la surface, la fissure se propage suivant un joint de grain. Le front de fissure est entouré d'un endommagement diffus qui coalesce partiellement avec la fissure. La propagation semble alors devenir plutôt intragranulaire (voir la Figure 4-25 (c)). Au-dessus de la fissure primaire, on observe un îlot de ferrite (indiqué par la flèche rouge sur la Figure 4-25 (b)) entièrement fissuré dans le sens perpendiculaire à la direction de traction. On note que cette fissure semble arrêtée à l'interface ferrite-matrice sans propagation (voir la Figure 4-25 (b)).

Les six échantillons précédemment examinés en surface ont fait l'objet d'analyses tomographiques aux rayons X avec une résolution de $15\ \mu\text{m}$ à $25\ \mu\text{m}$. On note que l'endommagement à la surface de l'échantillon, qui est ouvert, ne peut pas être marqué dans la tomographie. Des vues en 3D sont présentées sur la Figure 4-26, la Figure 4-27 et la Figure 4-28. La Figure 4-26 (a), la Figure 4-27 (a) et la Figure 4-28 (a) correspondent aux échantillons

étudiés précédemment au MEB. Pour les deux échantillons de NT10 comme sur la Figure 4-26 (a et c), on observe des endommagements diffus à l'intérieur de l'éprouvette à part la fissure débouchant en surface qui a été observée précédemment. Les deux plus grandes cavités sont colorées en rouge (Figure 4-26 (b) et (d)), une est au centre et l'autre est près de la surface. Pour les échantillons de l'éprouvette NT4 comme illustré sur la Figure 4-27, l'endommagement dont l'ouverture la plus grande est la fissure observée au MEB. Elle se trouve entre le centre et le bord. On observe également d'autres endommagements diffus. L'éprouvette NT2 (Figure 4-28) comporte une fissure caractérisée au MEB précédemment et qui se propage aussi dans le sens perpendiculaire à la face découpée (Figure 4-28 (a) et (b)). L'autre partie de NT2 (Figure 4-28 (c)), comporte au centre une fissure de taille relativement importante (en rouge).

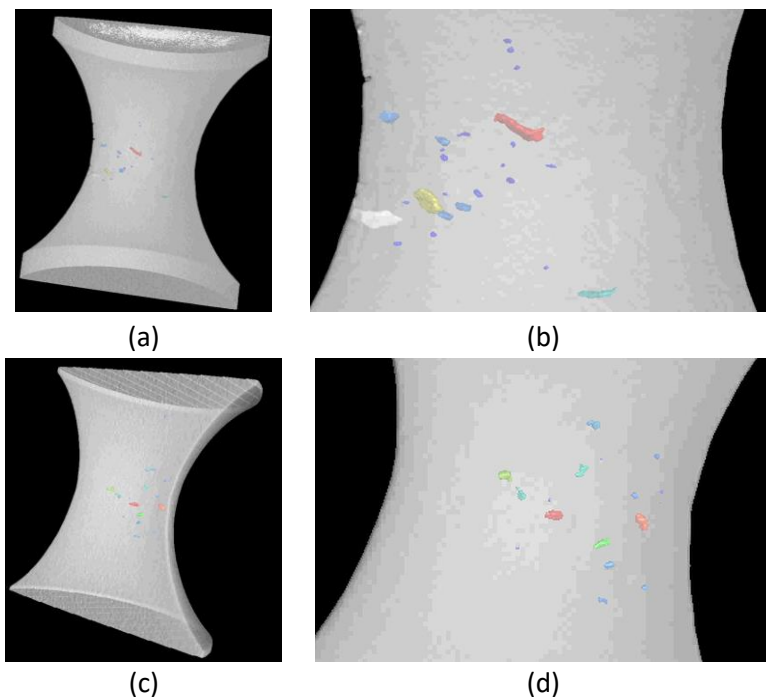


Figure 4-26 Tomographie aux rayons X des demi-éprouvettes NT10 après traction interrompue à l'état vieilli (M2)

L'éprouvette NT10_M2_31 n'a pas été découpée, elle a été directement analysée par la tomographie. Celle-ci présente une fissure visible à l'œil nu en surface (Figure 4-29 (a)). L'analyse tomographique montre que cette fissure couvre une fraction importante de la section de l'éprouvette, elle s'étend depuis la surface jusqu'au centre de l'éprouvette avec une légère inclinaison par rapport à l'horizontale. Le résultat de tomographie est présenté sur la Figure 4-29 (b). Une vue agrandie de cette fissure est présentée sur la Figure 4-29 (c). On voit que cette fissure semble se propager vers l'intérieur de l'éprouvette. On note la présence d'une seconde fissure de surface, beaucoup plus petite que la première. La Figure 4-29 (d) est

une vision axiale (projection). Dans cette vue de dessus, la projection de la fissure occupe environ un quart de la section de l'éprouvette. La Figure 4-29 (e) est une coupe transversale. La surface de la fissure est plus petite que la surface de la fissure dans la Figure 4-29 (d). Cela est dû à l'inclinaison de la fissure par rapport au plan horizontal. La Figure 4-29 (f) est une coupe longitudinale. L'ouverture de fissure est plus grande près de la surface qu'au centre. La fissure s'est donc amorcée au bord ou en subsurface puis s'est propagée vers l'intérieur de l'éprouvette.

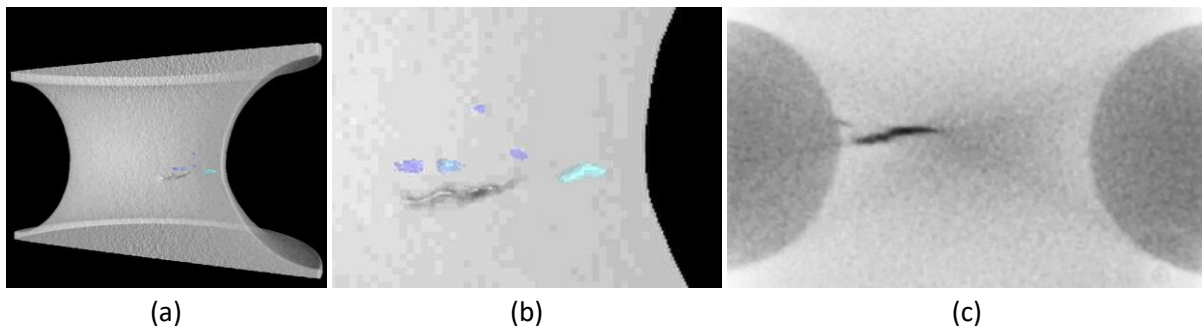


Figure 4-27 Tomographie aux rayons X des demi-éprouvettes NT4 après traction interrompue à l'état vieilli (M2)

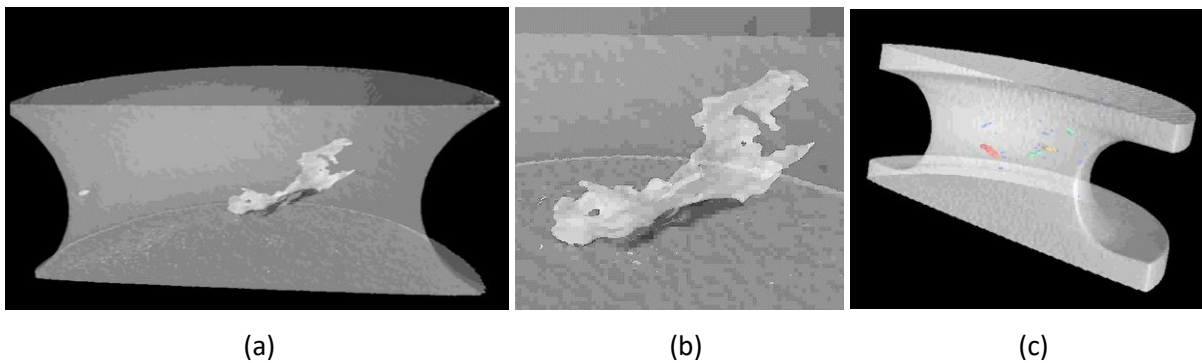


Figure 4-28 Tomographie aux rayons X des demi-éprouvettes NT2 après traction interrompue à l'état vieilli (M2)

Si on compare les éprouvettes NT10_M2_31 (amorçage au bord) et NT10_M2_33 (amorçage au centre), la dispersion du comportement vis-à-vis de l'endommagement pourrait s'expliquer par une hétérogénéité de distribution des précipités ou la présence de ferrite. Quand la fissure amorce au centre, elle se propage vers le bord et donc sur la distance d'un rayon. Mais si la fissure amorce au bord, elle se propage vers l'autre côté sur la distance d'un diamètre. Donc, la chute de force est plus progressive dans le cas de la NT10_M2_31. On note que la triaxialité des contraintes est plus grande au centre de l'éprouvette. Or, la triaxialité des contraintes de l'éprouvette NT10 est plus petite due au rayon de l'entaille plus grand que sur les éprouvettes NT4 et NT2. Donc, l'endommagement au centre de l'éprouvette NT10 est plus difficile que

pour les éprouvettes NT4 et NT2. Cela permet une déformation plus grande. L'amorçage d'un défaut au bord ou en subsurface est donc possible. Il existe donc une compétition entre rupture au centre (triaxialité plus élevée) et au bord (déformation plus élevée). Pour autant, les mécanismes de rupture observés restent les mêmes. Ils sont donc contrôlés à la fois par la contrainte et la déformation.

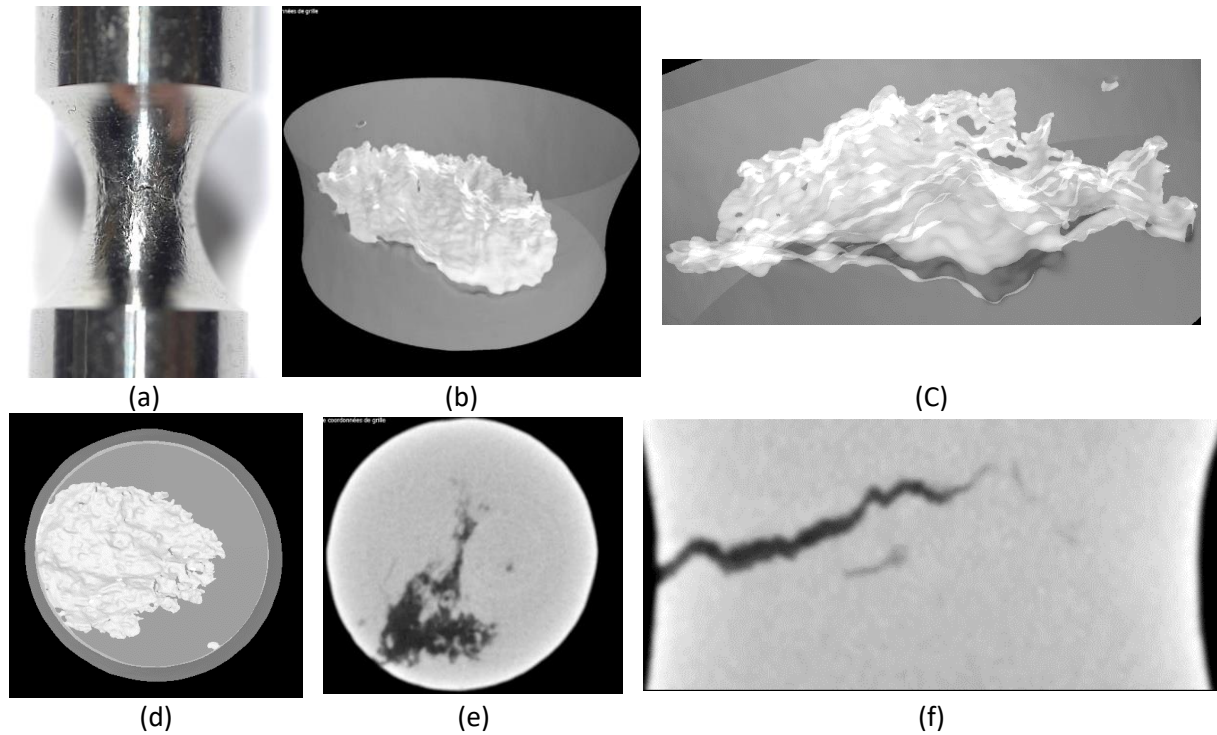


Figure 4-29 Tomographie aux rayons X d'une éprouvette complète de NT10 en traction interrompue à l'état vieilli (M2)

4.4.5 Conclusions sur les essais de traction axisymétrique entaillée

Dans cette partie, on a réalisé des essais de traction avec des éprouvettes NTx avec trois rayons d'entaille différents. Comme pour les éprouvettes de traction lisse, le vieillissement thermique réduit la ductilité avec un allongement à rupture 3 fois plus petit. Quel que soit l'état du matériau (neuf ou vieilli), la diminution du rayon de l'entaille augmente la triaxialité des contraintes et la force maximale alors que la ductilité diminue.

À l'état neuf, la fissure s'amorce au centre de l'éprouvette par la germination et la croissance de grandes cupules sur les inclusions grossières. La rupture finale se produit par cisaillement typique des faciès dits « cup and cone ». Sur les analyses de fractographies, on trouve qu'une haute triaxialité des contraintes favorise la croissance des cupules. À l'état vieilli, les faciès de rupture sont plus plats avec une rupture mixte intergranulaire et intragranulaire. L'endommagement intergranulaire paraît contrôler la rupture ; l'endommagement

intragranulaire semble se produire afin de permettre la coalescence des micro-fissures intergranulaires orientées perpendiculairement à la direction de traction. Les coupes polies des éprouvettes à l'état neuf montrent des endommagements de forme de cavités allongées dans la direction de traction amorcées sur les inclusions (Leurs grands axes étant en fait dans la direction de plus grande déformation). À l'état vieilli, l'endommagement est plus diffus et se localise sur les précipités intergranulaires et intragranulaires. La fissure se propage par coalescences de ces cavités germées sur les précipités.

Après les essais de traction interrompue, on trouve des fissures au bord et centre pour la NT10, des fissures entre bord et centre pour la NT4 et des fissures au centre pour la NT2. La dispersion des essais sur NT10 serait expliquée par une hétérogénéité du matériau. La diminution de triaxialité des contraintes dans le cas de la NT10 montre la possibilité de l'amorçage autour d'un défaut au bord ou en subsurface due à une grande déformation. Il semble qu'il existe une compétition entre l'endommagement par la triaxialité des contraintes au centre et l'endommagement par la déformation au bord. La raison est que la diminution du rayon de l'entaille engendre une augmentation de la triaxialité des contraintes et des gradients des champs mécaniques. La triaxialité des contraintes étant plus importante au centre, la position de l'endommagement plus proche de celui-ci dans les éprouvettes NT4 et NT2 semblerait donc indiquer que l'état de contrainte est dans ce cas prépondérant.

4.5 Identification de la loi de comportement par éléments finis

Afin d'obtenir une loi de comportement élasto-plastique pour l'acier inoxydable 316L(N) de notre étude à l'état neuf (M1) et à l'état vieilli (M2), des simulations par éléments finis avec des éprouvettes ST et NTx sous chargement de traction monotone ont été effectuées. Les maillages et le comportement mécanique sont modélisés dans le logiciel de Cast3M, qui est un code de calcul par la méthode des éléments finis et développé au CEA. Les maillages des différentes éprouvettes sont présentés sur la Figure 4-30 (a). Dans le cas des éprouvettes axisymétriques (ST et NTx), des éléments linéaires en 2D axisymétriques quasi incompressibles à 4 nœuds et 4 points de Gauss, appelés ICQ4, ont été utilisés. Les simulations sont effectuées en grande déformation. Des schémas simplifiés sont tracés dans la Figure 4-30 (b) pour illustrer les conditions aux limites qui sont ajoutées selon la symétrie des éprouvettes.

Les observations fractographiques montrent que les faciès de rupture des éprouvettes axisymétriques ST et NTx conservent encore une forme circulaire. On suppose donc que le

comportement élasto-pastique du matériau est isotrope. La surface de charge est exprimée par :

$$f(\sigma, p) = \sigma_{eq} - \sigma_0(\epsilon_p) = 0 \quad (4-5)$$

où σ_{eq} est la contrainte équivalente de von Mises, ϵ_p est la déformation plastique cumulée. $\sigma_0(\epsilon_p)$ est la contrainte d'écoulement. On utilise une forme comportant deux écrouissages isotropes, double loi de Voce (Voce E., 1948) :

$$\sigma_0(\epsilon_p) = R_0 + R_1(1 - \exp(-b_1\epsilon_p)) + R_2(1 - \exp(-b_2\epsilon_p)) \quad (4-6)$$

où R_0, R_1, b_1, R_2, b_2 sont cinq paramètres à déterminer. L'emploi de deux fonctions de la forme $R_i(1 - \exp(-b_i\epsilon_p))$ permet d'ajuster la loi d'écrouissage aux faibles et fortes déformations. Pour les simulations, on utilise un module de Young de 200 GPa et un coefficient de poisson de 0,33.

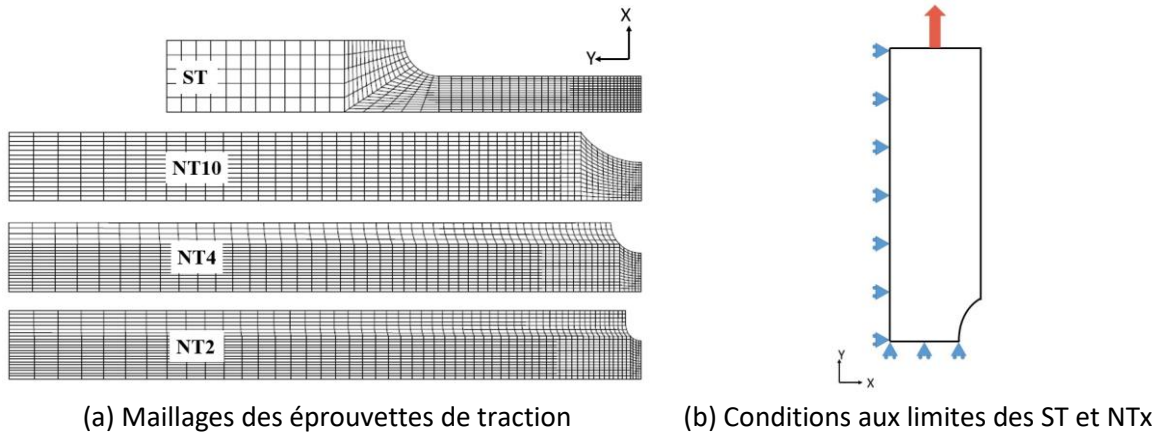


Figure 4-30 Maillages et conditions aux limites des calculs aux éléments finis sur ST et NTx

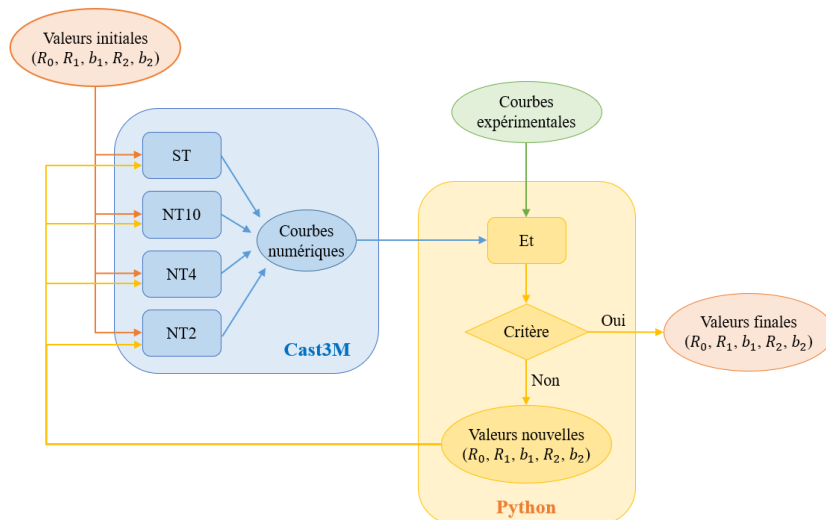


Figure 4-31 Processus de l'identification de loi de comportement

Les résultats des essais précédents sur éprouvette ST et NTx constituent la base de données sur laquelle les paramètres de la loi de comportement sont ajustés. Pour déterminer les valeurs de ces cinq paramètres (R_0, R_1, b_1, R_2, b_2), on compare la différence entre résultats numériques et expérimentaux (courbes force-déplacement et courbes $F/S_0 - \Delta\phi/\phi_0$) par une fonction d'erreur pour chaque essai. La fonction erreur est définie par :

$$E_i = \sqrt{\sum_1^N (y_i^{exp} - y_i^{sim})^2} \quad (4-7)$$

où (x_i, y_i^{exp}) , (x_i, y_i^{sim}) sont des points interpolés linéairement sur les courbes expérimentales et numériques avant le point où la force ou la contrainte conventionnelle diminue rapidement. N est le nombre de points interpolés dont la valeur est choisie égale à 1000.

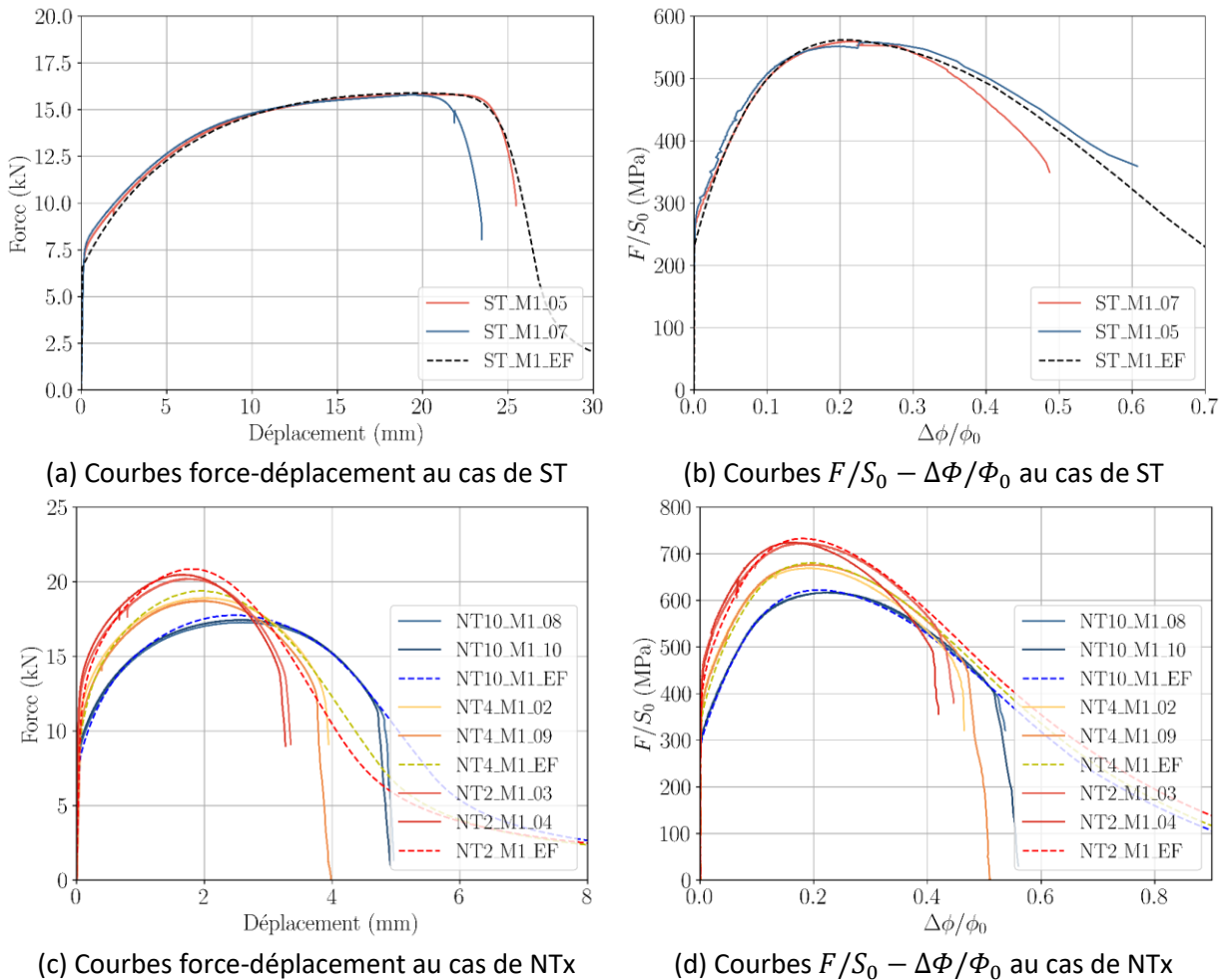
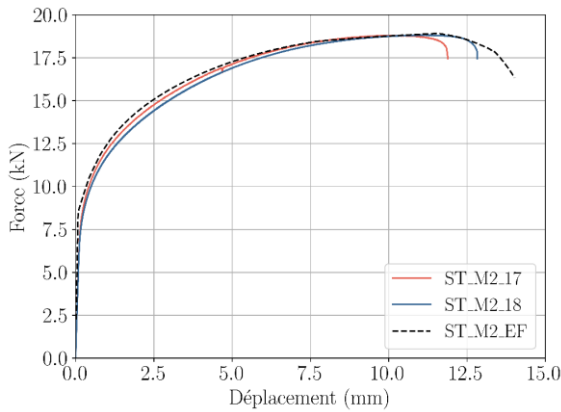


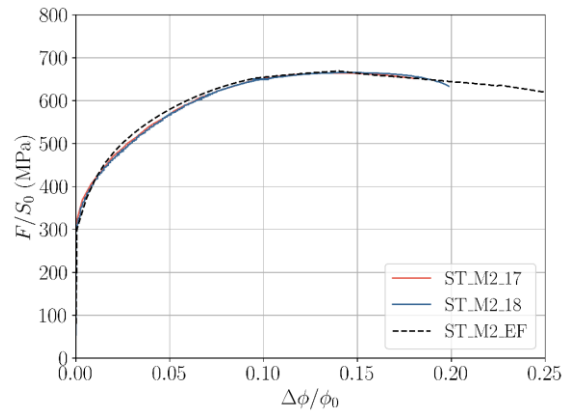
Figure 4-32 Comparaison des résultats numériques et expérimentaux des essais de traction à l'état neuf (M1)

La fonction erreur totale est la somme des erreurs de chacun des essais tels que définis par l'équation (4-8). Les essais utilisés sont ceux réalisés sur ST et NTx : Chaque essai ayant le même nombre de points, chaque essai a le même poids.

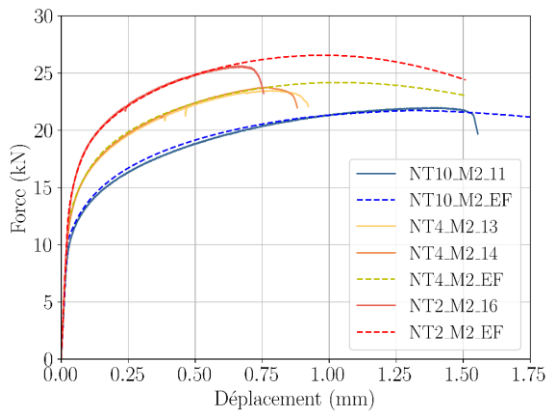
$$E_t = \sum_{essais} E_i \quad (4-8)$$



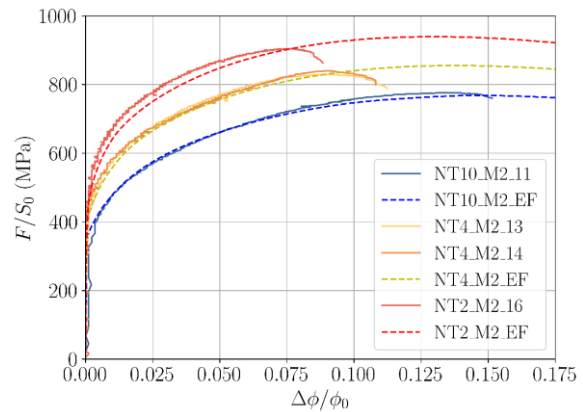
(a) Courbes force-déplacement au cas de ST



(b) Courbes $F/S_0 - \Delta\Phi/\Phi_0$ au cas de ST



(c) Courbes force-déplacement au cas de NTx



(d) Courbes $F/S_0 - \Delta\Phi/\Phi_0$ au cas de NTx

Figure 4-33 Comparaison des résultats numériques et expérimentaux des essais de traction à l'état vieilli (M2)

Cette fonction d'erreur totale est minimisée par le solveur 'scipy.optimize.minimize' en Python 3.9.13. La méthode de Powell est utilisée parce qu'il n'est pas nécessaire de fournir les gradients. Cette optimisation permet de déterminer les paramètres libres (R_0, R_1, b_1, R_2, b_2). Un schéma de l'optimisation est présenté sur la Figure 4-31. À chaque itération, les simulations sont réalisées par Cast3M et fournissent des courbes numériques de l'ensemble de la base de données des essais sur éprouvettes ST et NTx. En comparant avec les courbes expérimentales, la fonction erreur est évaluée par le code de Python. Si le critère ($E_t < 0,01$) est atteint, les valeurs des paramètres sont sorties. Sinon, le solveur de Powell donne des nouvelles valeurs et le code de Python les transfère à Cast3M pour lancer des simulations de l'itération suivante.

Tableau 4-4 Paramètres de loi de comportement

Etat	R_0 (MPa)	R_1 (MPa)	b_1	R_2 (MPa)	b_2
Neuf	231,5	1463,8	0,736	260,7	5,325
Vieilli	300,0	715,5	3,955	107,2	59,614

Les valeurs finales des paramètres pour le matériau neuf et vieilli sont présentées dans le Tableau 4-4. Une comparaison entre les résultats numériques finaux et expérimentaux est présentée dans la Figure 4-32 et la Figure 4-33. Les courbes de simulation sont tracées en lignes pointillées. On voit qu'il y a une bonne cohérence entre des courbes numériques et expérimentales sauf dans la partie après la force maximale et avant la rupture, où l'effet de l'endommagement sur le comportement est non négligeable. On peut toutefois noter que pour les essais de ST, le modèle élasto-plastique permet de bien simuler les courbes jusqu'à la rupture sans considération de l'endommagement.

4.6 Traction sur les éprouvettes de déformation plane

4.6.1 Résultats des essais FGx

La conception des éprouvettes de déformation plane, notée FGx, assure que la section minimale est sollicitée en déformation plane (voir plan présenté dans la Figure 4-1). Ces essais permettent d'étudier l'effet du paramètre de Lode sur l'endommagement ductile (Xue, 2007). Les données enregistrées sont : la force appliquée à l'éprouvette et le déplacement mesuré par deux extensomètres axiaux positionnés sur les côtés de l'éprouvette et qui permettent de vérifier la symétrie. Dans le post-traitement, une valeur moyenne de mesure de ces deux extensomètres axiaux est calculée comme le déplacement de l'éprouvette.

Les courbes force-déplacement sont tracées sur la Figure 4-34. Pour l'état neuf (M1), quand le rayon de l'entaille diminue (FG6 → FG2), la force maximale augmente. Les éprouvettes FG2 et FG6 ne présentent pas de grande différence d'allongement longitudinal à la rupture (entre 3,8 et 4 mm). Pour l'état vieilli (M2), une décharge partielle avant rupture a été réalisée manuellement pendant l'essai pour changer de mode de pilotage depuis celui en extensomètre par celui en déplacement du vérin afin d'éviter une compression après rupture. L'allongement à la rupture est seulement entre 1,2 et 1,5 mm car confirmant la perte de ductilité induite par le traitement de vieillissement. Comme sur l'état neuf, l'éprouvette FG2 présente une force maximale plus élevée que l'éprouvette FG6. Globalement, les éprouvettes FGx atteignent une force maximale plus grande à l'état vieilli qu'à l'état neuf, ce qui est similaire aux résultats des essais ST et NTx.

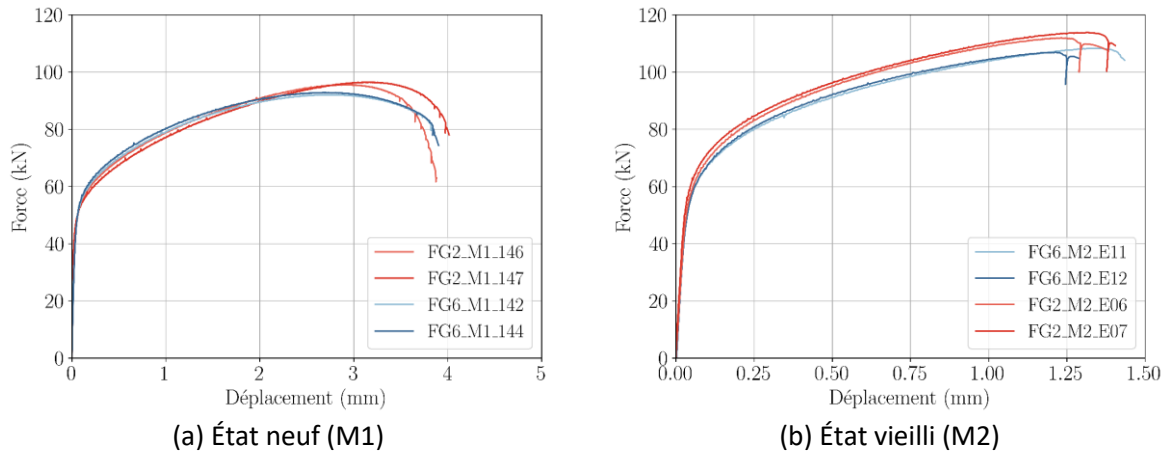


Figure 4-34 : Courbes force-déplacement des essais de traction sur des éprouvettes FGx

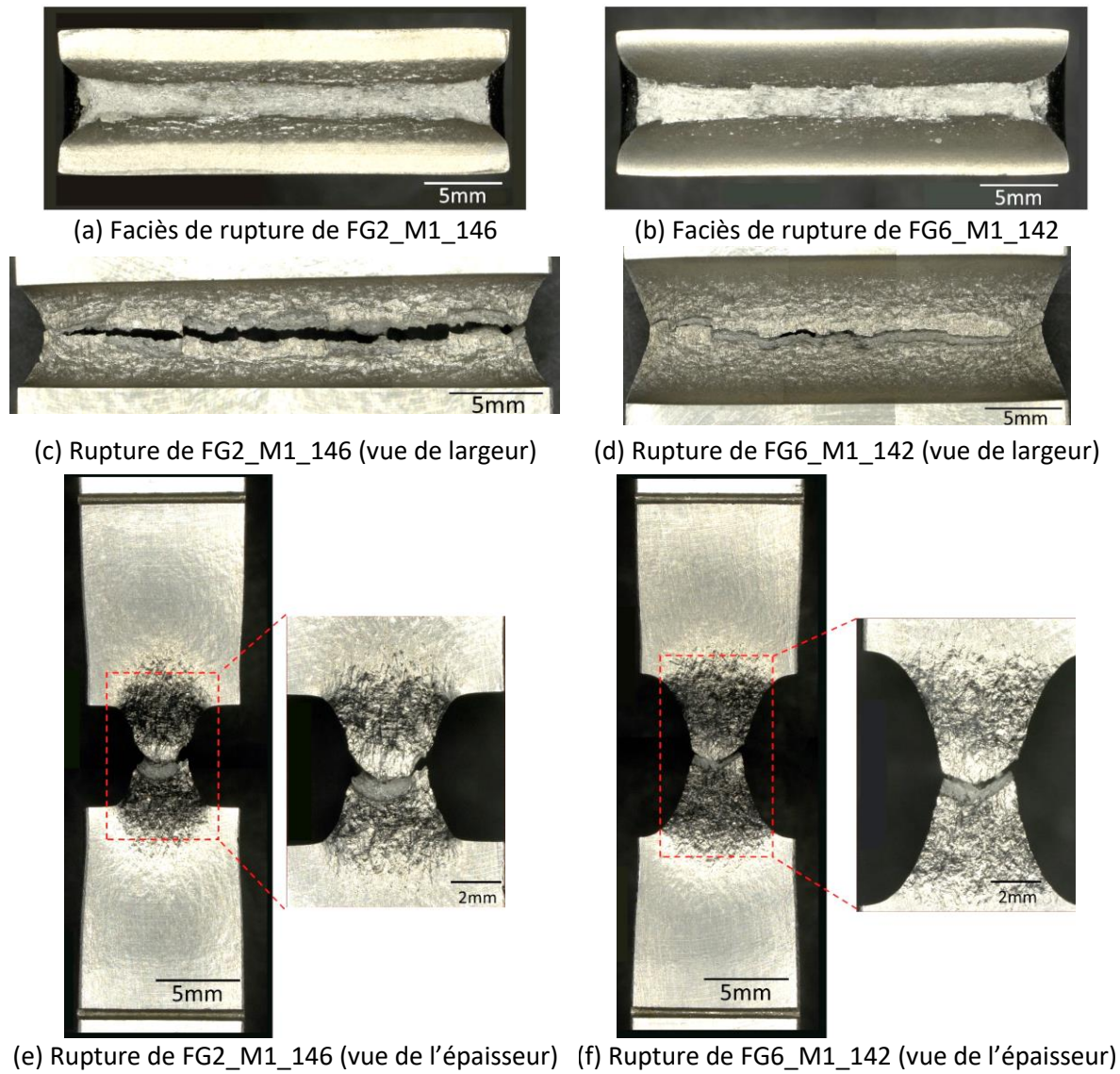


Figure 4-35 : Éprouvettes FGx rompues en traction à l'état neuf (M1)

Les faciès de rupture des éprouvettes de traction à l'état neuf (M1) sont présentés sur la Figure 4-35. Comme attendu, on note une striction importante dans l'épaisseur (Figure 4-35 (a) et (b)). Il y a aussi une légère striction dans la largeur (Figure 4-35 (a) et (b)). La striction dans l'épaisseur est plus grande dans la partie centrale qu'en bord. Si on compare les FG2 et FG6, la striction dans l'épaisseur est plus grande quand le rayon de l'entaille augmente. Un « montage » de la vue des deux demi-éprouvettes suivant la largeur est présenté pour les éprouvettes FG2 et FG6 respectivement sur la Figure 4-35 (c et d). L'ouverture dans la zone centrale est plus grande qu'au bord. La fissure se propage donc, a priori, du centre vers les bords. La Figure 4-35 (e et f) présente des photographies prises dans la direction transversale permettant de voir l'épaisseur de l'éprouvette. On voit une rupture typiquement ductile en forme de cône-cuvette (« cup and cone »). De plus, on observe aussi une légère striction indiquant que la déformation plastique s'étend en dehors de l'entaille.

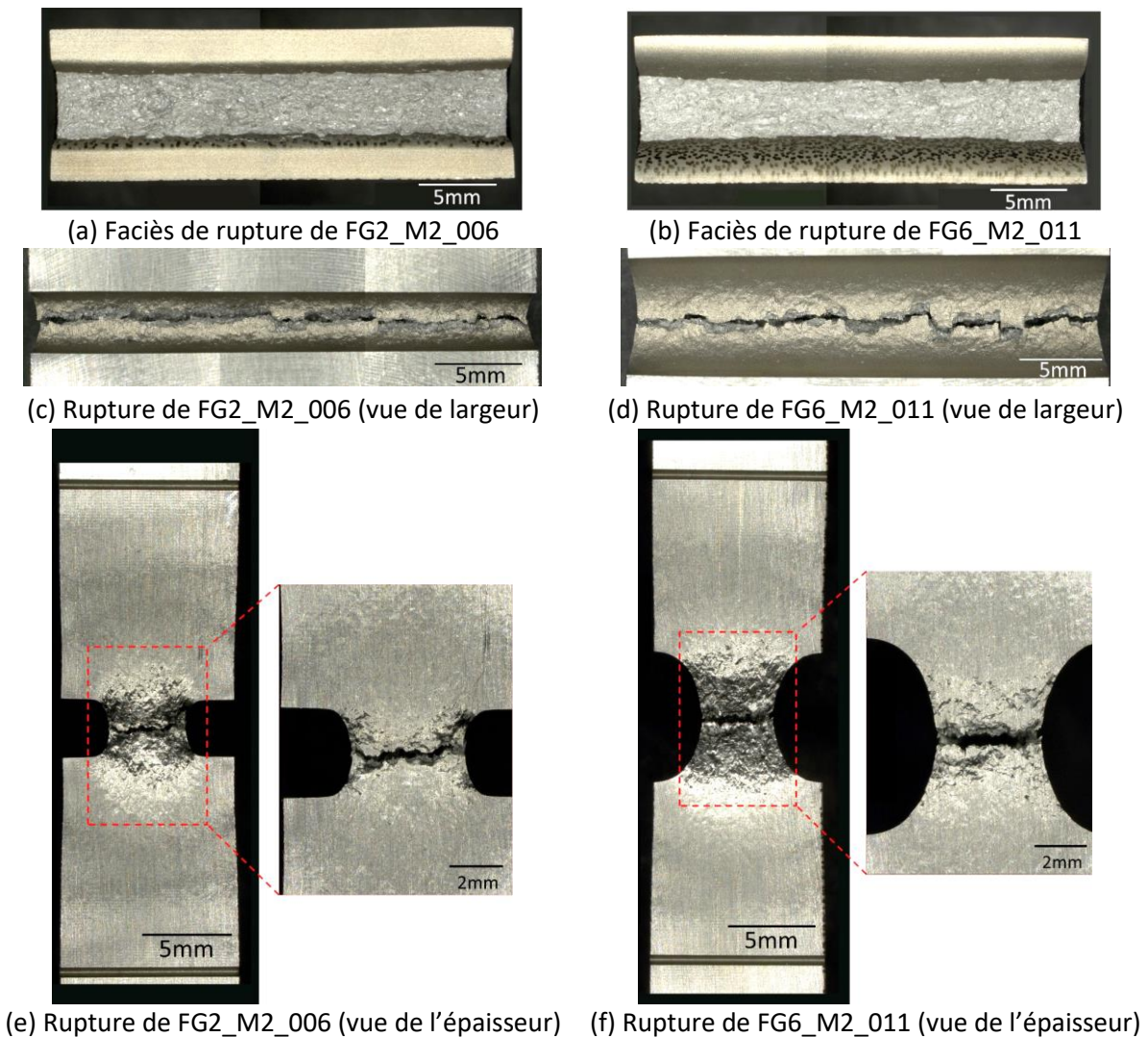


Figure 4-36 Éprouvettes FGx rompues en traction à l'état vieilli (M2)

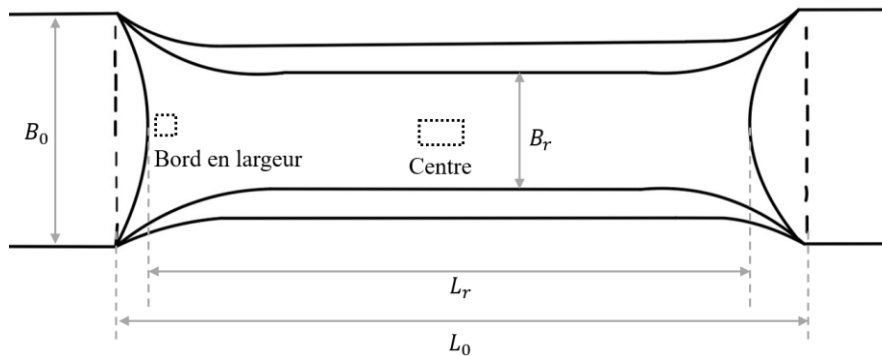


Figure 4-37 Zones observées sur les faciès de rupture de FGx

À l'état vieilli (M2), les strictions suivant l'épaisseur et la largeur sont plus faibles que celles à l'état neuf (M1) (Figure 4-36 (a) et (b)). Sur la FG2 et surtout sur la FG6, on observe que la striction est plus grande au centre qu'au bord (voir la Figure 4-36 (b)). Dans la Figure 4-36 (c et d), la fissure suit aussi la ligne de symétrie globalement mais avec plusieurs zigzags marquants. Contrairement à l'état neuf (M1), sur l'état vieilli (M2) les deux surfaces s'épousent sur la totalité de la largeur soulignant ainsi la faible déformation à rupture. Si on regarde dans la direction transversale (voir la Figure 4-36 (e et f)), on observe que le faciès de rupture est beaucoup plus plat pour l'état vieilli (M2) que pour l'état neuf. On note, toutefois, les traces de cisaillement à 45° près du bord. En dehors de l'entaille, on observe aussi une légère striction dans l'épaisseur.

4.6.2 Fractographie de FGx

Les faciès de rupture des éprouvettes FGx ont été observés au MEB sur la zone centrale et zone près du bord au milieu de l'épaisseur comme illustré dans la Figure 4-37. Les photos au centre à l'état neuf (M1) sont présentées sur la Figure 4-38 (a et b). On trouve de grandes cupules au centre de l'épaisseur (sens vertical). Près du bord de l'épaisseur, les cupules sont beaucoup plus petites. Donc, dans le sens de l'épaisseur, ce sont les cupules au centre qui sont d'abord amorcées puis la rupture s'est propagée vers les surfaces de l'éprouvette. Si on compare FG2 et FG6, on observe que les cupules sont plus grandes dans le cas de FG2 que dans le cas de la FG6 (voir la Figure 4-38 (c-f)). Conformément aux résultats précédents sur les NTx, la proportion de grandes cupules est plus importante sur les éprouvettes ayant les entailles les plus sévères. Montrant ainsi que la plus grande triaxialité des contraintes de l'éprouvette FG2, comparativement à l'éprouvette FG6, favorise la croissance des cupules.

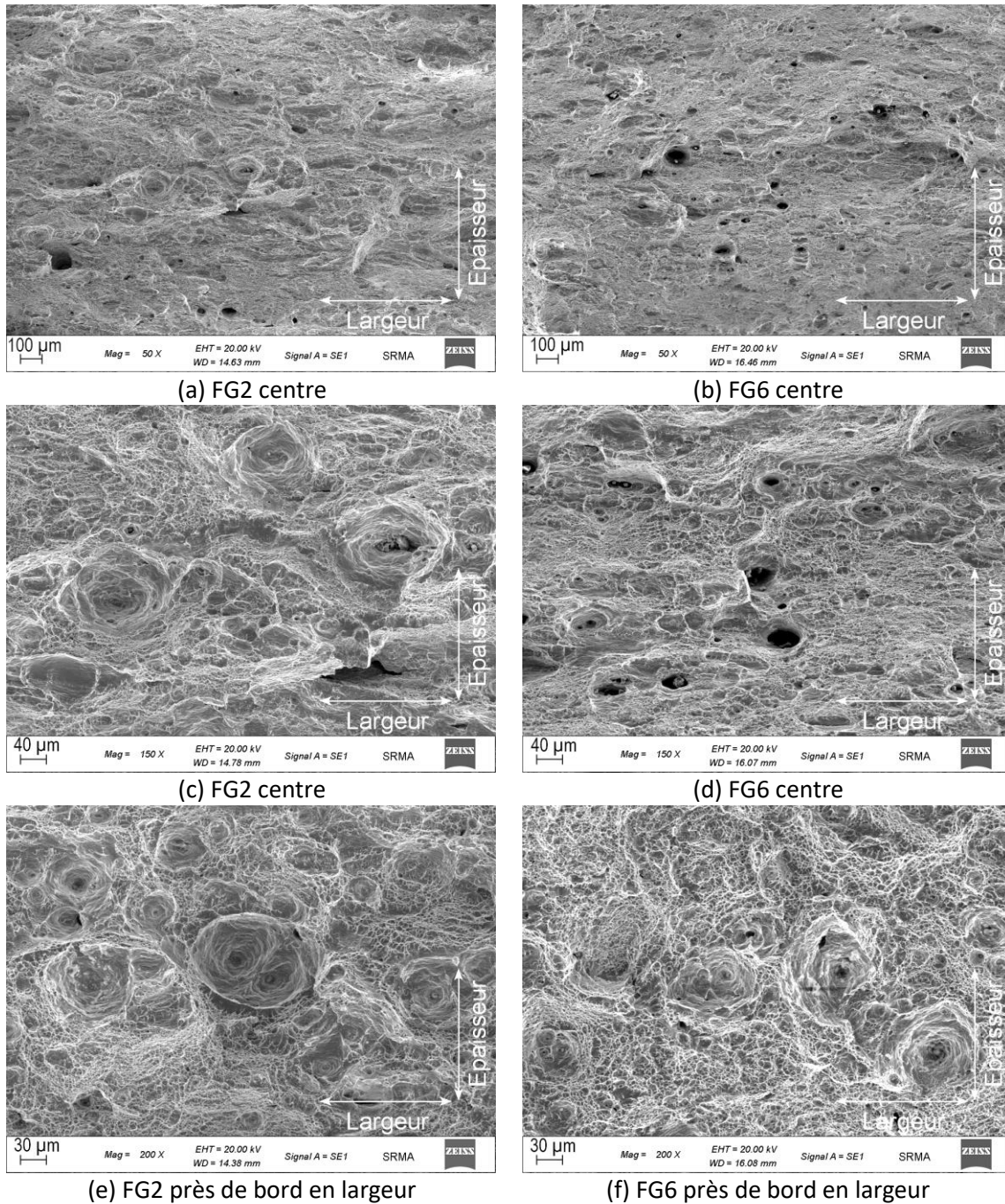


Figure 4-38 Fractographie de FGx à l'état neuf (M1)

Les photos de l'état vieilli sont présentées dans la Figure 4-39. Comme les essais précédents à l'état vieilli (M2), les faciès de FGx de l'état vieilli présentent des ruptures intragranulaires et intergranulaires constituées de petites cupules beaucoup plus petites que sur l'état neuf (M1). On note la présence de quelques fissures secondaires (perpendiculaires au plan de rupture) intergranulaires. Contrairement à l'état neuf (M1), on ne note pas de grande différence entre les deux géométries d'éprouvettes sur l'état vieilli (M2).

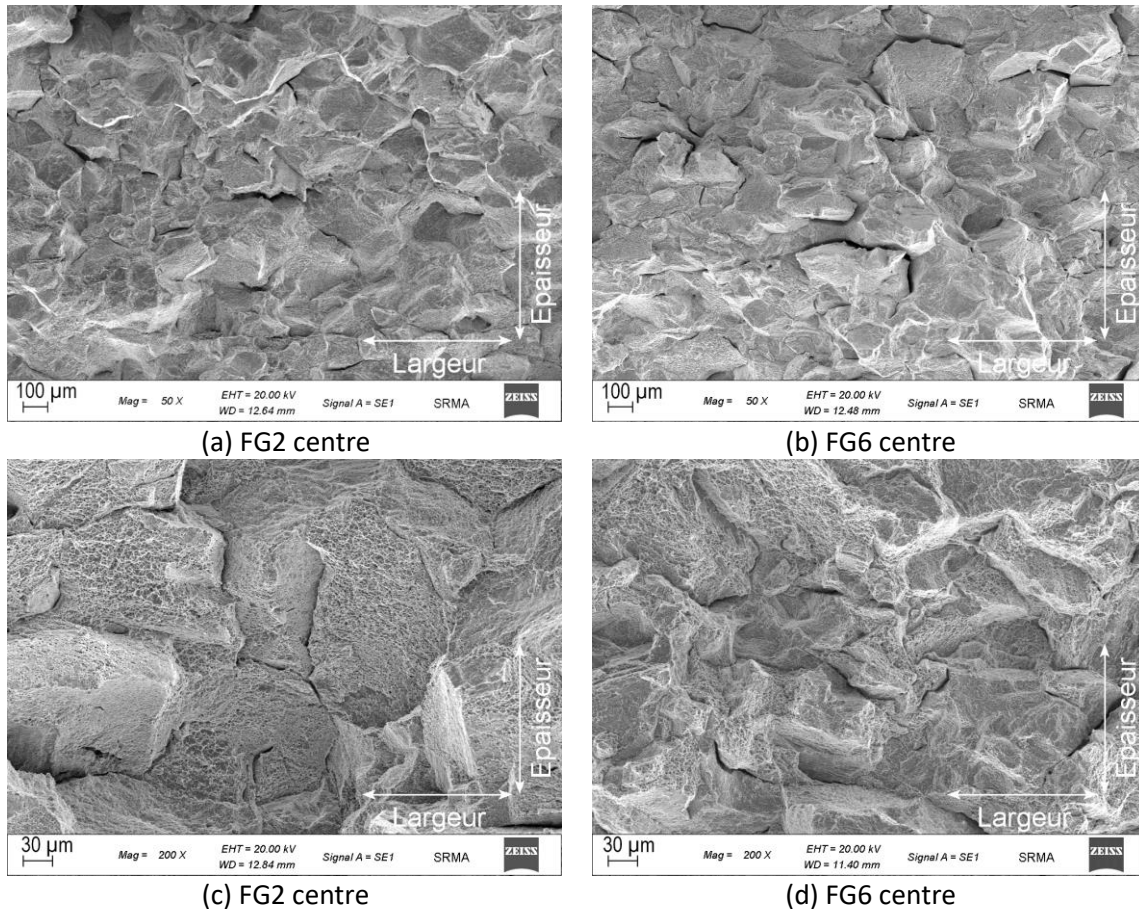


Figure 4-39 Fractographie de FGx à l'état vieilli (M2)

4.6.3 Simulations élasto-plastiques sur les éprouvettes FGx

La loi de comportement identifiée par des calculs de ST et NTx a été utilisée pour simuler les essais de traction avec les éprouvettes de déformation plane FGx. Les maillages utilisés sont présentés sur la Figure 4-40 (a). Un quart de l'éprouvette est modélisé selon la symétrie de l'éprouvette. La Figure 4-40 (b) présente les conditions aux limites. Les calculs ont été conduits avec des éléments quasi incompressibles à 8 points de Gauss de type ICC8. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux est faite sur les courbes force-déplacement qui sont tracées sur la Figure 4-41. Les courbes simulées sont tracées en ligne pointillée. À l'état neuf (voir la Figure 4-41 (a et b)), il y a une bonne cohérence entre les courbes numériques et expérimentales jusqu'à un allongement de 2,2 mm. Quand l'allongement est plus grand, elles divergent. On note que la force maximale correspond à un allongement de 3 mm pour l'éprouvette FG2_M1_146 et 2,7 mm pour l'éprouvette FG6_M1_142. On en déduit qu'il existe possiblement des endommagements diffus avant la force maximale. Globalement, la loi identifiée et le critère de von Mises sont compatibles avec l'acier 316L(N) à l'état neuf.

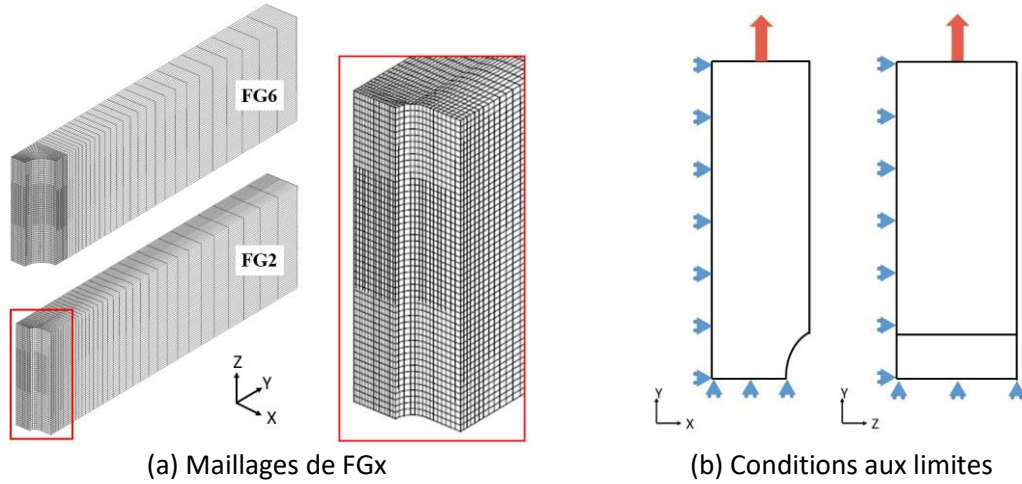


Figure 4-40 Maillages de FGx et leurs conditions aux limites

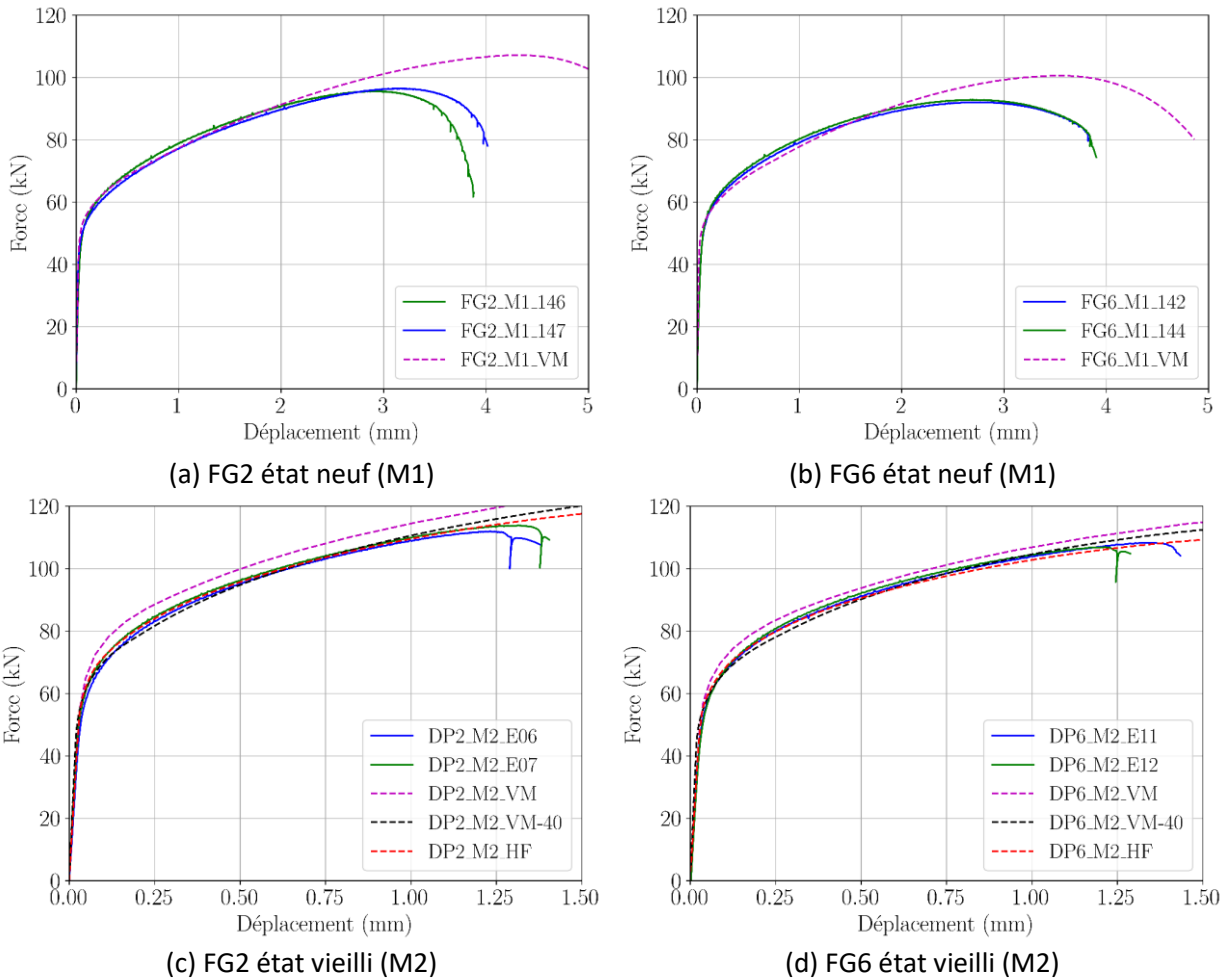


Figure 4-41 Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux des essais de FGx (VM : résultats numériques avec le critère de von Mises ; VM-40 : résultats numériques avec le critère de von Mises en diminuant 40MPa la limite d'élasticité ; HF : résultats numériques avec le critère de Hosford

À l'état vieilli (voir la Figure 4-41 (c et d)), les courbes simulées avec critère de von Mises sont au-dessus des courbes expérimentales. On peut alors simuler les essais en diminuant la limite

d'élasticité de 40 MPa (soit une réduction de 14%). Les résultats sont tracés sur la Figure 4-41 (c et d) avec l'indice 'VM-40'. Ces courbes simulées reproduisent les courbes expérimentales. En même temps, le critère de Hosford (Hosford, 1972) a été testé par Jacques Besson avec le logiciel Zset développé par le centre des matériaux de l'école de Mines. Ce critère utilise la contrainte équivalente par l'équation 4-9.

$$\sigma_{eq,HF} = \left(\frac{1}{2} ((\sigma_1 - \sigma_2)^{n_H} + (\sigma_2 - \sigma_3)^{n_H} + (\sigma_1 - \sigma_3)^{n_H}) \right)^{\frac{1}{n_H}} \quad (4-9)$$

où σ_1 , σ_2 et σ_3 sont les contraintes principales, n_H est le paramètre de Hosford. Donc, le critère de Hosford revient au critère de von Mises quand $n_H = 2$ et au critère de Tresca quand $n_H = 1$ ou $n_H \rightarrow \infty$. Les résultats sont tracés sur la Figure 4-41 (c et d) avec l'indice 'HF'. Les simulations avec critère de Hosford ($n_H = 24$) confirment bien les courbes expérimentales. Vu que le critère de Hosford n'est pas disponible dans Cast3M, les simulations dans la suite de cette thèse avec le matériau vieilli sont effectuées avec le critère de von Mises mais en réduisant de 40 MPa la limite d'élasticité.

4.6.4 Conclusions sur les essais de traction avec les éprouvettes FGx

Dans cette partie, on a réalisé les essais de FG2 et FG6 à l'état neuf (M1) et à l'état vieilli (M2). Le Tableau 4-5 résume les résultats principaux. Pour chaque état de matériau, la diminution du rayon de l'entaille n'a pas d'effet sur l'allongement à rupture mais augmente légèrement la force maximale. De plus, les coefficients de striction diminuent quand le rayon de l'entaille diminue. Ils sont calculés selon les équations $Z_{largeur} = (L_0 - L_r)/L_0$ et $Z_{épaisseur} = (B_0 - B_r)/B_0$ (voir la Figure 4-38 (a)). À l'état neuf (M1), la rupture est typiquement ductile avec beaucoup de cupules. La diminution de l'entaille conduit à des cupules plus grandes car la triaxialité est augmentée favorisant la croissance des cupules. Par ailleurs, on note que le vieillissement thermique a réduit la ductilité d'un facteur 3 environ. Au niveau microscopique, les faciès de l'état vieilli (M2) présentent une rupture moins ductile avec des petites cupules intergranulaires et intragranulaires. Les simulations ont reproduit les courbes force-déplacement expérimentales en utilisant le critère de Hosford ou le critère de von Mises et une diminution de 40 MPa sur la limite d'élasticité.

Tableau 4-5 Résumé des résultats des essais de traction avec des éprouvettes FGx

	État neuf (M1)			État vieilli (M2)		
	F_{max} (N)	$Z_{largeur}$ (%)	$Z_{épaisseur}$ (%)	F_{max} (N)	$Z_{largeur}$ (%)	$Z_{épaisseur}$ (%)
FG2	95616	13,5	52,1	111944	3,8	17,5
FG6	92286	12,8	61,0	109613	4,5	22,3

4.7 Traction in-situ au MEB

Des essais de traction in-situ au MEB ont été réalisés afin d'étudier la séquence d'évolution des endommagements pour les états neuf et vieilli. Le plan de l'éprouvette utilisée est présenté sur la Figure 4-1, l'épaisseur de l'éprouvette après usinage et avant polissage est de 1 mm. Avant essai, les éprouvettes sont polies avec des papiers abrasifs jusqu'à 3 μm . L'état de surface final est obtenu par un polissage électrochimique. Les essais sont réalisés sur la machine de traction/compression Proxima MicroMecha d'une capacité de chargement maximale de 3000 N, conçue pour être utilisée in situ dans le MEB-FEG Zeiss Sigma HD du CEA/DRMP/SRMA/LA2M (voir la Figure 4-42). Les essais en traction sont réalisés en vitesse de déplacement uni-axial, qui est imposée à la vitesse de 3 $\mu\text{m/s}$, ce qui correspond à une vitesse de déformation de l'ordre de $1,5 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, pour une longueur utile 2 mm (hauteur de l'entaille).

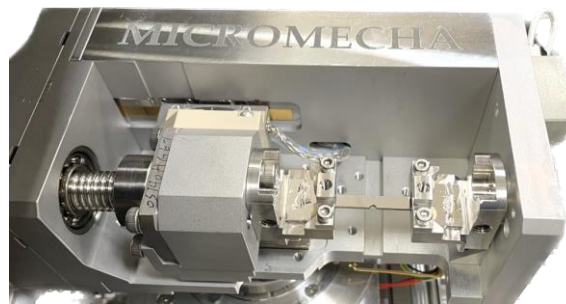


Figure 4-42 Installation de l'éprouvette sur la platine de traction in-situ

L'éprouvette à géométrie plate est enserrée entre un mors fixe et un mors mobile. L'éprouvette n'étant pas instrumentée d'un extensomètre, la déformation plastique de la zone utile est assimilée, en première approximation, au déplacement de la traverse mobile mesuré par un capteur de déplacement optique corrigé de la rigidité de la machine et de l'échantillon. Les caractéristiques mécaniques macroscopiques de l'éprouvette (force et allongement) sont enregistrées au cours de l'essai. Les observations et analyses microstructurales sont effectuées via un microscope électronique à balayage (MEB-FEG) ZEISS Sigma HD associé à un détecteur de microanalyse chimique par sélection d'énergie EDS Oxford. Pendant les essais, la courbe conventionnelle ($F/S_0 \sim \Delta l/l_0$, où S_0 est la section initiale de l'éprouvette, l_0 est la largeur des entailles) est tracée dans le logiciel MicroMecha. Dans le but de visualiser l'évolution de l'endommagement, les essais de traction sont interrompus pour différentes valeurs de $\Delta l/l_0$. À chaque arrêt, des images à faible grandissement ont été enregistrées de façon à mesurer la déformée des éprouvettes, ainsi que des images à plus fort grandissement permettant de suivre l'endommagement de quelques zones présélectionnées.

4.7.1 État neuf

Pour les éprouvettes à l'état neuf (M1), les essais de traction sont interrompus à 5 valeurs de $\Delta l/l_0$ avant la rupture de l'éprouvette, un premier arrêt proche de la limite d'élasticité ($\Delta l/l_0 \approx 3\%$), deux arrêts avant la force maximale ($\Delta l/l_0 \approx 17\%$, $\Delta l/l_0 \approx 35\%$), un arrêt à la force maximale et un arrêt après la force maximale. Les courbes conventionnelles sont tracées sur la Figure 4-43. Les décharges sont dues à la relaxation de l'effort pendant chaque interruption. Pour ces courbes, l'axe x est la partie plastique de $\Delta l/l_0$:

$$\frac{\Delta l}{l_0} (\text{plastique}) = \frac{\Delta l}{l_0} (\text{totale}) - \frac{\frac{F}{S_0}}{\text{rigidité (machine et éprouvette)}} \quad (4-10)$$

Les quatre essais réalisés à l'état neuf (M1) sont peu dispersés. La déformation à rupture est entre 0,7 et 0,8.

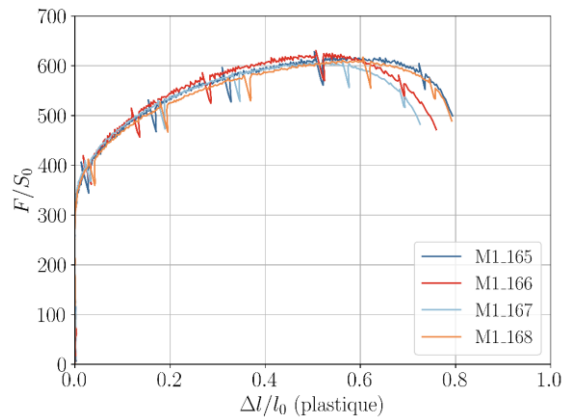


Figure 4-43 Courbes $F/S_0 - \Delta l/l_0$ des essais de traction in-situ au MEB à l'état neuf

La série de photos en vue d'ensemble de la zone utile est présentée sur la Figure 4-44. La direction de traction est horizontale. Au cours de l'essai, la surface de l'éprouvette, lisse après polissage, devient rugueuse du fait de la déformation plastique. La rupture finale s'initie au milieu de l'entaille. Elle est presque perpendiculaire à la direction de traction. Pendant les essais, on a identifié quelques inclusions dans la zone utile et suivi leur endommagement. Un exemple est présenté dans la Figure 4-45. Avant essai, seule une partie de l'inclusion, qui se trouve en subsurface, est visible. Au cours de l'essai de traction, on voit d'abord une décohésion de l'interface inclusion/matrice comme sur la Figure 4-45 (b), suivie d'une ouverture de la cavité qui s'allonge préférentiellement dans la direction de traction (sens horizontal). Si on fait une mesure sur la dimension de l'inclusion (sens horizontal), elle passe de $4,2 \mu\text{m}$ (Figure 4-45 (a)) à $50,4 \mu\text{m}$ (Figure 4-45 (f)) avant la rupture. Par chance, la rupture

finale passe par cette cavité. On peut voir les deux parties après rupture dans la Figure 4-45 (g et h).

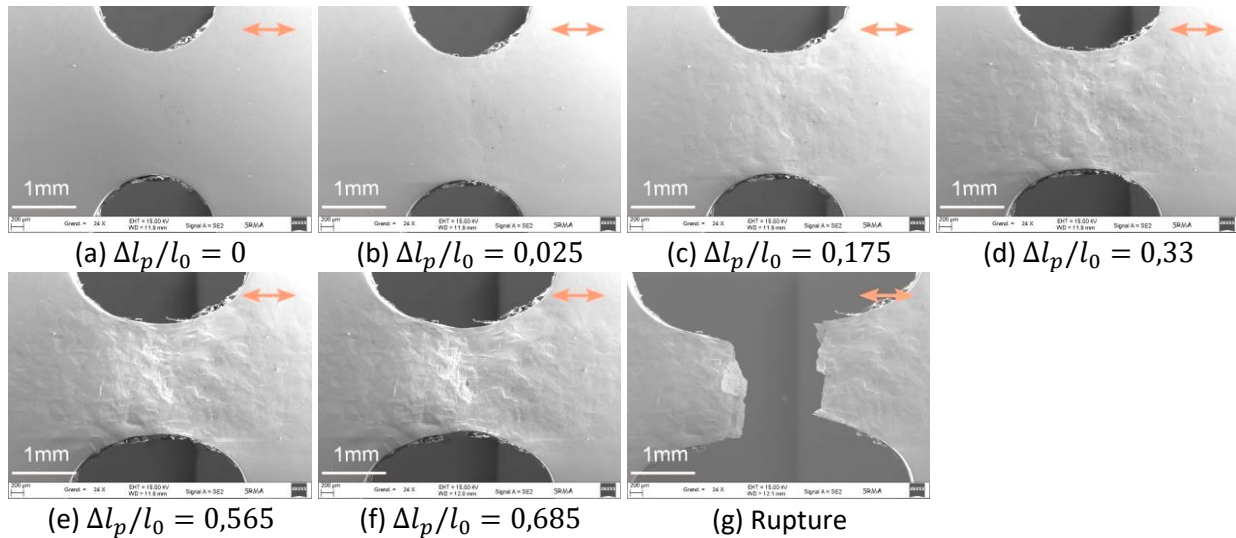


Figure 4-44 Déformé de l'éprouvette (167) pendant la traction in-situ à l'état neuf (M1)

En plus des cavités germées sur des inclusions visibles en surface de l'éprouvette, on observe aussi des endommagements apparaissant pendant la traction sur des inclusions présentes sous la surface, comme illustrés sur la Figure 4-46. Avant l'essai, l'inclusion n'est pas visible, puis après déformation, la croissance de la cavité fait apparaître l'inclusion. L'ouverture de la cavité intérieure déchire la peau de l'éprouvette. Pour cette inclusion, celle-ci s'est endommagée par décohésion de l'interface. En plus de l'endommagement initié sur les inclusions, on observe aussi des fragmentations de la ferrite comme la Figure 4-47 qui engendre des fissures. Cependant, l'ouverture de ces fissures reste modérée. Une explication est que la matrice est plus ductile que la ferrite. Donc, la propagation des fissures est arrêtée quand elles sortent de zone de ferrite. Même si on a suivi des inclusions dans la zone utile, la rupture finale ne passe pas souvent par les inclusions observées. Parce que la fissure amorce au bord de l'entaille (voir la Figure 4-48) par des endommagements en surface ou à l'intérieur ou par un défaut de l'usinage. Vu que le matériau est très ductile, un défaut de l'usinage au bord n'a pas un grand effet sur l'étude d'endommagement et on n'observe pas une grande dispersion sur des courbes $F/S_0 \sim \Delta l/l_0$ (*plastique*). On peut voir un amorçage au bord de l'entaille dans la Figure 4-48 (a). Il y a aussi une fissure à la surface de l'éprouvette sur la Figure 4-48 (b). La présence de l'endommagement (voir la Figure 4-48 (b)) en surface de l'éprouvette laisse supposer l'existence de fissures internes dans l'épaisseur. La rupture finale passe par cette fissure comme dans la Figure 4-48 (c). Sur le faciès de rupture (voir la Figure 4-48 (d)), on voit des petites cupules de cisaillement.

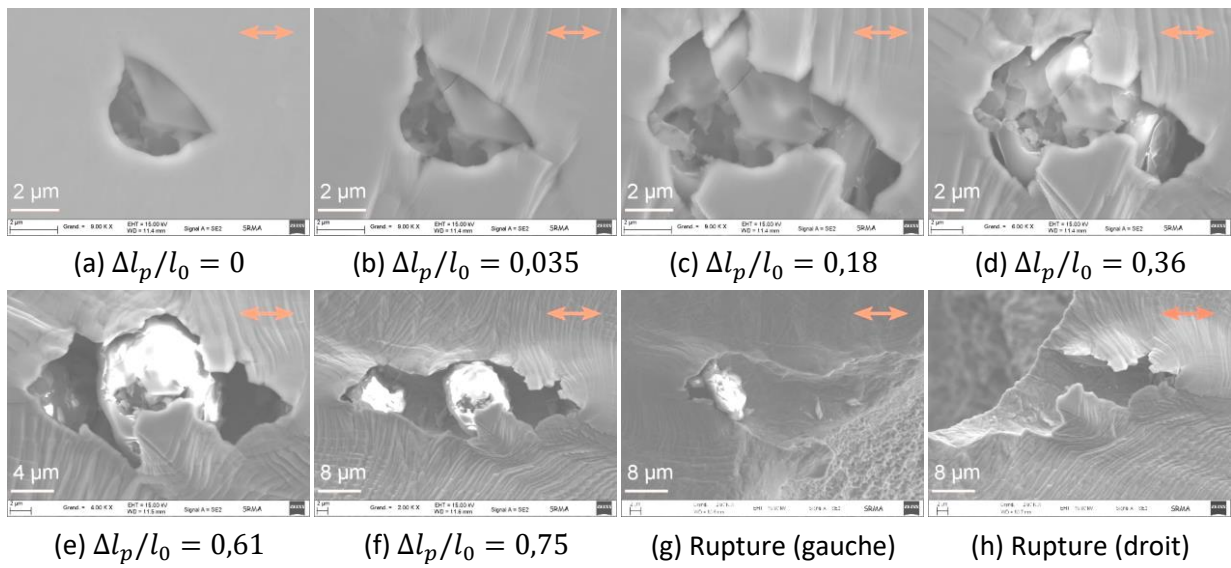


Figure 4-45 Évolution de l'inclusion dans la surface de l'éprouvette 168 pendant la traction in-situ à l'état neuf (M1)

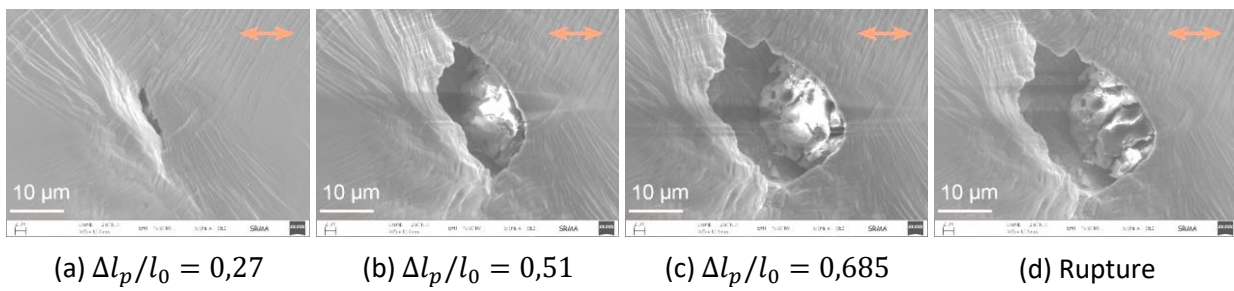


Figure 4-46 Évolution de l'inclusion à l'intérieur de l'éprouvette 166 pendant la traction in-situ à l'état neuf (M1)

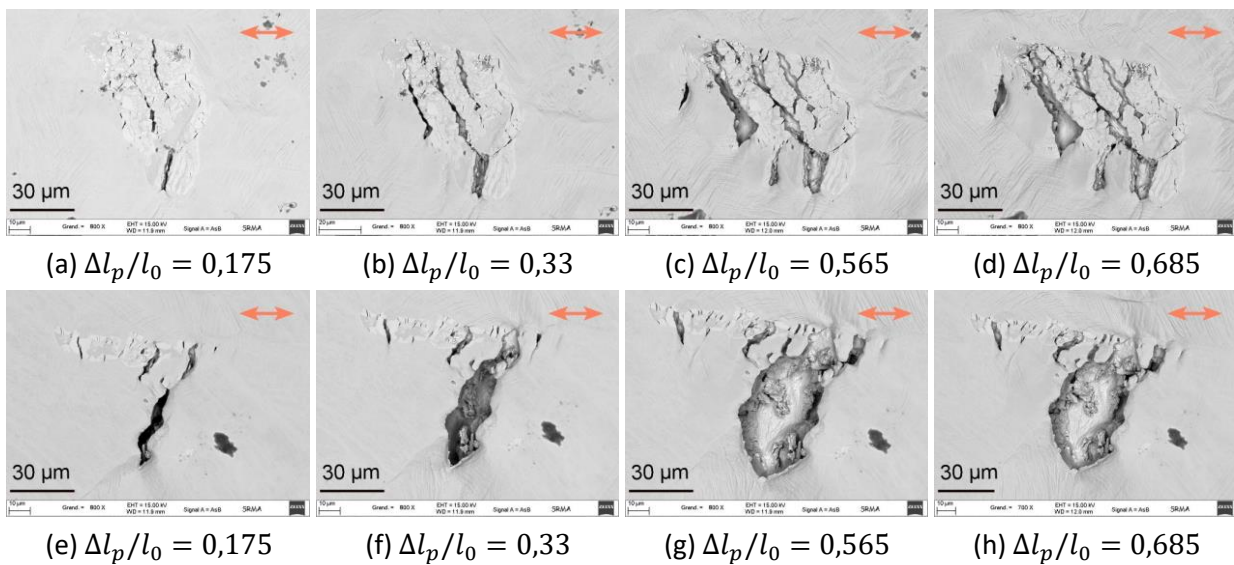


Figure 4-47 Fragmentations des ferrites dans la surface de l'éprouvette 167 pendant la traction in-situ à l'état neuf (M1)

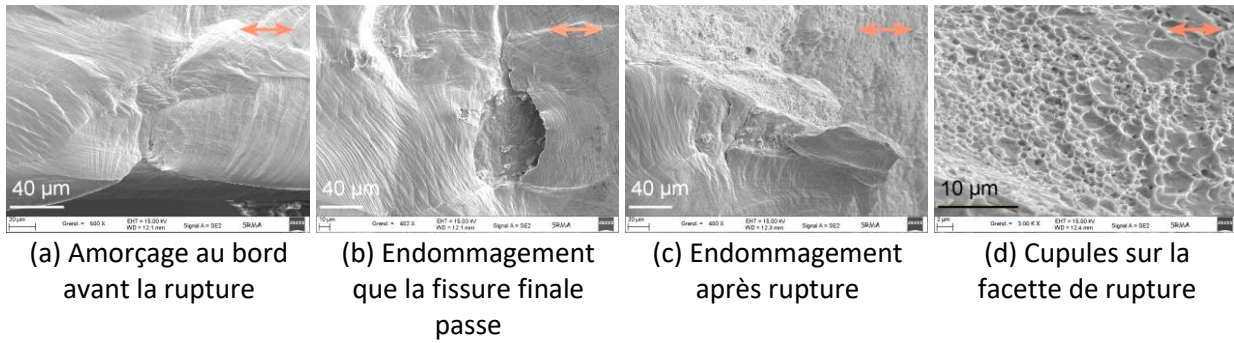


Figure 4-48 Fissure finale de l'éprouvette 167 pendant la traction in-situ à l'état neuf (M1)

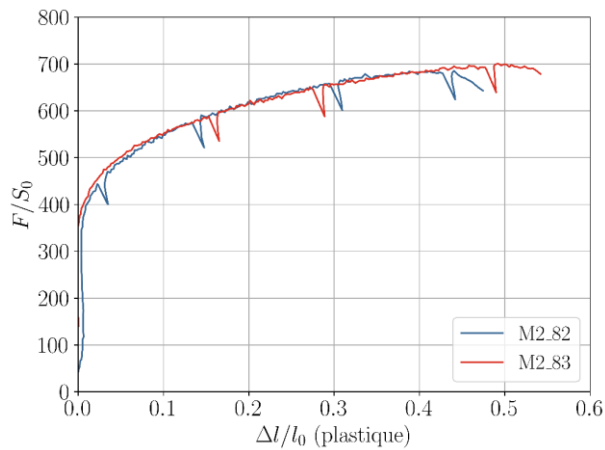


Figure 4-49 Courbes $F/S_0 - \Delta l/l_0$ des essais de traction in-situ au MEB à l'état vieilli (M2)

4.7.2 État vieilli

Pour les éprouvettes à l'état vieilli (M2), les essais de traction sont interrompus à 4 niveaux de déformation avant la rupture : un premier arrêt après la limite d'élasticité ($\Delta l/l_0 \approx 2\%$), deux arrêts avant la force maximale ($\Delta l/l_0 \approx 15\%$, $\Delta l/l_0 \approx 30\%$) et un arrêt à la force maximale. Les éprouvettes à l'état vieilli rompent brutalement après la force maximale. C'est pour cela que nous n'avons pas de photos après la force maximale et avant la rupture. Les courbes ($F/S_0 - \Delta l/l_0(\text{plastique})$) de deux tests sont présentées dans la Figure 4-49. Les deux essais ont une bonne cohérence sauf pour la déformation à la rupture (0,47 et 0,54). La force maximale est plus grande à l'état vieilli que l'état neuf ce qui est conforme aux résultats des autres types d'essais de traction.

Une série de photos en vue d'ensemble de la zone utile est présentée sur la Figure 4-50. La direction de traction est horizontale. On voit que la déformation est beaucoup plus faible que pour l'état neuf (M1) : on n'observe pas de rugosité marquée sur la surface de l'éprouvette avant la force maximale. La rupture finale (voir la Figure 4-50 (f et g)) se trouve au milieu de

l'entaille sur le bord de l'éprouvette en haut. Mais en bas, la rupture a une inclinaison de 45° par rapport à la direction de traction. On note que cette inclinaison n'est pas observée sur les autres essais dont le plan de rupture suit la section de surface minimale entre entailles (orthogonale à la direction de sollicitation). La ligne en surface délimitant la rupture est plus dentelée que pour l'état neuf (M1).

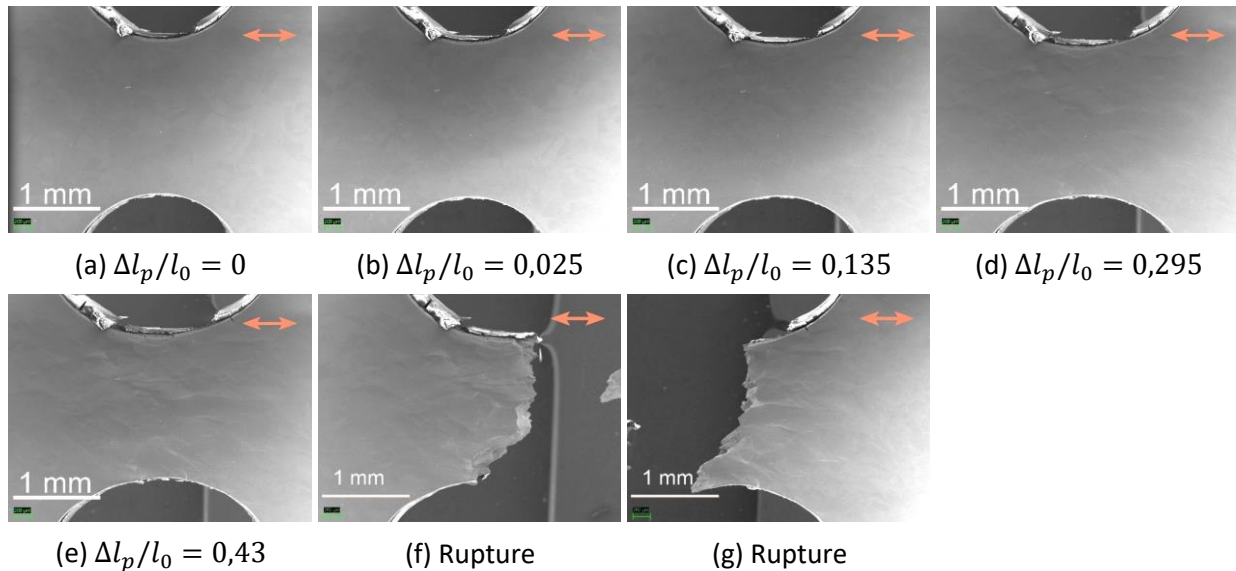


Figure 4-50 Déformé de l'éprouvette 82 pendant la traction in-situ à l'état vieilli (M2)

Quelques zones d'observation proches du centre de l'éprouvette ont été suivies au cours des arrêts. Deux exemples sont présentés sur la Figure 4-51. Le premier exemple présente un joint triple (voir la Figure 4-51 (a-d)), le point de jonction du joint triple s'endommage en premier comme la Figure 4-51 (a). Ensuite, les précipités sur le joint horizontal dans le sens de la traction et le joint incliné vers le haut sont endommagés (voir la flèche verte sur la Figure 4-51 (b)). Les micro-fissures sont perpendiculaires à l'orientation des joints et continuent à ouvrir avec le chargement. Mais, il n'y a pas de propagation de fissure vers l'intérieur des grains. À côté des endommagements, des bandes de glissement sont observées. Une explication possible est que la déformation incompatible entre deux grains engendre des ruptures des précipités sur leur joint. En revanche, les précipités sur le joint incliné vers le bas de la photographie ne sont pas endommagés (voir la flèche rouge sur la Figure 4-51 (b)). Les ruptures des précipités dépendent donc de l'orientation des joints de grains et de l'orientation cristalline des grains voisins. Quand l'angle entre les joints de grains et le sens de traction est plus petit, les précipités sont plus faciles à endommager. Dans le deuxième exemple sur la Figure 4-51 (e-h), les précipités sur le joint de grain horizontal sont endommagés à $\Delta l_p/l_0 \approx 15\%$. Mais les précipités intragranulaires sont endommagés plus tardivement à partir de

$\Delta l_p/l_0 \approx 30\%$ (voir la Figure 4-51(g)). Dans la Figure 4-51 (h), à la force maximale, les ruptures des précipités intergranulaires sont plus nombreuses que les ruptures des précipités intragranulaires.

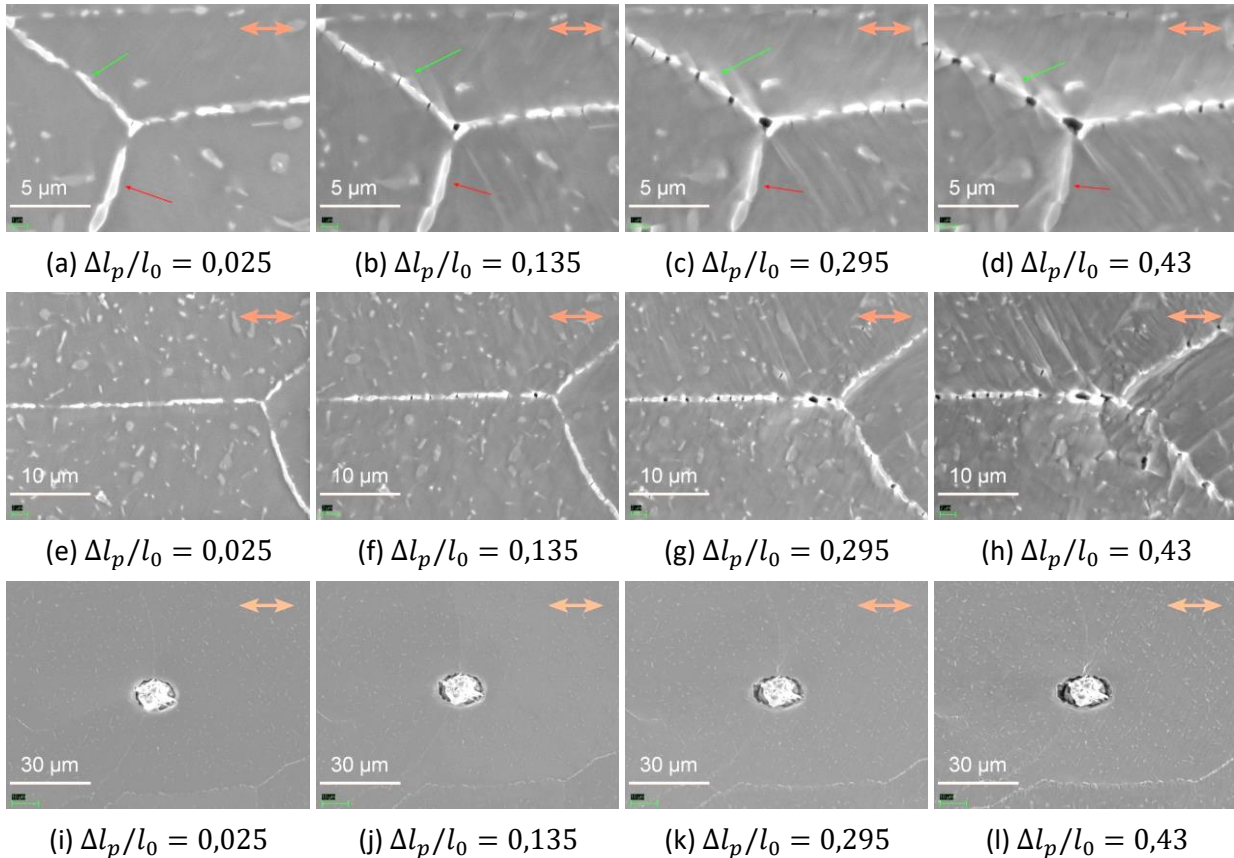


Figure 4-51 Endommagements des précipités de l'éprouvette 82 pendant la traction in-situ à l'état vieilli (M2)

On a suivi aussi une inclusion dans la zone centrale de l'éprouvette comme pour les essais à l'état neuf (M1) (voir la Figure 4-51 (i-l)). La cavité est allongée dans la direction de traction. Mais l'allongement à la rupture est beaucoup plus petit qu'à l'état neuf car le matériau vieilli est moins ductile. Il n'y a pas assez de « temps » pour la croissance des cavités.

Afin d'étudier l'évolution des endommagements, 3 zones d'observation de surface $100 \times 100 \mu m^2$ sont choisies pour compter le nombre des ruptures des précipités. La Figure 4-53 (a) présente l'évolution du nombre des endommagements intergranulaires, qui est normalisé par le nombre des endommagements intergranulaires à la fin de rupture, en fonction de $\Delta l/l_0$ (*plastique*). Il présente une évolution plutôt linéaire commençant dès le début de la plasticité qui sature dans l'intervalle $0,4 < \Delta l/l_0 < 0,5$. La même analyse pour des endommagements intragranulaires est réalisée et tracée sur la Figure 4-53 (b). Il présente aussi une évolution linéaire qui commence plus tardivement après $\Delta l/l_0 = 0,1$.

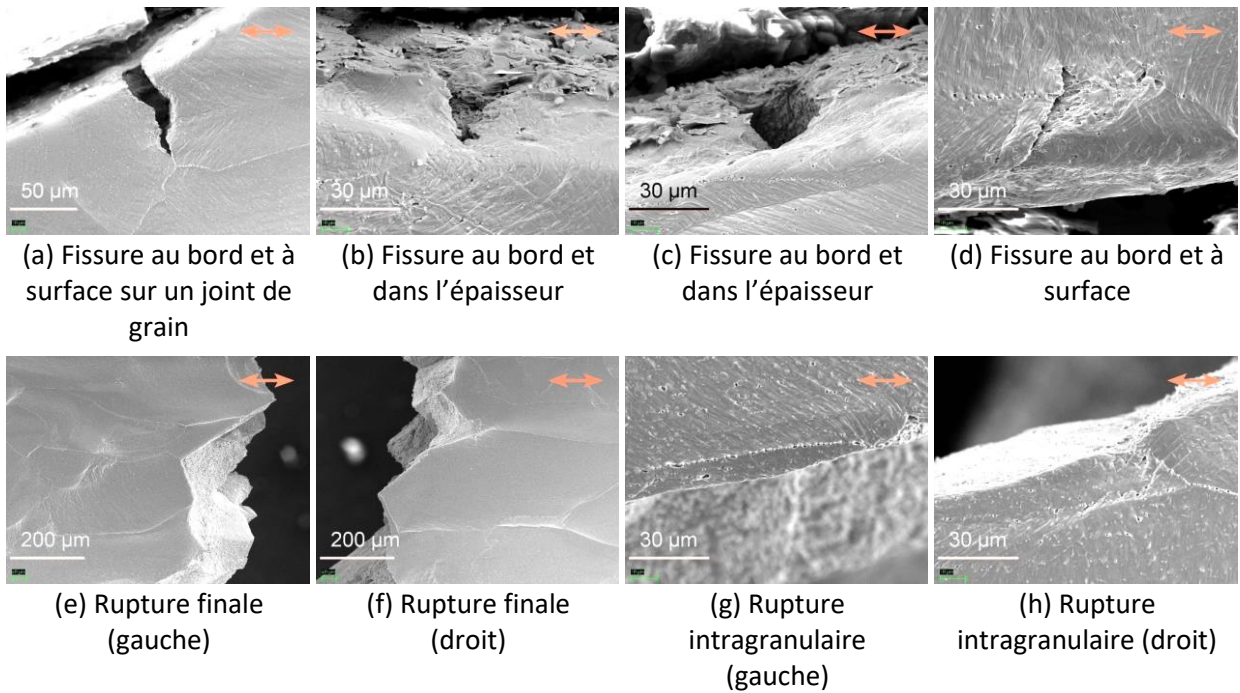


Figure 4-52 Amorçage de fissure et la rupture de l'éprouvette 82 pendant la traction in-situ à l'état vieilli (M2)

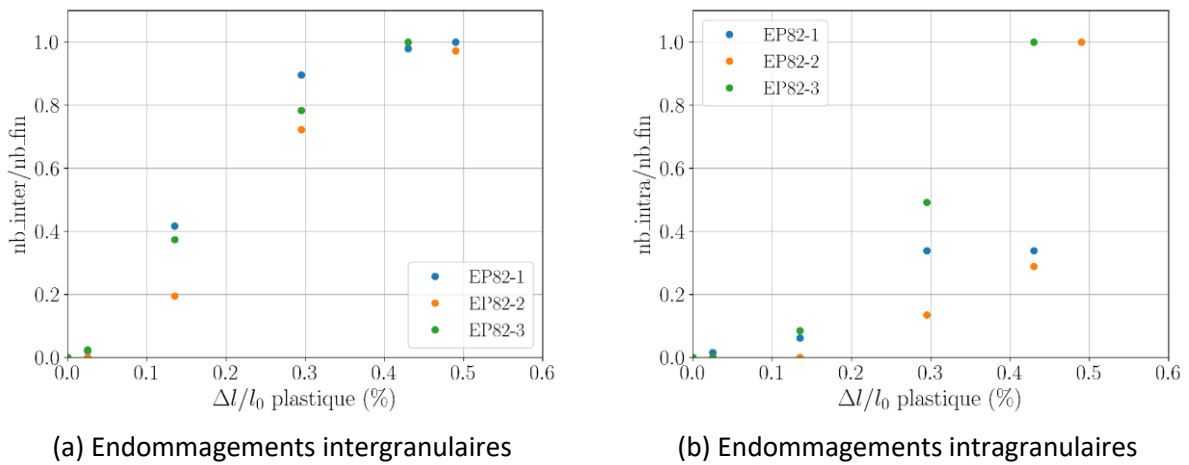
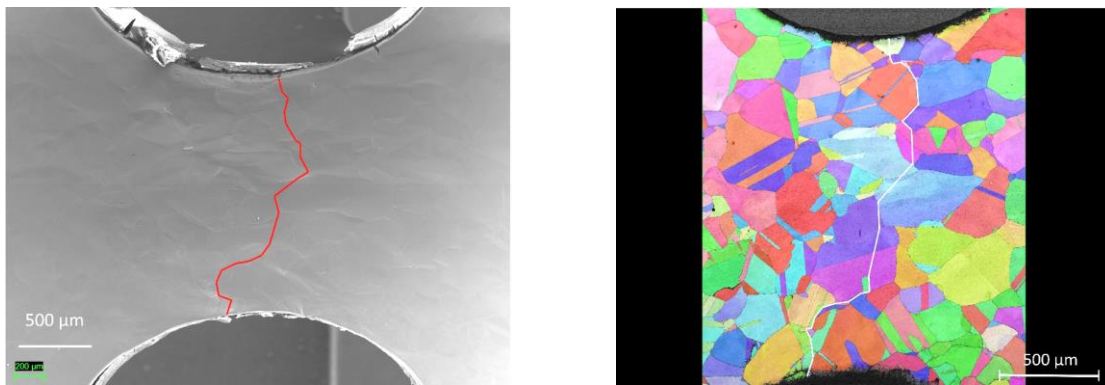


Figure 4-53 Évolution du nombre des endommagements à l'état vieilli (M2)

En plus des endommagements germés sur les précipités, on voit aussi des fissures au bord de l'éprouvette. La Figure 4-52 (a) nous montre une fissure au bord et sur la surface de l'éprouvette. On voit que cette fissure s'amorce au bord et se propage vers l'intérieur de l'éprouvette en suivant un joint de grain qui est perpendiculaire à la direction de traction. Sur la Figure 4-52 (b et c), on observe aussi des fissures au bord et dans l'épaisseur de l'éprouvette. Elles ont déjà une ouverture de 27 μm environ mais ne traversent pas encore la peau (Figure 4-52 (c)). Au bord de l'éprouvette en bas dans la Figure 4-52 (d), on observe une fissure déchirée intragranulaire sur la surface de l'éprouvette. La rupture finale passe par les fissures

sur la Figure 4-52 (c et d). Deux photos de rupture finale sont présentées dans la Figure 4-52 (e et f). On voit des ruptures intergranulaires et intragranulaires. Un détail est présenté sur la Figure 4-52 (g et h). Des analyses de EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) ont été effectuées avant et après les essais. Ils nous permettent de déterminer les orientations cristallographiques locales puis d'identifier le chemin de rupture finale. Le résultat est présenté sur la Figure 4-54. Le chemin de fissuration en surface est mixte intergranulaire et intragranulaire, avec un ratio intra / inter de l'ordre de 50/50.



(a) Chemin de rupture sur une photo de l'éprouvette (b) Chemin de rupture sur résultat de EBSD

Figure 4-54 Identification de chemin de rupture finale à l'état vieilli (M2)

4.7.3 Comparaison avec la simulation élasto-plastique

La loi de comportement identifiée par des calculs de ST et NTx a été utilisée pour simuler les essais de traction in-situ. Le maillage utilisé est présenté sur la Figure 4-55 (a). Le type d'éléments choisi est ICC8. D'après la symétrie, seulement un huitième de l'éprouvette est modélisé dans Cast3M. Le schéma pour illustrer les conditions aux limites est présenté sur la Figure 4-55 (b). La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux est faite avec des courbes $F/S_0 - \Delta\phi/\phi_0$ qui sont tracées sur la Figure 4-55 (c et d). Ici ϕ est la largeur de l'éprouvette dans la zone utile avec l'entaille. Les résultats numériques sont tracés avec des lignes pointillées. Pour des essais, on a mesuré la largeur de l'éprouvette dans le logiciel ImageJ avec des photos enregistrées pendant les essais. Les résultats expérimentaux sont tracés avec des points sur la Figure 4-55 (c et d). On voit qu'on a une bonne cohérence entre les résultats numériques et expérimentaux pour les deux états du matériau. La seule différence concerne les derniers points expérimentaux juste avant la rupture de l'éprouvette parce que le modèle numérique décrit seulement le comportement élasto-plastique sans tenir compte de l'endommagement.

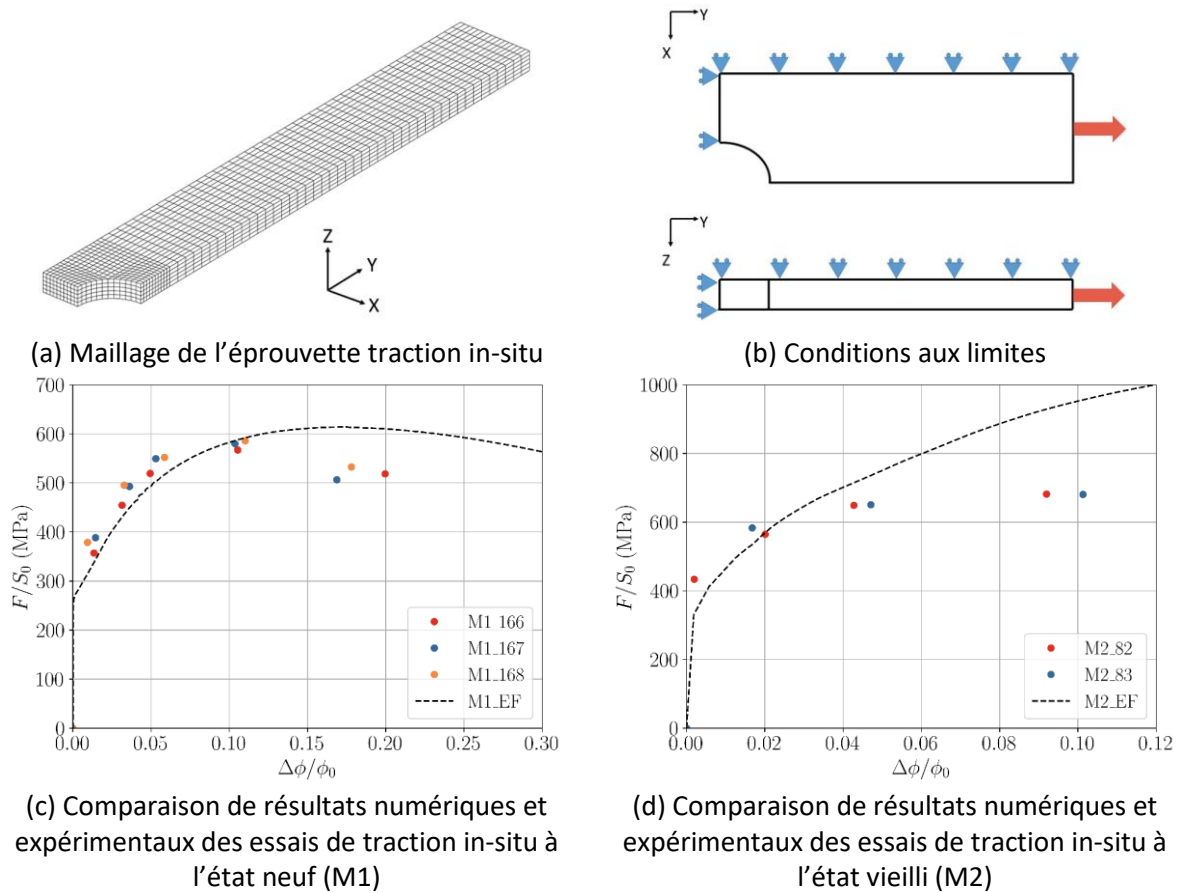


Figure 4-55 Calculs élasto-plastiques des essais de traction in-situ au MEB

4.7.4 Conclusions sur les essais de traction in-situ

Dans cette partie, on a effectué des essais de traction in-situ à l'état neuf et à l'état vieilli. Les résultats ont montré que l'endommagement est créé par la germination et la croissance de cupules sur les inclusions à l'état neuf. Les cavités sont allongées dans la direction de traction. À l'état vieilli, ce sont les précipités qui sont les sites de germination des cavités. Les précipités intergranulaires sont d'abord endommagés et puis les intragranulaires. La rupture finale est donc un mélange de ces deux types de rupture. La fissure de rupture finale est amorcée au bord. Les calculs avec la loi de comportement identifiée précédente sont en bonne cohérence avec les résultats expérimentaux des essais de traction in situ.

4.8 Conclusions

Dans cette première étude expérimentale de l'acier inoxydable 316L(N), nous avons réalisé des essais de traction avec des éprouvettes axisymétriques lisses (ST) et entaillées (NTx), des éprouvettes de déformation planes (FGx) et des éprouvettes plates entaillées testées in-situ dans un MEB. Les résultats des essais fournissent des caractéristiques essentielles sur le

comportement plastique et l'endommagement du matériau à l'état neuf et à l'état vieilli. L'acier 316L(N) est un matériau très ductile, possédant une forte capacité d'écroutissage à l'état neuf avec un coefficient de striction de 80% et un R_m supérieur à deux fois $R_{p0,2}$. Le vieillissement (750°C, 2000h) a réduit sa ductilité mais renforcé l'écroutissage avec un taux d'écroutissage plus élevé à l'état vieilli (M2). Pour les deux états, deux phases de l'écroutissage sont observées qui montrent qu'une loi de comportement en double modèle de Voce serait raisonnable. L'introduction d'une entaille dans les éprouvettes de traction entaillées (NTx) augmente la triaxialité des contraintes, ce qui engendre une augmentation de la force maximale et une diminution de la ductilité.

L'endommagement à l'état neuf (M1) est lié à la croissance et la coalescence des cavités sur les inclusions riches en Al, Mg et O au cœur et Ca et S à l'interface avec des grandes cupules observées sur les faciès de rupture. La coalescence des cavités est accompagnée par la germination des petites cupules sur une seconde population d'inclusions. Ce mécanisme montre la possibilité de l'application d'un modèle GTN afin de modéliser l'endommagement de 316L(N) à l'état neuf (M1). Les cavités sont allongées dans la direction de traction. La triaxialité des contraintes favorise la croissance des cavités. La fissure correspondant à la rupture finale est amorcée au centre de l'éprouvette et se propage vers le bord.

À l'état vieilli (M2), ce sont des précipités formés lors du vieillissement qui sont d'abord endommagés. De plus, l'endommagement des précipités intergranulaires est plus facile que celui des précipités intragranulaires. La rupture finale est un mélange de rupture intergranulaire et intragranulaire. Sur les faciès de rupture des éprouvettes à l'état vieilli (M2), les cupules sont beaucoup plus petites que celles de l'état neuf (M1). La croissance des cavités amorcées autour des inclusions primaires est faible. Donc, l'endommagement de l'acier 316L(N) à l'état vieilli (M2) est prédominé par la germination des cavités. La position de l'amorçage de la fissure est étudiée grâce à des essais interrompus. Quand le rayon de l'entaille augmente de l'éprouvette NT2 vers l'éprouvette NT10, la triaxialité des contraintes diminue, qui montre la possibilité de l'amorçage autour d'un défaut en subsurface ou au bord de l'éprouvette. L'observation de sections polies montre que des fissures principales se forment par la coalescence de micro-fissures amorcées sur des précipités intergranulaires sur des joints de grains perpendiculaires au sens de traction. Les essais de traction in-situ montrent toutefois que les précipités intergranulaires parallèles au sens de traction s'endommagent en premier. Mais le chargement en traction ne conduit généralement pas à la coalescence des défauts amorcés sur ces précipités. En comptant le nombre des

endommagements des précipités à différents niveaux de déformation pendant les essais de traction in-situ, on observe une évolution linéaire avec la déformation plastique. La loi de germination dans le modèle GTN doit donc être modifiée pour introduire une dépendance linéaire avec la déformation plastique afin de décrire l'endommagement sur les précipités à l'état vieilli (M2).

Sur la base de ces résultats expérimentaux, on a identifié une loi de comportement par une optimisation et des calculs en éléments finis pour les deux états du matériau. Les résultats numériques obtenus sont en bonne cohérence avec les résultats expérimentaux à l'état neuf (M1). À l'état vieilli (M2), le critère de Hosford marche mieux que le critère de von Mises. Mais en considérant la disponibilité de logiciel, les calculs avec le critère de von Mises en diminuant 40 MPa sur la limite d'élasticité sont pris en compte.

Chapitre 5

Essais sur éprouvettes fissurées

Sommaire

5.1	Introduction	111
5.2	Effet de l'épaisseur sur la ténacité	113
5.2.1	État neuf	113
5.2.2	État vieilli	121
5.3	Effet de la taille de l'éprouvette sur la ténacité	125
5.4	Conclusions	129

5. Essais sur éprouvettes fissurées

5.1 Introduction

Ce chapitre présente et analyse les résultats de ténacité obtenus sur des éprouvettes CT. La géométrie des éprouvettes est présentée dans la Figure 5-1 (a). W est la distance entre la ligne de charge et l'arrière de l'éprouvette. B_0 est l'épaisseur initiale de l'éprouvette. B_n est l'épaisseur nette après usinage des entailles latérales. La présence des entailles latérales est imposée par les normes d'essais dans le cas de la rupture ductile. Elles favorisent un chargement en déformation plane et uniformisent le chargement le long du front de fissure (Shih, de Lorenzi and Andrews, 1977; Shen *et al.*, 2010; Chen and Qian, 2022). Les entailles latérales permettent également d'obtenir des courbes $J - da$ plus fiables en se basant sur les recommandations des normes. Selon la procédure de l'essai de ténacité dans les normes ASTM E1820 (ASTM E1820, 2023) et ISO 12135 (ISO 12135, 2021), les éprouvettes CT sont d'abord pré-fissurées par fatigue. Les éprouvettes sont rainurées avec $B_n = 0,9 * B_0$, c'est-à-dire avec une rainure de 5% de l'épaisseur de chaque côté pour la phase de la pré-fissuration. La longueur de fissure initiale est notée a_0 . Pour faciliter la lisibilité des notations, les différentes géométries d'éprouvettes sont identifiées comme suit : $CT_«W»_B_«B_0»$. Par exemple, CT25B12,5 est l'éprouvette telle que $W = 25 \text{ mm}$ et $B_0 = 12,5 \text{ mm}$.

Afin d'étudier les effets de l'épaisseur et la taille de l'éprouvette, le premier groupe d'éprouvettes est usiné selon le même plan mais en variant l'épaisseur des éprouvettes comme sur la Figure 5-1 (c). Le deuxième groupe d'éprouvettes contient des éprouvettes homothétiques comme présenté sur la Figure 5-1 (b). Un résumé des dimensions des éprouvettes est présenté dans le Tableau 5-1.

Tableau 5-1 Géométries des éprouvettes CT à l'état neuf (M1) et à l'état vieilli (M2)

	État neuf (M1)								État vieilli (M2)										
W (mm)	25				50	100				8	25				50	100			
B_0 (mm)	5	7,5	10	12,5	20	25	25	50	4	5	7,5	10	12,5	25	50	50	50		
B_0/W	0,2	0,3	0,4	0,5	0,8	1	0,5	0,5	0,5	0,2	0,3	0,4	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5		

Tous les essais de ténacité sont effectués à température ambiante dans le laboratoire LC2M du CEA Saclay. La pré-fissuration est réalisée sur une machine de traction INSTRON avec un pilotage en charge à ΔK décroissant jusqu'à $\Delta K_{final} = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, à une fréquence de 10 Hz, et avec un rapport de charge $F_{max}/F_{min} = 0,1$. La longueur initiale de fissure après fatigue visée est $a_0 = 0,6 * W$, ce qui est conforme aux critères des normes ($0,45W \leq a_0 \leq 0,7W$)

pour ASTM E1820 et ISO 12135). Après la pré-fissuration, la profondeur des entailles latérales est doublée, à $0,1B_0$, ce qui conduit à $B_n = 0,8 * B_0$. Cette profondeur d'entaille est conforme aux préconisations des normes (voir le Tableau 2-1).

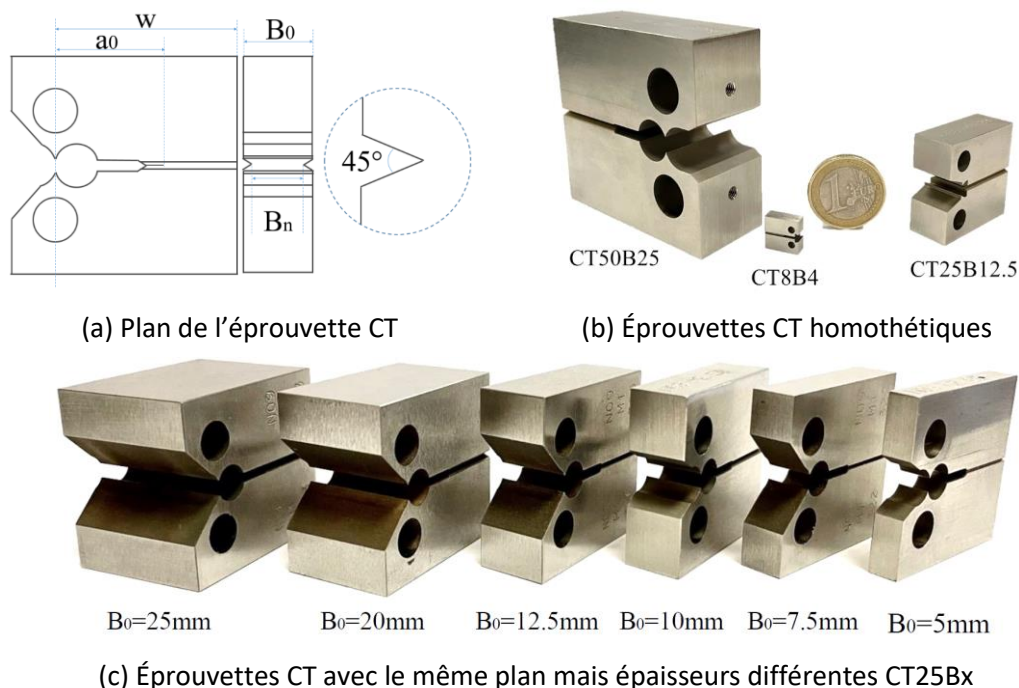


Figure 5-1 Géométries des éprouvettes CT

Les essais de ténacité sont réalisés selon la méthode de complaisance qui permet d'estimer la longueur de fissure à partir de la complaisance calculée pendant la décharge partielle. Un extensomètre est mis sur l'éprouvette CT pour mesurer l'ouverture $CMOD$ (Crack Mouth Opening Displacement). Avant de lancer un essai, la géométrie, le pas du $CMOD$ entre deux décharges $\Delta CMOD$ et le pourcentage de décharge en force (15% ou 30%) sont entrés dans le logiciel de contrôle de la machine. Les essais sont pilotés par la mesure du $CMOD$ de l'extensomètre. La vitesse de charge et décharge en terme de $CMOD$ est de 0,25 mm/min. Pendant chaque cycle de décharge, on calcule la complaisance et puis estime la longueur de fissure selon les formules des normes. Durant les essais, la mesure de l'ouverture de l'extensomètre et la force sont enregistrées. Les essais sont arrêtés manuellement. Dans notre cas, ayant usiné quatre éprouvettes par condition, on vise un essai interrompu avant la force maximale (vers $0,9 * F_{max}$), un essai à la force maximale et deux essais après la force maximale (à un niveau de force d'environ 80% de F_{max}). Les essais interrompus avant et à la force maximale ont pour but d'étudier l'émoussement et l'amorçage de fissure. Ils sont nommés respectivement « essai court » et « essai moyen ».

5.2 Effet de l'épaisseur sur la ténacité

Afin d'analyser l'effet de l'épaisseur sur la ténacité, des éprouvettes telles que $W = 25\text{mm}$ sont utilisées. L'épaisseur autorisée est $0,25W \leq B_0 \leq 0,5W$ dans ASTM E1820 et $0,25W \leq B_0 \leq 1,25W$ dans ISO 12135. L'épaisseur nominale est $0,5W$, soit 12,5 mm. Ainsi, on a choisi une épaisseur comprise entre 5 mm et 25 mm soit $0,2W \leq B_0 \leq W$ à l'état neuf (M1). À l'état vieilli, l'épaisseur de l'éprouvette varie entre 5 mm et 12,5 mm soit $0,2W \leq B_0 \leq 0,5W$. La profondeur de l'entaille est toujours $0,05B_0$ à chaque côté pendant la pré-fissuration et $0,1B_0$ pendant l'essai.

5.2.1 État neuf

Les résultats des essais sur les éprouvettes CT25Bx à l'état neuf sont présentés dans cette partie. La Figure 5-4 (a) montre les courbes force-ouverture. La force maximale augmente avec l'augmentation de l'épaisseur. Mais l'évolution de $CMOD$ à la force maximale n'est pas monotone. Quand l'épaisseur augmente de 5 mm à 10 mm, le $CMOD$ à la force maximale augmente. Mais quand l'épaisseur augmente de 10 mm à 25 mm, le $CMOD$ à la force maximale diminue. Ces essais ont été analysés selon les normes ISO 12135 (v2016) et ASTM E1820 (v2022) afin de tracer les courbes $J - da$. Un exemple sur une éprouvette CT25B12,5 est présenté sur la Figure 5-2. Comme il n'y a pas de différence sur les formules de J_{el} (voir le Tableau 2-1), la partie linéaire des courbes $J - da$ issues de deux normes est quasi identique (jusqu'à $da = 1,7\text{ mm}$). Quand la fissure se propage, l'écart entre les deux courbes devient de plus en plus grand jusqu'à 300 kJ/m^2 (10%) pour une propagation de 3,2 mm (Figure 5-2). Comme discuté dans le chapitre 2, la norme ISO 12135 calcule J_{pl} avec la longueur de fissure initiale a_0 (car basée historiquement sur la méthode des multi-éprouvettes), alors que la norme ASTM E1820 utilise des formules qui actualisent la longueur de fissure a_i , qui sont probablement plus exactes. Globalement, on ne constate pas de grande différence entre les deux courbes $J - da$. Cela a pu être vérifié avec les études (Li *et al.*, 2020; Zhang *et al.*, 2020) sur les aciers 30CrNi2MoVA et SA08-III. Donc, pour la suite de cette thèse, le post-traitement des essais est réalisé selon la norme ASTM E1820.

On trace les courbes $J - da$ expérimentales pour les éprouvettes CT25Bx sur la Figure 5-4 (b). Les lignes horizontales pointillées représentent les valeurs limites J_{max} qui sont définies dans les normes : J_{max} est égal au $\min \{(B_0\sigma_Y)/10; (b_0\sigma_Y)/10; a_0\sigma_Y/10\}$ pour la norme ISO12135 (Tableau 2-1). Pour les éprouvettes CT25Bx, la longueur de fissure initiale (a_0) est $0,6W$. La longueur de ligament initial (b_0) est identique et vaut $0,4W$. Donc, quand l'épaisseur

(B_0) est comprise entre 5~10 mm ($\leq 0,4W$), J_{max} est piloté par $B_0\sigma_Y/10$, J_{max} varie donc avec l'épaisseur. En revanche, quand l'épaisseur est comprise entre 12,5~25 mm ($\geq 0,5W$), J_{max} est piloté par $b_0\sigma_Y/10$ et ne dépend donc plus de l'épaisseur. Ainsi, la valeur de J_{max} est identique pour les éprouvettes de l'épaisseur comprise entre 10 mm et 25 mm. Sur la Figure 5-4 (b), les courbes $J - da$ sortent du domaine de validité pour une propagation faible ($\leq 0,3$ mm). Donc, au sens de la norme, aucun essai n'est valide. Les droites d'éroussement des normes ISO12135 et ASTM E1820 passant par 0 et décalées de 0,2 mm sont également tracées sur la Figure 5-4 (b). On note que la pente d'éroussement expérimentale évolue avec l'épaisseur. Globalement, les pentes d'éroussement sont plus proches de la pente définie par l'ISO que par l'ASTM. Elles ont tendance à se rapprocher de la droite d'éroussement de l'ISO quand l'épaisseur augmente.

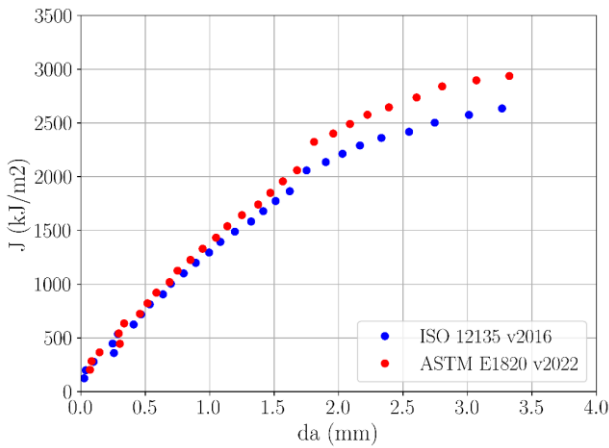


Figure 5-2 Courbes $J - da$ expérimentales de CT25B12,5 à l'état neuf (M1)

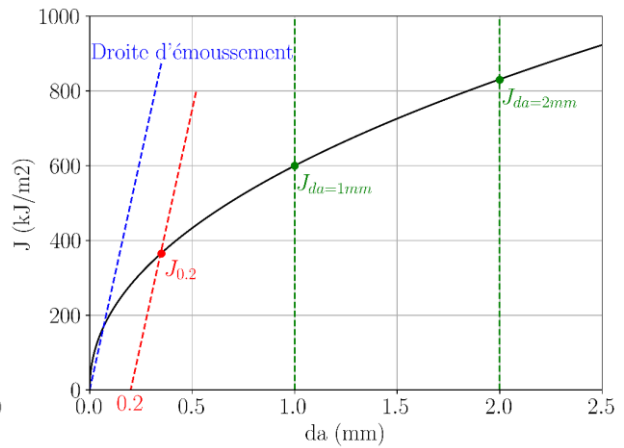
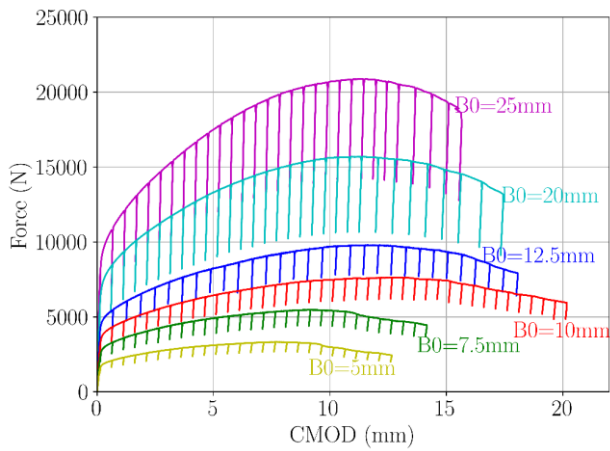


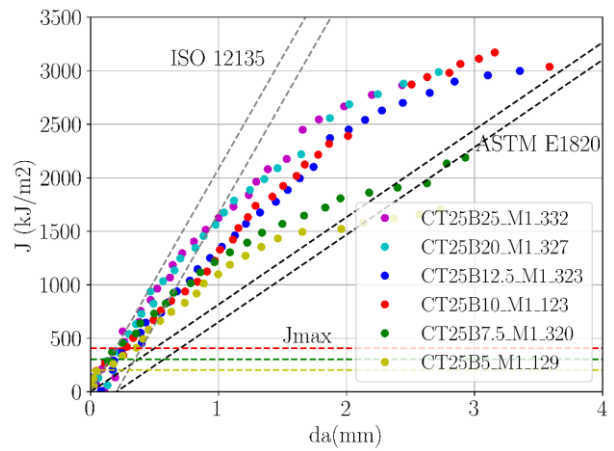
Figure 5-3 Un exemple de la courbe $J - da$

Pour déterminer la valeur de $J_{0,2}$, on a ajusté par régression linéaire la droite d'éroussement par la fonction $J = k_{fit} * da$. On note donc que k_{fit} est la pente d'éroussement ajustée sur les résultats expérimentaux. Un exemple de CT25B12,5 est présenté sur la Figure 5-4 (c). L'indice 'Fit' indique la droite d'éroussement et la droite décalée de 0,2 mm. On voit que la droite d'éroussement ajustée se positionne entre les droites d'éroussement des normes ISO et ASTM. Pour déterminer la ténacité $J_{0,2}$, les normes préconisent d'ajuster les courbes expérimentales $J - da$ par des lois de puissance (de forme $J = C_1 * da^{C_2}$ dans l'ASTM et $J = \alpha + \beta * da^\gamma$ dans l'ISO avec $\alpha \geq 0$). $J_{0,2}$ est l'intersection de cette loi de puissance avec la droite d'éroussement décalée de 0,2 mm. L'ajustement doit être réalisé entre deux lignes d'exclusion, l'idée étant de restreindre l'ajustement au domaine de propagation et, en particulier, exclure le domaine d'éroussement. Dans notre cas, compte tenu de la ténacité importante du matériau par rapport à la limite J_{max} , la partie d'éroussement occupe une

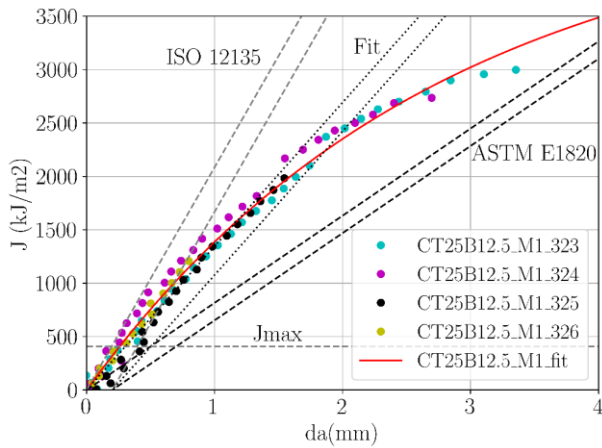
grande partie de la courbe de $J - da$, nous avons choisi d'identifier une courbe ajustée sur l'ensemble du domaine (érousement et propagation).



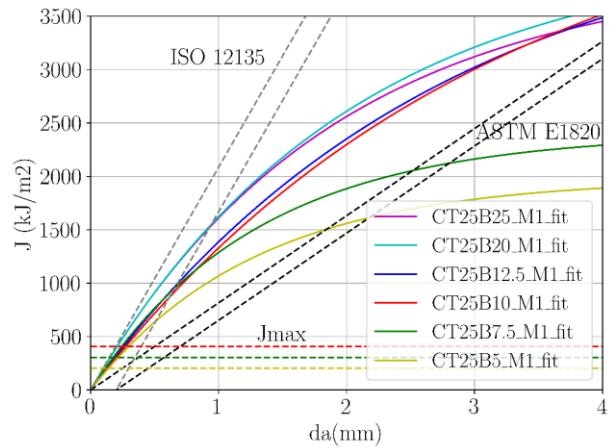
(a) Courbes force-ouverture de CT25Bx



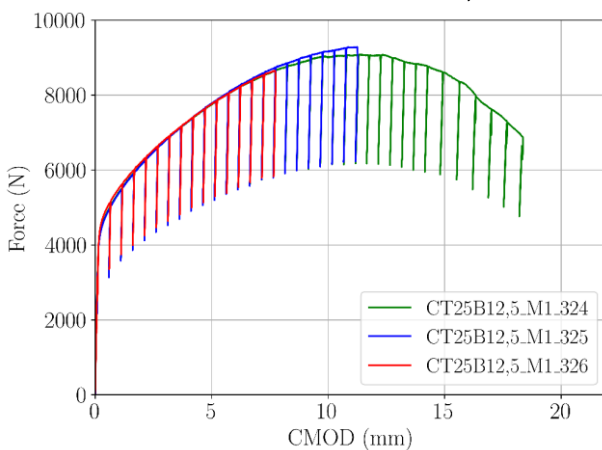
(b) Courbes $J - da$ expérimentales de CT25Bx



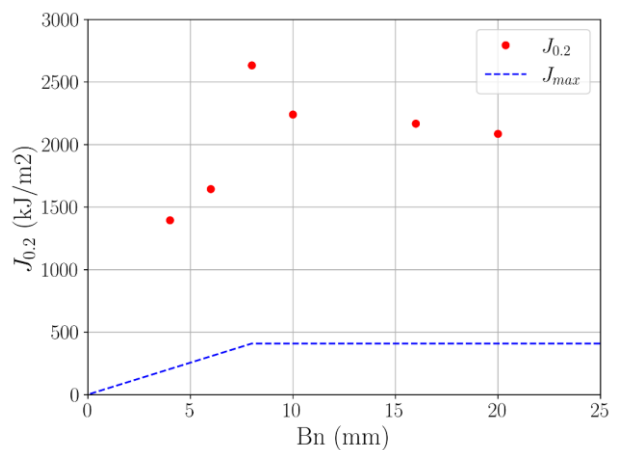
(c) Ajustement de courbe $J - da$ et la droite d'érousement de CT25B12,5



(d) Courbes $J - da$ ajustées des éprouvettes CT25Bx



(e) Courbes force-ouverture de CT25B12,5



(f) Évolution de $J_{0,2}$ en fonction de B_n

Figure 5-4 Résultats des essais de ténacités avec des éprouvettes CT25Bx à l'état neuf (M1)

Les lois de puissance ne sont pas adaptées à la partie d'érousement. On ajuste donc une courbe de forme $J = Y_1 * (1 - e^{-Y_2 * da})$. Cette loi comporte deux coefficients à déterminer

(Y_1 et Y_2). Cette loi permet de décrire à la fois la partie linéaire d'érousement et la phase de propagation. En revanche, elle implique que dJ/da tend vers zéro quand da devient grand devant $1/Y_2$. Il ne faut donc pas extrapoler cette loi, pour de grandes propagations, en dehors de son domaine d'ajustement. La vérification des ajustements est présentée dans l'Annexe B. Dans l'exemple de la CT25B12,5, présentée sur la Figure 5-4 (c), on note que cette formulation permet un bon ajustement avec les points expérimentaux de la courbe $J - da$. Les résultats d'ajustement des courbes $J - da$ pour les CT25Bx sont présentés dans la Figure 5-4 (d). En combinant la Figure 5-4 (b) et la Figure 5-4 (d), on trouve que, pour un da donné (par exemple 1 mm ou 2 mm), J ($J_{da=1mm}$ ou $J_{da=2mm}$ comme définis sur la Figure 5-3) augmente quand on augmente l'épaisseur, surtout pour les épaisseurs comprises entre 5 mm et 10 mm (Lai and Ferguson, 1986; R. E. Link *et al.*, 1991; Ono, Kasada and Kimura, 2004). Les courbes correspondant aux éprouvettes d'épaisseur 10 mm et 12,5 mm sont assez proches. Le même phénomène est observé pour les courbes correspondant aux éprouvettes d'épaisseur 20 mm et 25 mm.

Pour valider expérimentalement les pentes d'érousement obtenues par régression linéaire, des essais interrompus (sans rupture finale) ont été effectués sur des éprouvettes ($W = 25 \text{ mm}$) d'épaisseur 7,5 mm, 12,5 mm, 20 mm et 25 mm. Pour chaque géométrie d'éprouvette, un premier essai est interrompu à la force maximale (essai moyen) et le second avant la force maximale (essai court) pour s'assurer que l'éprouvette est encore dans la phase d'érousement. Un exemple de courbes force-ouverture pour CT25B12,5 est présenté sur la Figure 5-4 (e). Après essais, les éprouvettes ont été coupées au milieu de l'épaisseur afin d'observer le profil du front de fissure. La Figure 5-5 (a et b) présente un exemple d'essai interrompu avant la force maximale et un exemple d'essai interrompu à la force maximale. On peut voir l'ouverture et l'érousement de fissure qui a la même forme que celle de l'étude (Pardoen and Delannay, 2000). On n'a pas observé de propagation de fissure. Donc, la phase d'érousement est vérifiée. En théorie, le front de fissure est supposé être un demi-cercle, le rayon du cercle est donc égal à l'avancement de fissure généré par l'érousement, et égal à la moitié de $CTOD$. Ce cercle est également représenté sur la Figure 5-5 (a et b), qui passe par la pointe de fissure et a pour diamètre un segment vertical de longueur égale au $CTOD$ (cercle et droites en rouge). Ainsi, on a l'avancement de fissure par l'érousement. Le calcul de J est réalisé selon la norme à partir des données de la courbe force-ouverture. En prenant la dernière valeur de da et J , on dispose pour chaque essai interrompu d'une paire de valeur (da, J). Dans notre cas, ayant fait un essai interrompu court et un essai interrompu à la force

maximale, nous disposons donc deux points de la courbe $J - da$ à partir desquels on calcule la pente d'érousement. L'exemple présenté sur la Figure 5-5 (c) est obtenu sur des CT25B7,5. En ajoutant le point à l'origine (0, 0), on a bien une relation linéaire de forme $J = k * da$ avec un coefficient de détermination (R^2) de 0,99. De la même manière, la pente d'érousement a été mesurée sur des CT25 à 12,5 mm, 20 mm et 25 mm. Ces valeurs ainsi mesurées sont notées k_{mesure} . La Figure 5-5 (d) présente la comparaison entre k_{mesure} et k_{fit} qui montre une cohérence entre les deux méthodes. La méthode simple qui consiste à identifier la droite d'érousement par l'ajustement de régression linéaire sur la courbe $J - da$ est donc suffisante pour traiter des données $J - da$.

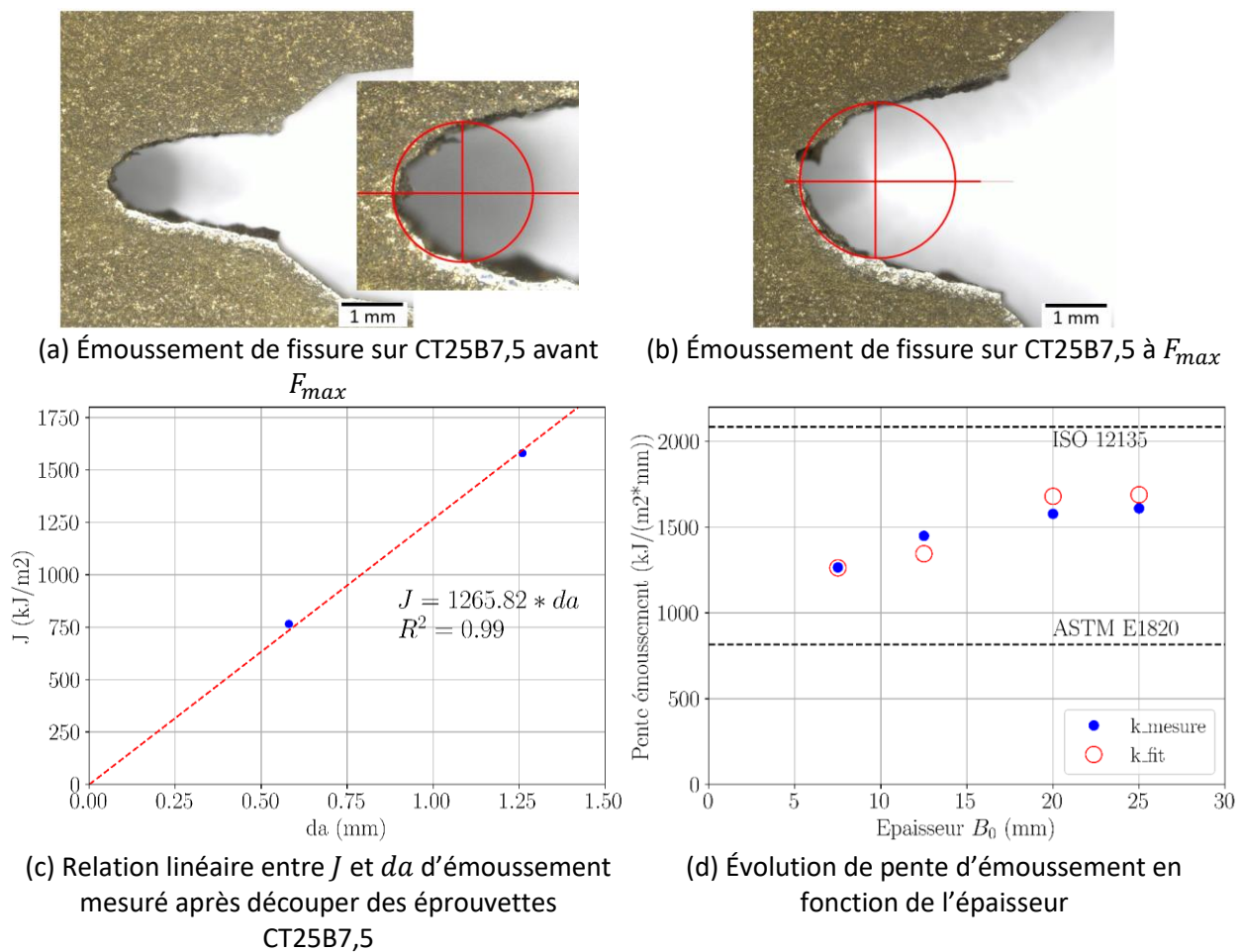


Figure 5-5 Résultats des essais de ténacité interrompu avec des éprouvettes CT25Bx à l'état neuf. Les valeurs de la ténacité $J_{0,2}$ sont obtenues par l'intersection des courbes $J - da$ avec la pente d'érousement ajustée comme décrit précédemment et décalée de 0,2 mm. Les résultats sont tracés en fonction de l'épaisseur nette B_n sur la Figure 5-4 (f). On note d'une part que quand B_n augmente de 4 mm à 8 mm, $J_{0,2}$ augmente puis diminue entre 8 et 20 mm (R. E. Link *et al.*, 1991; Ono, Kasada and Kimura, 2004). Il existe donc, pour le matériau considéré ici, une épaisseur nette critique de l'ordre de 8 mm. D'autre part, quand on regarde

la valeur de J pour un da donné (émoussement et propagation) comme défini sur la Figure 5-3, $J_{da=1mm}$ (ou $J_{da=2mm}$) augmente avec l'épaisseur (voir la Figure 5-4 (b) ou (d)). Ces deux tendances inverses proviennent de la dépendance de la pente d'émoussement ajustée (k_{fit}) avec l'épaisseur de l'éprouvette. En effet, quand l'épaisseur augmente, la courbe $J - da$ augmente ainsi que la pente d'émoussement expérimentale. Il s'ensuit que l'intersection de la courbe $J - da$ ajustée avec la droite d'émoussement décalée de 0,2 mm est plus basse. $J_{0,2}$ diminue donc quand l'épaisseur passe de 8 mm à 20 mm. Les études (R. E. Link *et al.*, 1991; Seok and Kim, 2002) montrent aussi cette variation avec l'épaisseur pour des matériaux très ductiles comme les aciers SA515, SA516 et 5NiCrMoV.

Après l'arrêt manuel des essais de ténacité, les éprouvettes sont mises au four pour un traitement thermique à 360°C pendant 3h afin de marquer la fissure par oxydation et pouvoir après ouverture complète en fatigue déterminer la valeur de la propagation finale de la fissure. Les faciès de rupture sont présentés sur la Figure 5-6. Comme illustré sur la Figure 5-6 à droite, il y a trois zones sur les faciès de rupture : la zone de pré-fissuration, la zone de déchirure ductile (comportant l'émoussement et la propagation), et la zone de post-propagation par fatigue. La zone de pré-fissuration est plate sans déformation dans l'épaisseur. La zone de propagation est plus rugueuse avec striction importante selon l'épaisseur. La striction des éprouvettes est caractérisée par la réduction de l'épaisseur ΔB_0 et un coefficient de striction R_B définis comme suit :

$$\Delta B_0 = B_{0,initial} - B_{0,final} \text{ et } R_B = \frac{\Delta B_0}{B_{0,initial}} \quad (5-1)$$

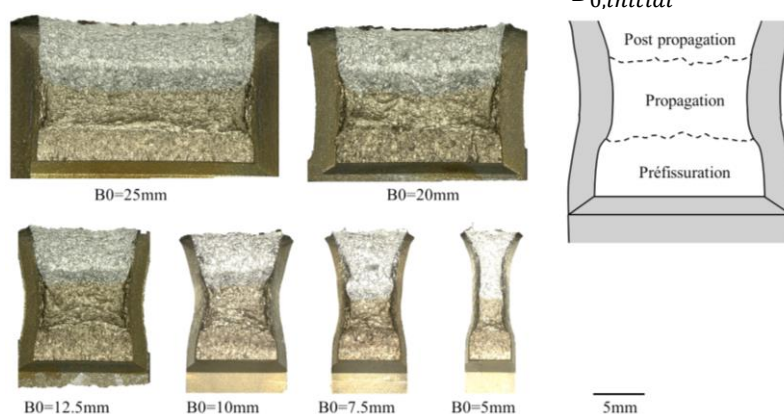


Figure 5-6 Faciès de rupture des éprouvettes CT25Bx à l'état neuf (M1)

Ces caractéristiques sont tracées en fonction de l'épaisseur initiale B_0 sur la Figure 5-7. La réduction de l'épaisseur ΔB_0 augmente quand l'épaisseur de l'éprouvette augmente de 4 à 10 mm. Et puis elle diminue quand l'épaisseur de l'éprouvette augmente de 10 à 25 mm. Mais

l'évolution du coefficient de striction R_B est monotone (voir la Figure 5-7(b)). Plus l'épaisseur est grande, plus le coefficient de striction est faible.

La frontière entre la zone de pré-fissuration et la zone de déchirure ductile est notée a_0 et représente donc la longueur de la fissure initiale. a_0 est facile à identifier car cette ligne est à la transition entre la zone lisse de fatigue et la zone plus rugueuse de déchirure. La longueur finale de la fissure, notée a_f , présente un contraste de couleur assez net, à la frontière entre la zone oxydée et non oxydée. a_0 et a_f sont mesurés par la méthode normalisée dite des « 9 points » comme sur la Figure 5-8.

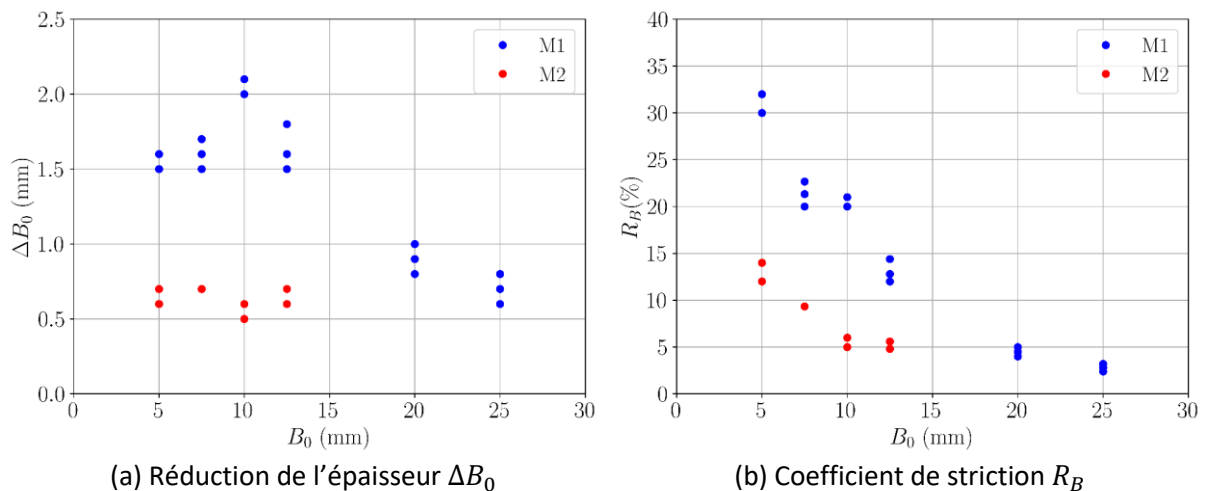


Figure 5-7 Evolution de la striction en fonction de l'épaisseur pour des éprouvettes CT25Bx sur l'état neuf (M1) et l'état vieilli (M2)

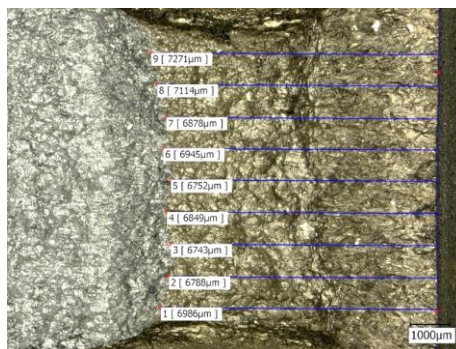
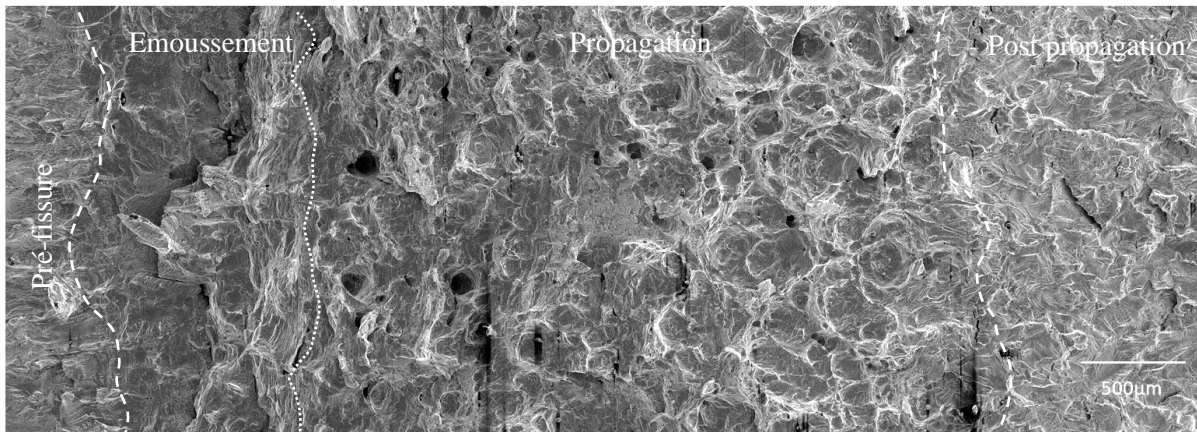
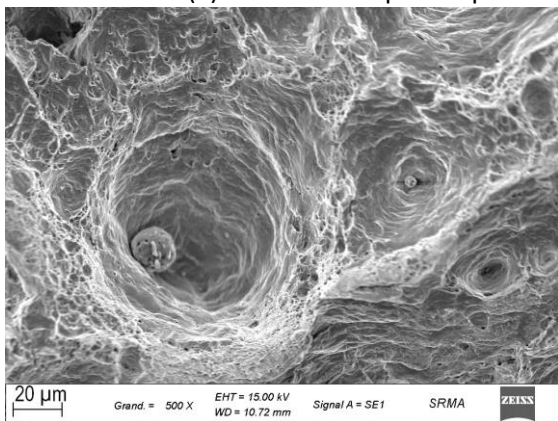


Figure 5-8 Mesure de la longueur de fissure selon la méthode des neuf points au microscope optique

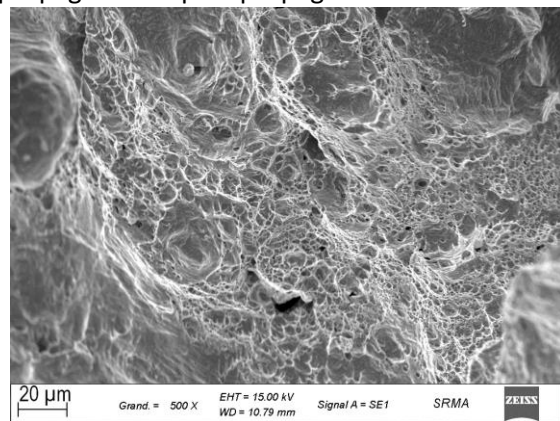
Les faciès de rupture ont également été observés au MEB. Sur la Figure 5-9 (a), on peut identifier facilement les trois zones des faciès. On retrouve la partie d'émoussement qui commence à la fin de la pré-fissuration par fatigue et jusqu'à la première cupule. Dans la zone de propagation, on voit beaucoup de cupules qui sont la forme typique de rupture ductile se produisant selon un processus de germination-croissance-coalescence. La taille maximale des cupules est d'environ 400 μ m.



(a) 3 zones de rupture : pré-fissure, propagation et post propagation

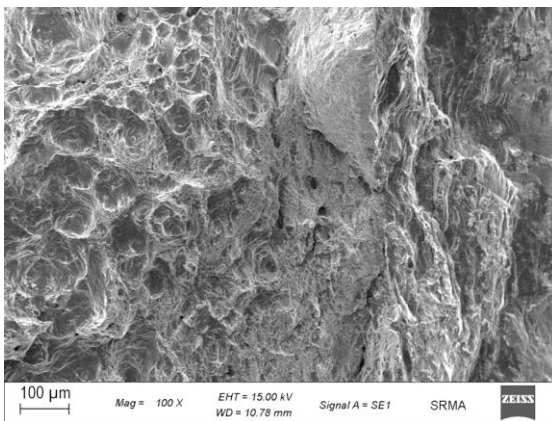


(b) Cupules et inclusions dans la zone de propagation

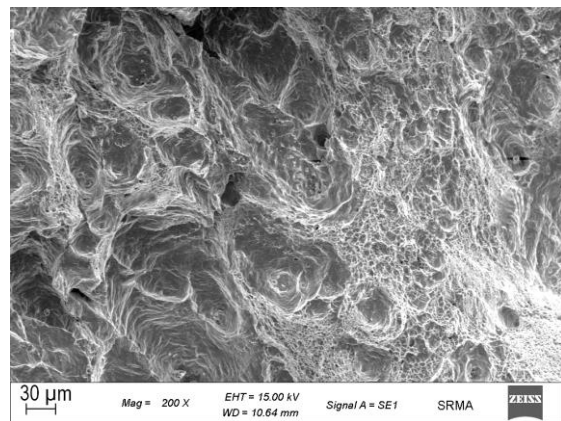


(c) Petites cupules

Figure 5-9 Photos au MEB de faciès de rupture d'une éprouvette CT25B12,5 à l'état neuf (M1)



(a) CT25b20 au bord



(b) CT25b25 au bord

Figure 5-10 Photos au MEB de faciès de rupture d'une éprouvette CT25B20 et d'une éprouvette CT25B25 à l'état neuf (M1)

On observe des inclusions au fond de la majorité des cupules, comme présenté sur la Figure 5-9 (b). Par rapport à la taille des inclusions initiales, la taille importante des cupules dénote un fort taux de croissance. On voit également la coalescence des cupules sur la Figure 5-9 (b). Entre les grandes cupules, on observe des cupules de plus petite taille amorcées sur une

seconde population (voir la Figure 5-9 (c)). Au bord de l'éprouvette, seules les cupules de petites tailles sont observées (voir la Figure 5-10). On peut voir très clairement la variation de taille des cupules entre le bord et le centre de l'éprouvette.

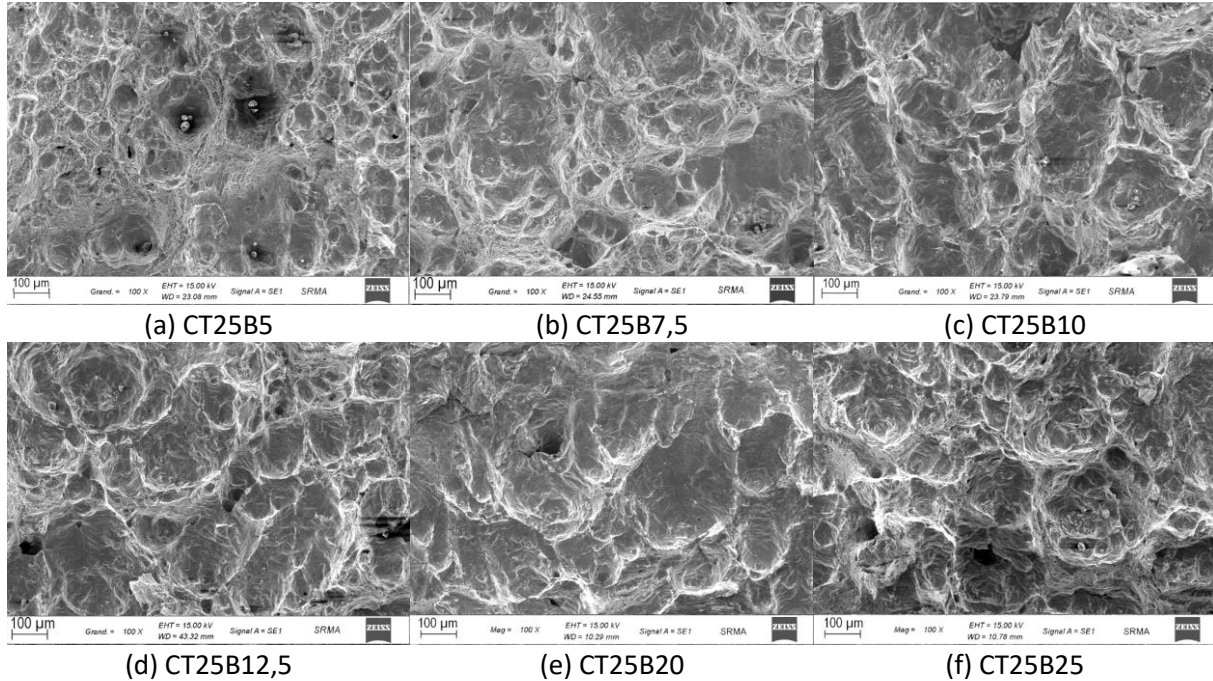


Figure 5-11 Photos au MEB de faciès de rupture au centre de zone de la propagation pour des éprouvettes CT25Bx à l'état neuf (M1)

Une comparaison fractographique des éprouvettes CT25Bx est présentée sur la Figure 5-11. Hormis pour la CT25B5 qui semble présenter des cupules plus petites, on n'observe pas de différence significative des tailles des cupules au centre de l'éprouvette pour les autres épaisseurs d'éprouvettes. On ne voit pas de changement de mécanisme de rupture d'un mode ductile par la croissance et la coalescence des cavités vers un mode de rupture par cisaillement quand l'épaisseur de l'éprouvette diminue comme décrit dans l'étude (Kang *et al.*, 2005) réalisée sur des feuillards de cuivre. Ces essais présentent une rupture par cisaillement pure quand l'épaisseur est inférieure à la valeur critique (0,3 mm) et une rupture ductile quand l'épaisseur est supérieure à la valeur critique (0,3 mm).

5.2.2 État vieilli

Les résultats des essais CT25Bx à l'état vieilli sont présentés dans cette partie. L'épaisseur de l'éprouvette varie entre 5 mm et 12,5 mm. La Figure 5-12 (a) présente les courbes force-ouverture. Contrairement à l'état neuf, le $CMOD$ à la force maximale dépend peu de l'épaisseur. Les courbes $J - da$ expérimentales sont présentées sur la Figure 5-12 (b). Les quatre essais sont valides car une majeure partie des courbes $J - da$ sont en dessous de J_{max}

défini par les normes ; toutefois, celui de l'éprouvette CT25B5 ne dépasse que légèrement du domaine de validité. Une éprouvette d'épaisseur 5 mm est donc suffisante pour mesurer une valeur valide de la ténacité au sens des normes. Les droites d'érousement et les droites décalées de 0,2 mm pour l'ISO12135 et l'ASTM E1820 sont également représentées sur la Figure 5-12 (b). Les pentes d'érousement expérimentales des courbes $J - da$ sont peu dépendantes de l'épaisseur. Elles sont plus proches de la pente d'érousement définie par l'ASTM que de celle définie par l'ISO.

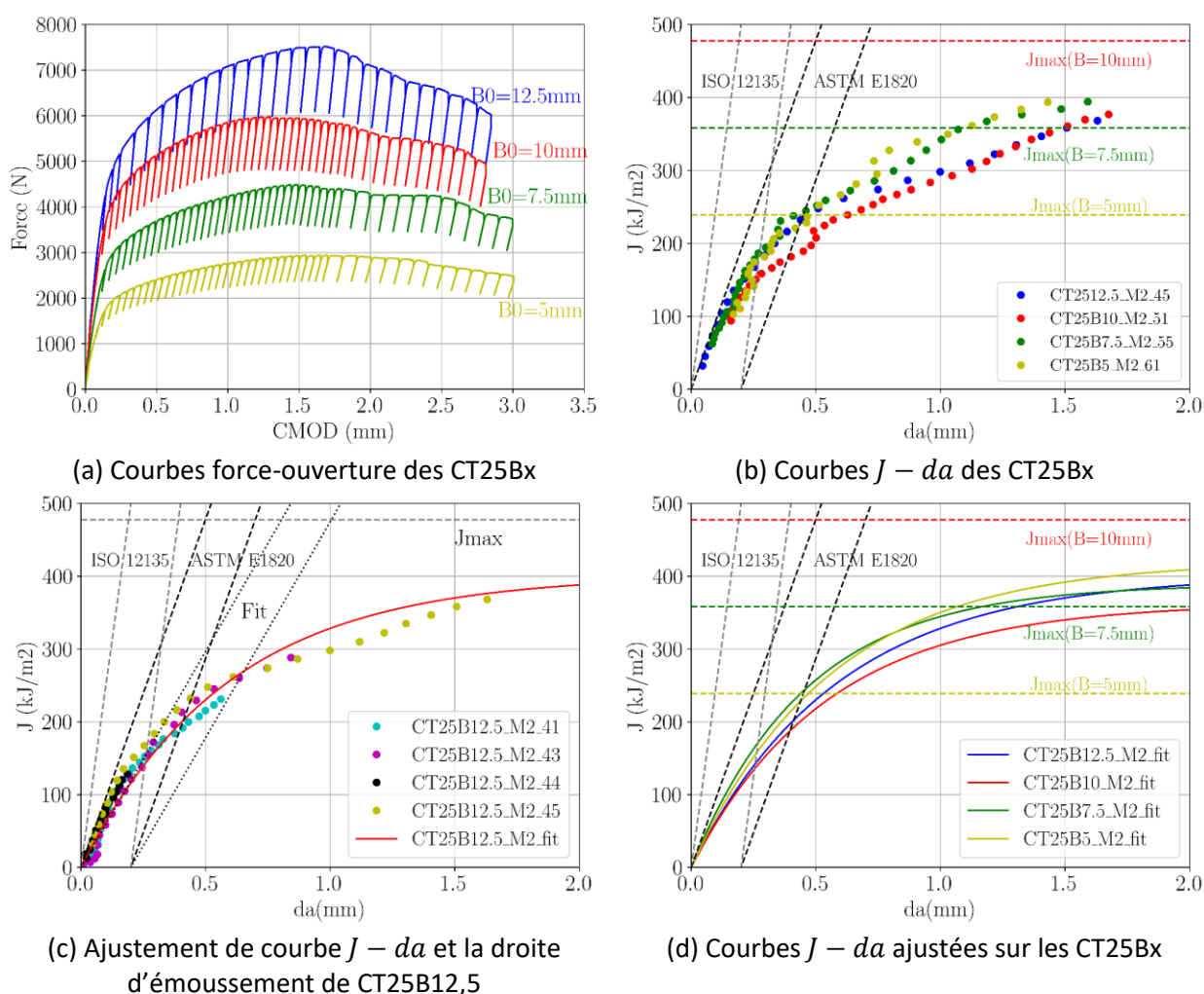


Figure 5-12 Résultats des essais de ténacités avec des éprouvettes CT25Bx à l'état vieilli (M2)

Comme pour l'état neuf, on ajuste aussi la droite d'érousement pour chaque essai. À titre d'exemple, la courbe $J - da$ de l'éprouvette CT25B12,5 est présentée sur la Figure 5-12 (c). La pente d'érousement ajustée est plus petite que celle de l'ASTM. La courbe $J - da$ ajustée, selon l'équation $J = Y_1 * (1 - e^{-Y_2 * da})$, représente bien les points expérimentaux. Les autres courbes ajustées sont présentées sur la Figure 5-12 (d). Les valeurs de $J_{0,2}$ sont déterminées à partir des courbes ajustées. Elles sont tracées en fonction de l'épaisseur nette sur la Figure

5-13. Comme les essais sont tous valides, les valeurs de $J_{0,2}$ sont beaucoup plus constantes qu'à l'état neuf, avec une dispersion de 50 kJ/m^2 . Il n'y a donc pas d'effet d'épaisseur des CT sur la ténacité mesurée à l'état vieilli car les éprouvettes sont suffisamment grandes compte tenu de la faible ténacité du matériau (R. E. Link *et al.*, 1991).

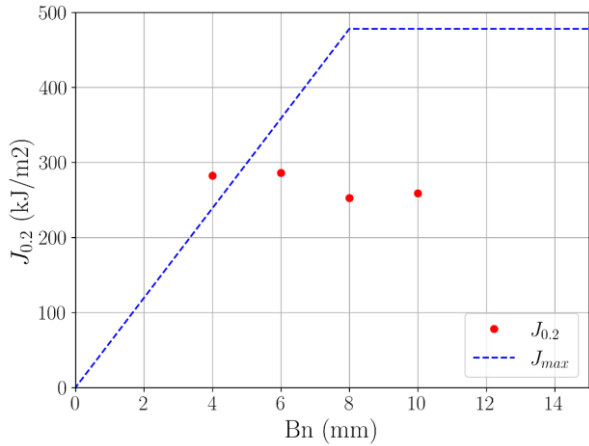


Figure 5-13 Évolution de $J_{0,2}$ en fonction de B_0 à l'état vieilli (M2)

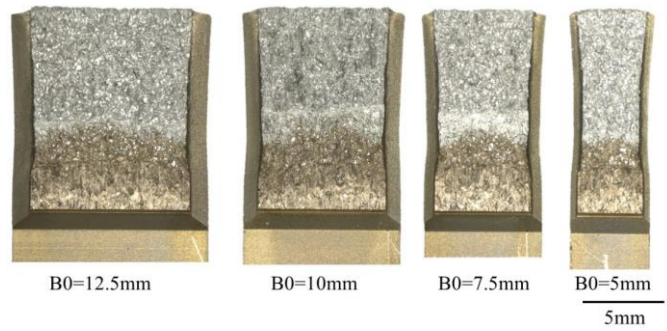
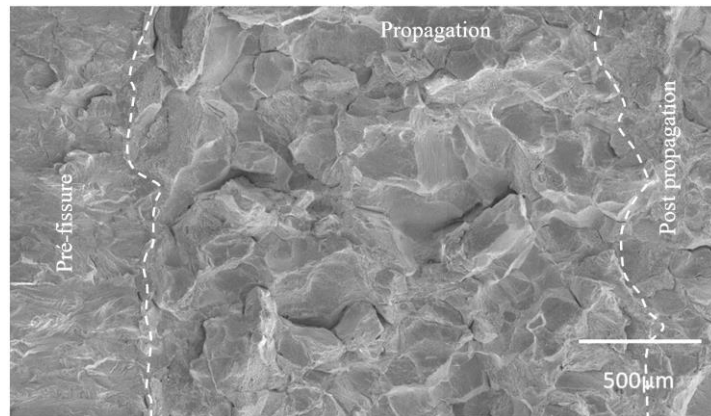
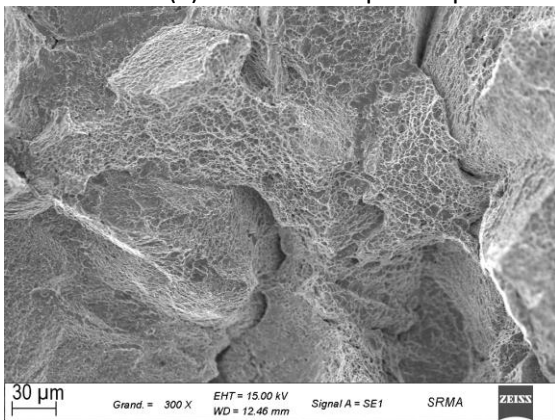


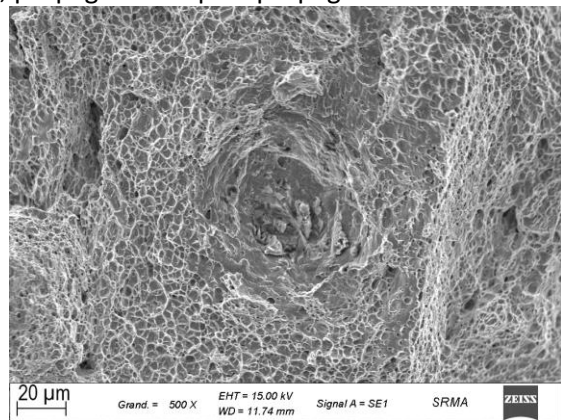
Figure 5-14 Faciès de rupture des éprouvettes CT25Bx à l'état vieilli (M2)



(a) 3 zones de rupture : pré-fissure, propagation et post propagation



(b) Zone de propagation



(c) Cavité de l'inclusion et des petits cupules

Figure 5-15 Photos au MEB de faciès de rupture d'une éprouvette CT25B12,5 à l'état vieilli (M2)

Les faciès de rupture sont présentés sur la Figure 5-14. Comparées avec le cas de l'état neuf (M1), les éprouvettes sont beaucoup moins déformées. Globalement, les fonds de la fissure initiale et finale sont plus droits. La striction des éprouvettes a été mesurée. Les résultats sont présentés sur la Figure 5-7. On voit que la striction de l'éprouvette est plus faible par rapport au cas de l'état neuf (M1) car la ductilité est réduite après le traitement thermique de vieillissement. Ce constat est en accord avec les résultats de traction. De plus, la réduction de l'épaisseur ΔB_0 est stable quand l'épaisseur de l'éprouvette augmente de 5 à 12,5 mm sur l'état vieilli (M2) contrairement à une évolution non monotone sur l'état neuf (M1). L'augmentation de l'épaisseur de l'éprouvette conduit à la diminution du coefficient de striction R_B . L'évolution du coefficient de striction pour l'état vieilli (M2) suit la même tendance qu'à l'état neuf (M1).

Les fractographies au MEB sont présentées sur la Figure 5-15. Les trois zones sont aisément identifiables. L'émoussement est plus faible que l'état neuf. On ne trouve pas de grandes cupules dans la zone de propagation (voir la Figure 5-15). Les surfaces de rupture sont plus lisses, moins rugueuses. On note la présence de fissures secondaires qui sont perpendiculaires à la surface de rupture. Les faciès sont constitués de polygones facettés, tapissés par des petites cupules. Des cartographies chimiques EDX ont été réalisées (voir la Figure 5-16). La présence d'enrichissement en Cr et Mo sur certaines zones de rupture indique que la rupture sur ces zones est intergranulaire. Comme indiqué dans la section 3.2, les carbures de Cr et Mo sont tous localisés aux joints de grains. La rupture à l'état vieilli est donc un mélange de rupture intragranulaire et intergranulaire comme pour les autres types d'essais. Autour des inclusions (voir la Figure 5-15 (c)), on trouve aussi des cavités mais beaucoup plus petites par rapport au cas de l'état neuf (M1). La croissance des cavités apparaît donc très faible à l'état vieilli. Une comparaison fractographique des différentes éprouvettes est présentée sur la Figure 5-17. On ne note pas de différence significative entre les différentes surfaces de rupture. Pour chaque épaisseur, on observe des petites cupules et des fissures secondaires intergranulaires. La taille des cupules est presque comparable pour toutes les épaisseurs.

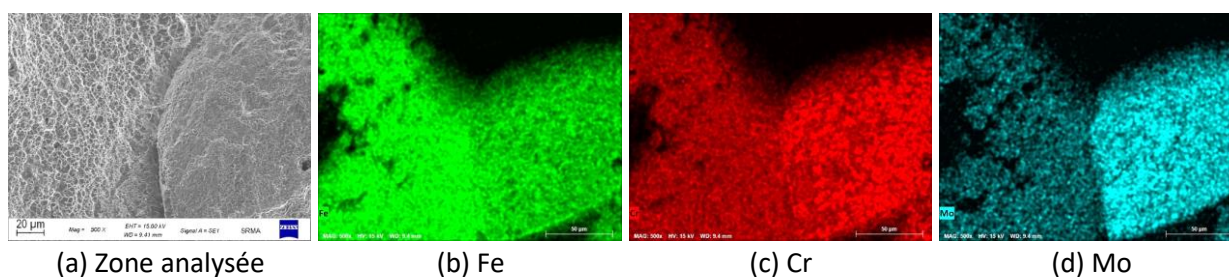


Figure 5-16 Cartographies chimiques sur le faciès de rupture d'une éprouvette CT à l'état vieilli

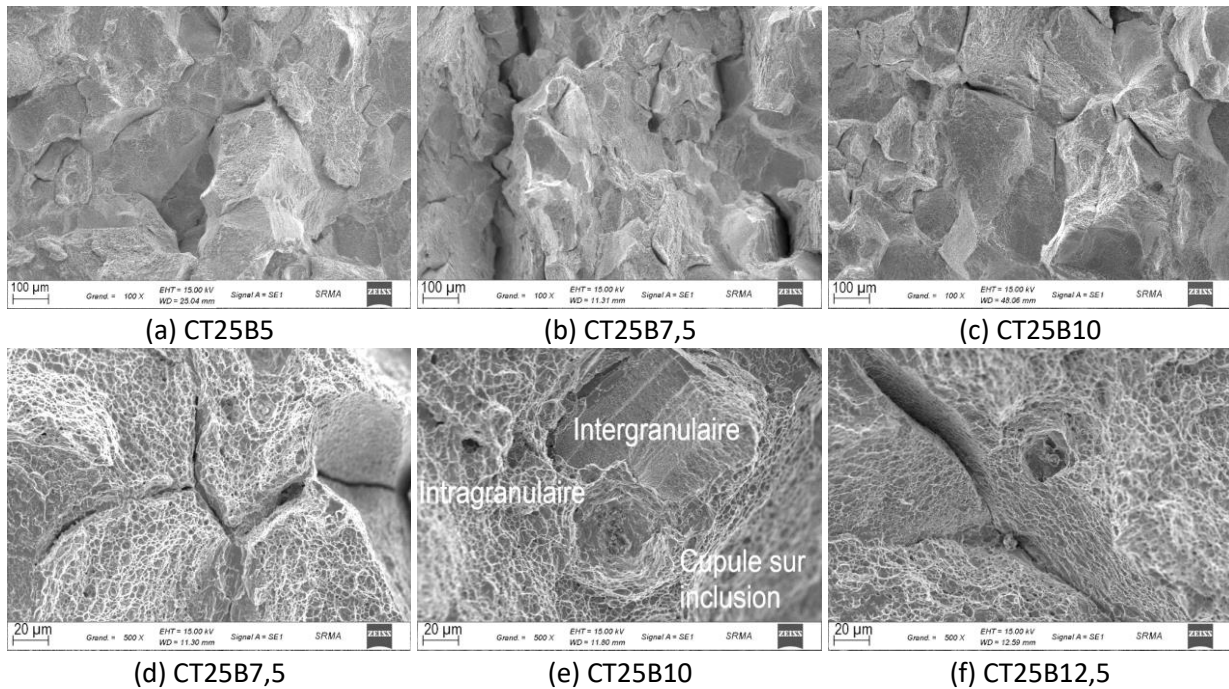


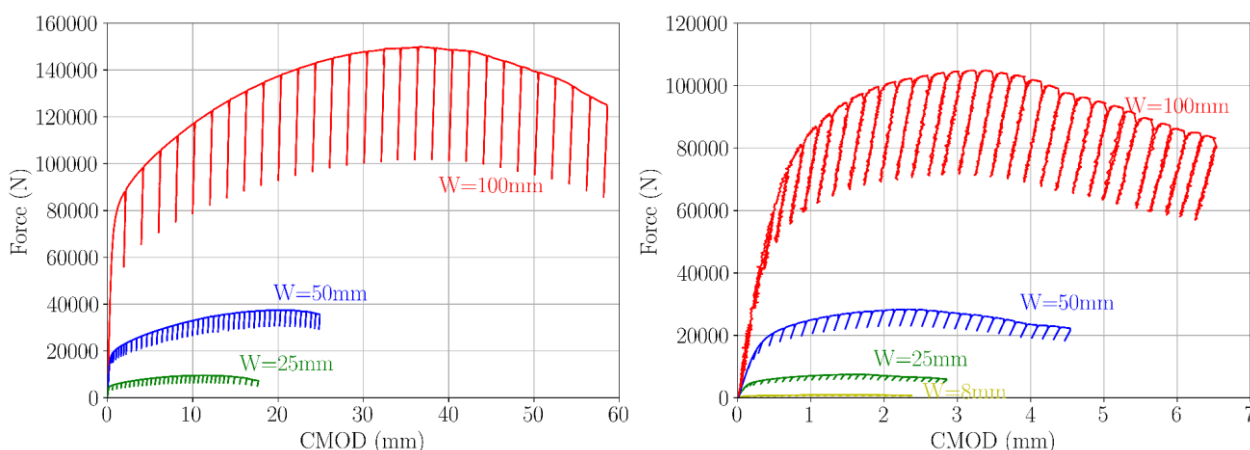
Figure 5-17 Photos au MEB de faciès de rupture des éprouvettes CT25Bx à l'état vieilli (M2)

5.3 Effet de la taille de l'éprouvette sur la ténacité

Afin d'étudier l'effet de la taille de l'éprouvette, on a effectué des essais en utilisant des éprouvettes homothétiques, telles que $B_0 = 0,5W$. À l'état neuf (M1), W varie entre 25 mm et 100 mm. Les courbes force-ouverture sont présentées sur la Figure 5-18 (a). Les valeurs de la force maximale (F_{max}) normalisée par rapport à la surface initiale du ligament (S_0) et le $CMOD$ à F_{max} normalisé par rapport à W sont présentées dans le Tableau 5-1. F_{max}/S_0 est quasi stable avec une légère diminution (4%) quand on augmente la taille de l'éprouvette. La même tendance est trouvée pour l'évolution du $CMOD$ à F_{max} normalisé, avec une diminution de (21%). Avec la même méthode d'analyse que dans la section 5.2, les courbes $J - da$ brutes et les courbes ajustées sont tracées sur la Figure 5-18 (c) et la Figure 5-19 (a). Même la courbe $J - da$ de l'éprouvette CT100B50 (la plus grosse) sort du domaine de validité pendant la phase d'éroussement (la partie linéaire dans la courbe). La valeur de la pente d'éroussement est peu influencée par la taille d'éprouvette. En revanche, l'étendue du domaine linéaire dépend de la taille d'éprouvette. Elle est plus grande quand l'éprouvette est plus grande (Ono, Kasada and Kimura, 2004; Lucon *et al.*, 2006; Lucon and Scibetta, 2008). Ceci conduit à un $J_{0,2}$ plus grand pour les grandes éprouvettes (voir la Figure 5-19 (c)). Le point correspondant la perte de linéarité pour toutes les courbes $J - da$ est supérieur à J_{max} pour différentes tailles. En dessous de ce point, il n'y a pas de différence entre les courbes $J - da$ des grandes et des petites éprouvettes.

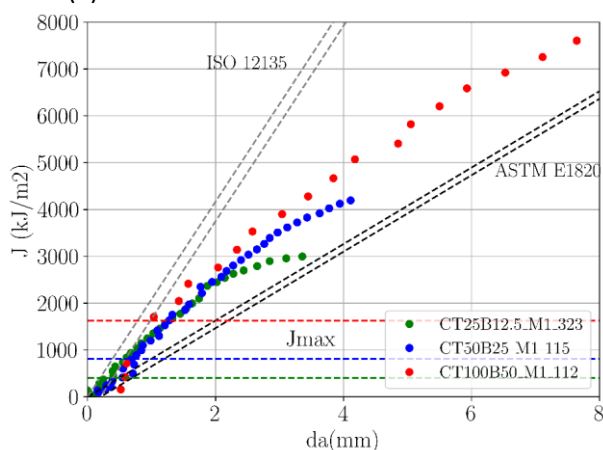
Tableau 5-2 Résultats des essais de ténacité avec les CT homothétiques

Éprouvette		CT8B4	CT25B12,5	CT50B25	CT100B50
F_{max}/S_0 (MPa)	M1	----	103,99	99,09	98,83
	M2	95,3	75,2	70,9	65,5
$\frac{CMOD \text{ à } F_{max}}{W}$	M1	----	0,46	0,39	0,36
	M2	0,18	0,06	0,04	0,03

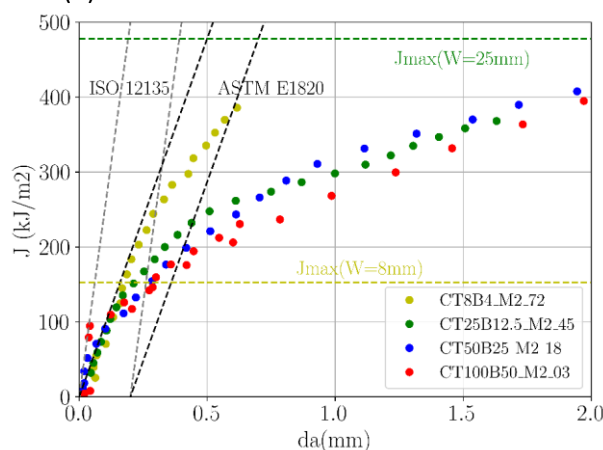


(a) Courbes force-ouverture à l'état neuf

(b) Courbes force-ouverture à l'état vieilli



(c) Courbes $J - da$ expérimentales à l'état neuf



(d) Courbes $J - da$ expérimentales à l'état vieilli

Figure 5-18 Résultats des essais de ténacité avec des CT homothétiques à l'état neuf et vieilli (I)

À l'état vieilli (M2), W varie de 8 mm à 100 mm. Les courbes force-ouverture sont présentées sur la Figure 5-18 (b). Selon les données du Tableau 5-2, quand on augmente la taille de l'éprouvette, la diminution de F_{max}/S_0 est 21% entre la CT8B4 et la CT25B12,5. Cette évolution est plus marquée sur l'état vieilli que sur l'état neuf. Le $CMOD$ normalisé est réduit de 66% entre la CT8B4 et la CT25B12,5. En revanche, pour les essais valides (CT25B12,5, CT50B25 et CT100B50), les deux paramètres se stabilisent. Après calcul de l'avancée de fissure et J (voir la Figure 5-18 (d)), on trouve que, à l'exception de l'éprouvette de $W = 8 \text{ mm}$, tous les autres essais sont valides. Les trois essais valides ont presque les mêmes courbes $J - da$. Les pentes de l'érousement sont très proches de celles de l'ASTM. Les courbes ajustées sont

présentées sur la Figure 5-19 (b). Les essais valides donnent des valeurs stables de $J_{0,2}$. L'éprouvette CT8B4 présente un émoussement plus important, c'est-à-dire une valeur de ténacité à l'amorçage $J_{0,2}$ plus importante. L'évolution de $J_{0,2}$ en fonction de l'épaisseur initiale est tracée sur la Figure 5-19 (d). $J_{0,2}$ converge vers une valeur constante quand la taille de l'éprouvette est suffisamment grande.

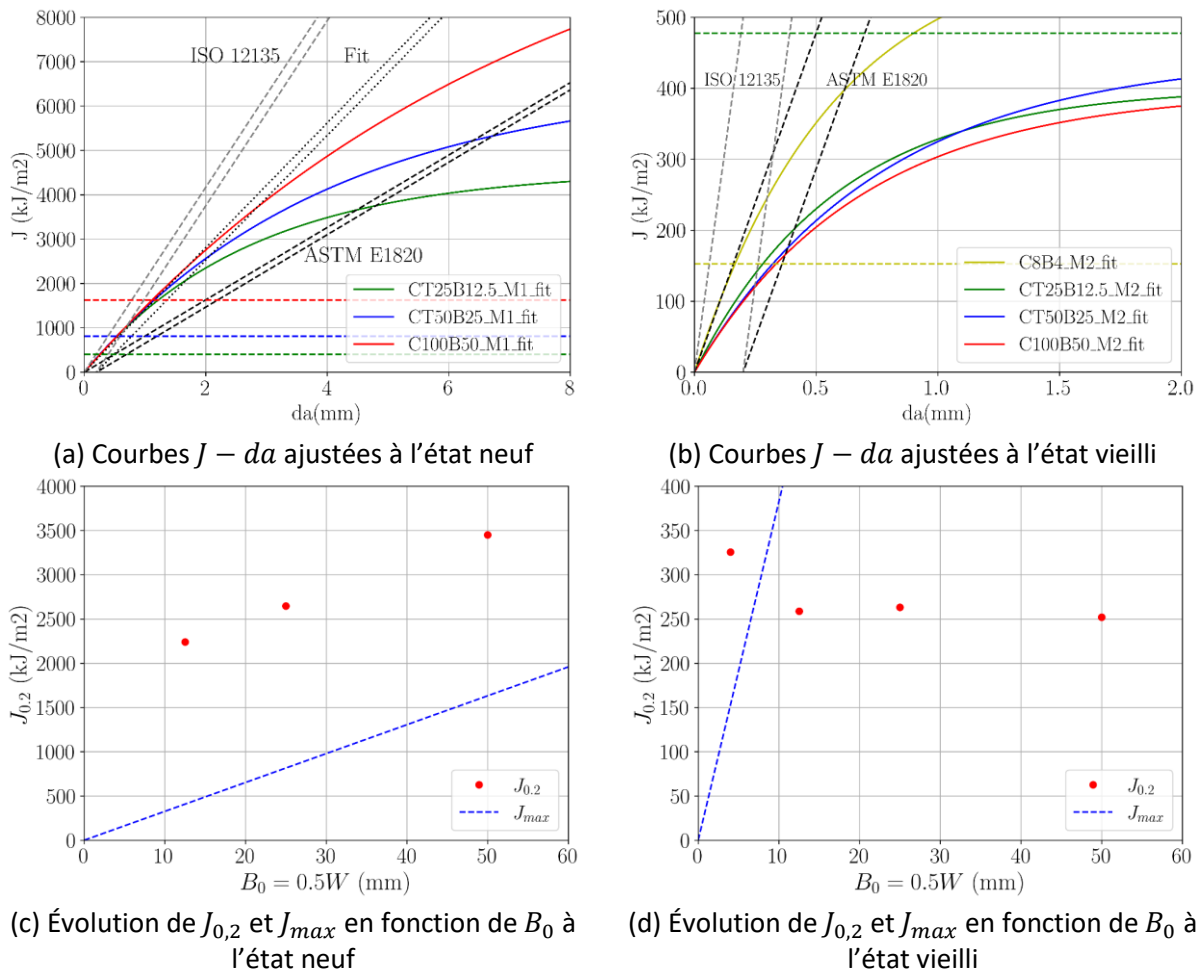


Figure 5-19 Résultats des essais de ténacité avec des CT homothétiques à l'état neuf et vieilli (II)



Figure 5-20 Faciès de rupture de CT homothétiques à l'état neuf (M1)

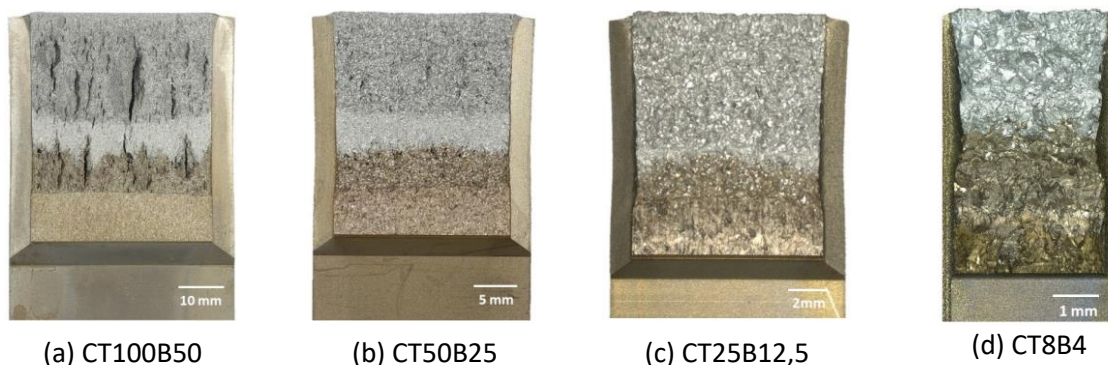


Figure 5-21 Faciès de rupture de CT homothétiques à l'état vieilli (M2)

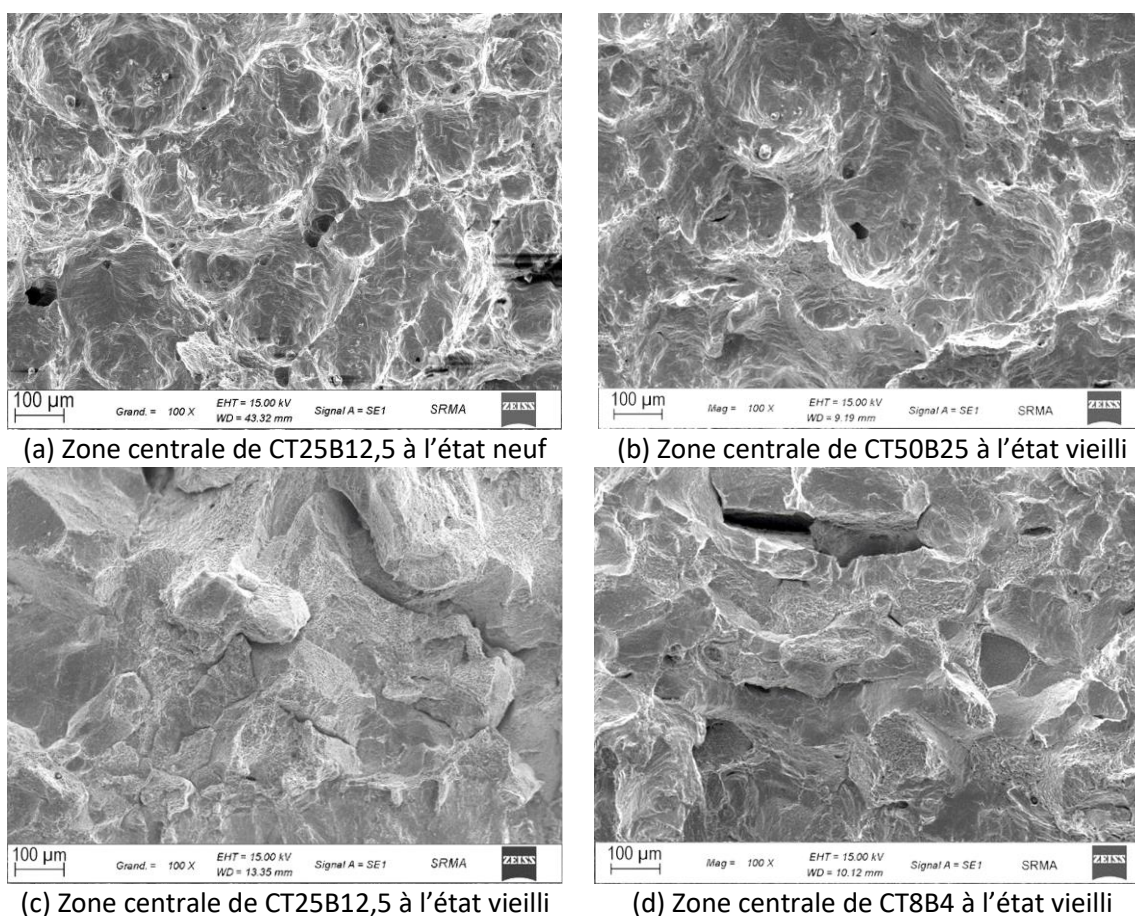


Figure 5-22 Photos au MEB de faciès de rupture des CT homothétiques

Les faciès de rupture des CT homothétiques à l'état neuf (M1) sont présentés sur la Figure 5-20. Globalement, il n'y a pas de différence entre les éprouvettes de différentes tailles. À l'état neuf (M1), les trois dimensions d'éprouvette (CT100B50, CT50B25 et CT25B12,5) présentent une striction importante. Au MEB, on observe de grandes cupules dans la zone de propagation ainsi qu'une seconde population de plus petites cupules assurant la coalescence des plus grandes (voir la Figure 5-22 (a et b)). Si on compare la taille des cupules, il n'y a pas de grande différence entre la CT25B12,5 et la CT50B25.

À l'état vieilli, contrairement aux autres éprouvettes, la CT100B50 présente nombreuses fissures secondaires millimétriques (voir la Figure 5-21). La présence de ces fissures secondaires souligne que la forte épaisseur permet le développement d'une contrainte parallèle au front de fissure. Une observation attentive du faciès de l'éprouvette CT50B25 montre que cet effet commence à se manifester pour cette épaisseur. Les strictionnements dans l'épaisseur pour les quatre cas à l'état vieilli sont beaucoup plus petites qu'à l'état neuf. Au MEB, la CT8B4 et la CT25B12,5 présentent une rupture moins ductile par rapport à l'état neuf avec des faciès plus lisses, de nombreuses petites cupules et peu de grosses cupules (voir la Figure 5-22 (c et d)).

5.4 Conclusions

Dans cette partie, nous avons réalisé des essais de ténacité avec des éprouvettes CT de même taille (même W) mais présentant des épaisseurs différentes et des éprouvettes homothétiques afin d'étudier l'effet de l'épaisseur et de la taille. En variant l'épaisseur, les essais de CT25Bx montrent que tous les essais à l'état neuf sont en dehors du domaine de validité des normes. Les $J_{0,2}$ qui sont déterminés par des droites d'éroussissement ajustées présentent une évolution non monotone en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette. Quand on augmente l'épaisseur, $J_{0,2}$ augmente. Mais, quand on passe l'épaisseur nette critique (8 mm), $J_{0,2}$ diminue et stable après. Pour les essais sur les éprouvettes homothétiques, on constate que les courbes $J - da$ sont quasi identiques avant l'amorçage indépendamment de la valeur de J_{max} .

À l'état vieilli, tous les essais de CT25Bx sont valides. $J_{0,2}$ est constante. Pour les essais valides sur les éprouvettes homothétiques, les courbes $J - da$ n'ont pas de grande différence. Sur l'essai non valide (CT8B4), on constate que la courbe $J - da$ est différente de celles des autres essais valides. La détermination de la ténacité sur cette courbe conduirait à une valeur non conservative, ce qui confirme la limite de validité des normes J_{max} .

La fractographie à l'état neuf montre que la propagation de fissure est conduite par un processus de germination, croissance et coalescence de cavités autour des inclusions. À l'état vieilli, la ténacité est fortement réduite. La rupture est créée principalement par la germination de cavités initiées sur les précipités et présentant un faible taux de croissance.

Chapitre 6

Étude du travail essentiel de rupture

Sommaire

6.1	Dimensionnement des éprouvettes	131
6.2	Procédure d'essai.....	135
6.3	État neuf.....	136
6.4	État vieilli.....	141
6.5	Fractographie des éprouvettes DENT	145
6.6	Comparaison entre les essais DENT et CT	148
6.7	Conclusions	149

6. Étude du travail essentiel de rupture

Ce chapitre présente l'application de la méthode du travail essentiel de rupture à l'acier inoxydable 316L(N) en utilisant les éprouvettes DENT (Double Edged Notched Tension) telle que présentée dans le chapitre 2. La première partie concerne le dimensionnement des éprouvettes à l'aide de calculs en éléments finis avec la loi élasto-plastique qui a été identifiée à partir des données de traction au chapitre 4. Les éprouvettes à l'état neuf (M1) et à l'état vieilli (M2) ont été usinées selon les dimensions issues de cette étude de dimensionnement. Les essais ont été réalisés au Centre des matériaux de l'École de Mines.

6.1 Dimensionnement des éprouvettes

Pour dimensionner les éprouvettes DENT, compte tenu des symétries, les calculs élasto-plastiques ont été effectués sur 1/8 de l'éprouvette, comme illustré sur la Figure 6-1. Les conditions aux limites sont présentées sur la Figure 6-2. L'extrémité de l'éprouvette prise dans les mors n'est pas modélisée mais une condition limite est ajoutée à l'extrémité du maillage située au niveau du début de la prise des mors. On fixe le déplacement dans la direction de X, comme indiqué sur la Figure 6-2. Une vitesse de déplacement de traction est appliquée sur la surface en haut de l'éprouvette. Dans une première série de calculs, les dimensions des éprouvettes utilisées sont celles présentées dans le Tableau 6-1. Ces calculs sont réalisés afin de vérifier l'état de contrainte et de déformation. La longueur du ligament et l'épaisseur vérifient le critère de $3t_0 < l_0 < W_{DENT}/3$ (Cotterell and Reddel, 1977; Pardoen, Marchal and Delannay, 2002; Sahoo *et al.*, 2018), où t_0 est l'épaisseur de l'éprouvette, l_0 est la longueur du ligament et W est la largeur de l'éprouvette. Les calculs ont été conduits avec des éléments quasi incompressibles à 8 points de Gauss de type ICC8. Le diamètre de fond d'entaille est de 100 μm , ce qui correspond à ce qu'il est possible d'usiner de plus petit par électroérosion. Compte tenu de la petite taille des éléments, des coutures ont été réalisées afin de pouvoir mailler plus grossièrement le haut de l'éprouvette. La ligne d'éléments du bas, dans le ligament, est maillée avec des éléments de 2 mm de côté. La loi de comportement élasto-plastique utilisée est la même que celle qui a été identifiée via les données de traction (chapitre 4).

Les courbes de force normalisées par la section, notée F/S_0 (avec S_0 la surface initiale de section de ligament) sont présentées sur la Figure 6-3. La diminution de l'épaisseur entraîne une diminution de $(F/S_0)_{max}$ et une apparition plus précoce de la striction. La diminution de la longueur du ligament provoque également une apparition plus précoce de la striction

mais entraîne une légère augmentation de $(F/S_0)_{max}$ (Sunilkumar M R *et al.*, 2020). Afin d'illustrer l'étendue de la zone plastifiée, la Figure 6-4 (a-d) montre la distribution de déformation plastique cumulée avec un maximum d'échelle égal à 0,2%. Ainsi, la diminution de l'épaisseur et la diminution de la longueur du ligament conduisent à la diminution de l'étendue de la zone plastifiée. Ce paramètre est important dans le choix des dimensions des éprouvettes et permet d'assurer le confinement de plasticité. Pour les éprouvettes du ligament 15 mm et de l'épaisseur 10 mm, le bord de l'éprouvette est plastifié, ce qui n'est pas acceptable vis-à-vis de la validité de la méthode de EWF. La largeur de cette éprouvette a donc été augmentée de manière à satisfaire le critère de confinement plastique. On note par ailleurs que la largeur n'entre pas directement dans le dépouillement analytique permettant de calculer le travail essentiel de rupture (seuls l_0 et t_0 importent). La Figure 6-4 (e) montre que l'augmentation de la largeur réduit effectivement la plasticité au bord de l'éprouvette.

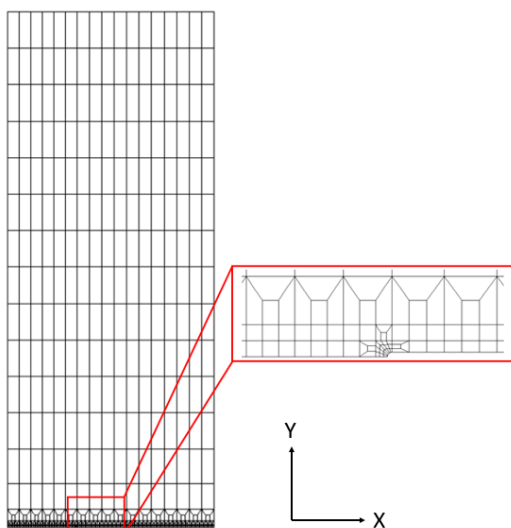


Figure 6-1 Maillage de l'éprouvette DENT

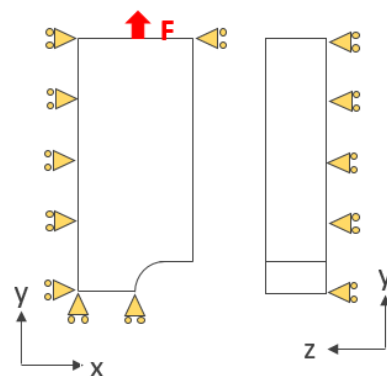


Figure 6-2 Conditions aux limites de DENT

Tableau 6-1 Dimensions des éprouvettes DENT dans le dimensionnement

Ligament l_0 (mm)	Épaisseur t_0 (mm)	Hauteur (mm)	Largeur (mm)	Rayon de l'entaille (mm)
20	2,5,7,10			
15	2,5,7,10	150	60	0,05
10	2,5,7,10			

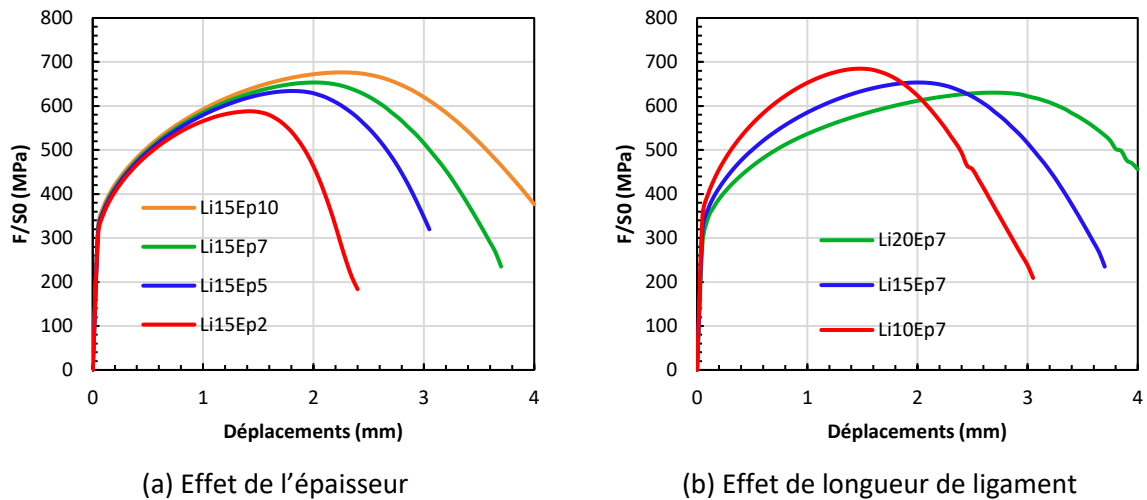
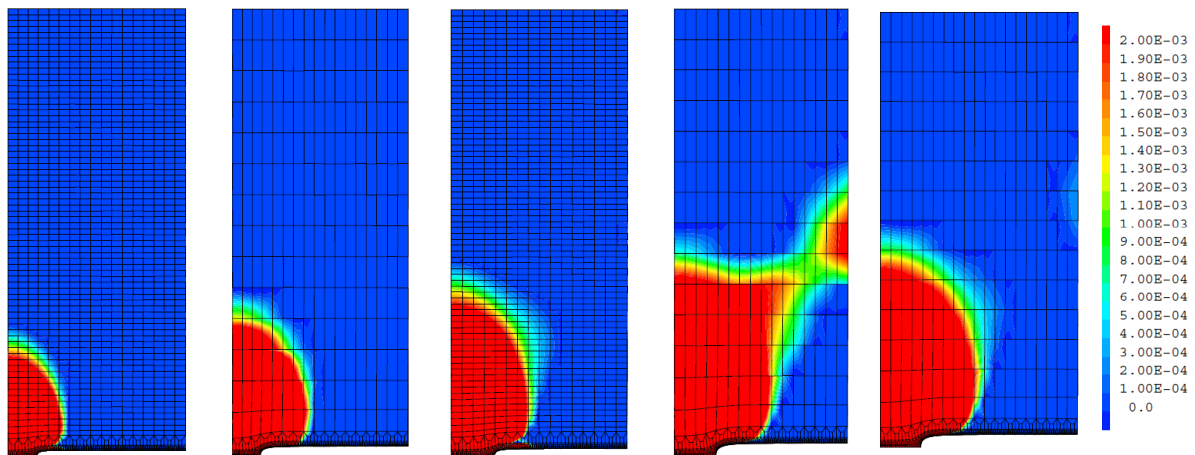


Figure 6-3 Effet de géométrie sur les courbes de traction des DENT



(a) Li10Ep2La60 (b) Li10Ep7La60 (c) Li15Ep2La60 (d) Li15Ep10La60 (e) Li15Ep10La70

Figure 6-4 Distribution de la déformation plastique pour différentes dimensions de l'éprouvette DENT à la force maximale

Tableau 6-2 Géométries des éprouvettes DENT à l'état neuf (M1)

Épaisseur t_0 (mm)	Ligament l_0 (mm)	Hauteur (mm)	Largeur (mm)	Rayon de l'entaille (mm)	Nb d'éprouvettes par lot	Nb total
2	4,6,8,12,14	150	50	0,05	3	15
3	6,9,12,15				3	12
4	12,14,16,18		3		12	
5	12,14,16,18		70		3	12
			3		12	

Tableau 6-3 Géométries des éprouvettes DENT à l'état vieilli (M2)

Épaisseur t_0 (mm)	Ligament l_0 (mm)	Hauteur (mm)	Largeur (mm)	Rayon de l'entaille (mm)	Nb d'éprouvettes par lot	Nb total
2	6,8,12,14	150	50	0,05	2	8
3	6,9,12,15		2		8	
4	12,14,16,18		70		2	8
5	12,14,16,18		2		8	
			2		8	

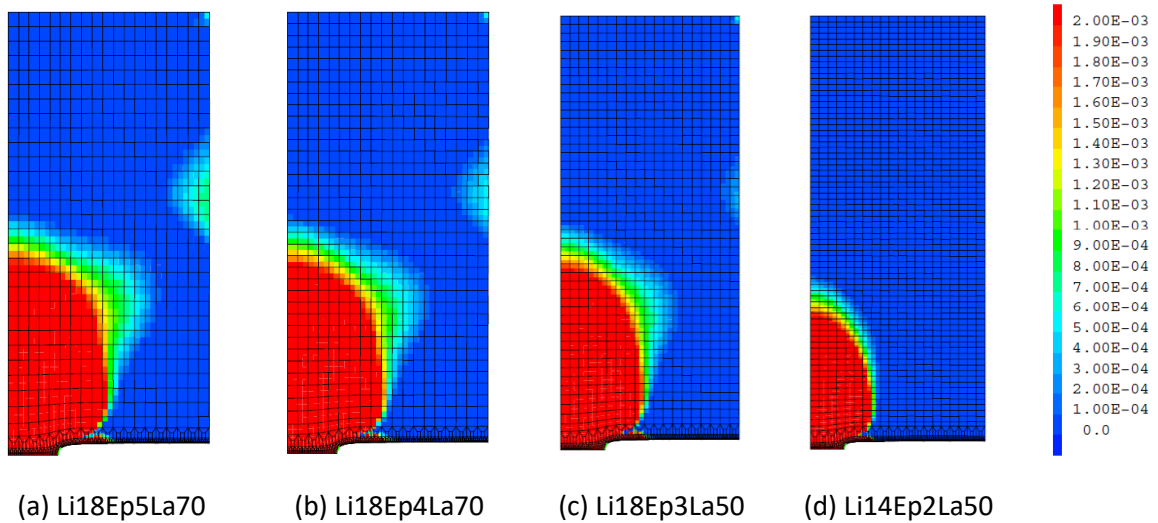


Figure 6-5 Distribution de la déformation plastique de l'éprouvette DENT à l'état neuf (M1) à la force maximale

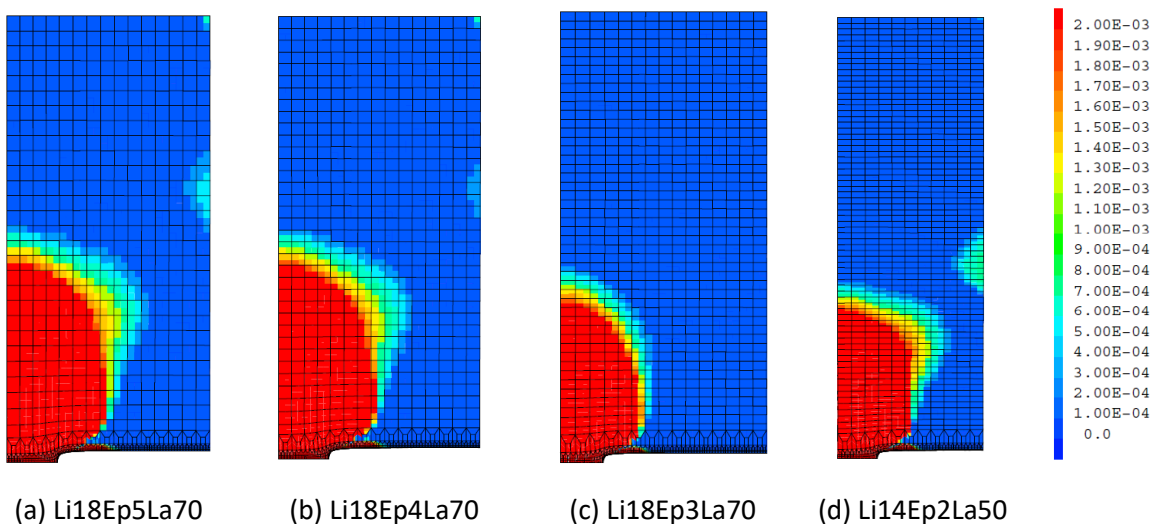


Figure 6-6 Distribution de la déformation plastique de l'éprouvette DENT à l'état vieilli (M2) à la force maximale

Les dimensions retenues des éprouvettes sont présentées dans le Tableau 6-2 pour l'état neuf (M1) et le Tableau 6-3 présente les dimensions retenues pour l'état vieilli (M2). À cause des limitations géométriques des mors de machine de traction, une largeur de 50 mm au niveau de la tête de l'éprouvette est imposée. L'épaisseur de la tête de l'éprouvette est mise à 10 mm (plus grande que l'épaisseur de la partie utile de l'éprouvette) pour s'adapter à la fixation de la machine. Il n'a pas d'effet sur le chargement de l'éprouvette qui a été vérifié par les simulations en éléments finis. Ainsi, à l'état neuf (M1), la largeur des éprouvettes d'épaisseur 2 mm et 3 mm est réduite à 50 mm. En revanche, la largeur des éprouvettes de l'épaisseur 4 mm et 5 mm est augmentée à 70 mm. À l'état vieilli (M2), la largeur des éprouvettes

d'épaisseur 2 mm est réduite à 50 mm. Mais la largeur des éprouvettes d'épaisseur 3 mm, 4 mm et 5 mm est augmentée à 70 mm. La vérification du changement de largeur pour les cas les plus critiques est faite pour respecter le confinement de plasticité. Les résultats de déformation plastique sont présentés sur la Figure 6-5 et la Figure 6-6. Les plans des éprouvettes sont présentés dans l'Annexe A.

6.2 Procédure d'essai

Les éprouvettes sont de forme plate avec une largeur assez grande. Le chargement est piloté en déplacement machine. La mesure du déplacement sur l'éprouvette n'a pas utilisé d'extensomètre physique mais un extensomètre virtuel. Pour ce faire, des marqueurs ont été gravés par laser sur une des deux faces de l'éprouvette. Afin de visualiser les champs de déformation, des mouchetis ont été aussi réalisés par laser et serviront de motifs aux mesures de champs par corrélation d'images. Toutefois, l'utilisation d'un mouchetis gravé permet d'atteindre des niveaux de déformation notablement plus élevés qu'avec un mouchetis peint qui s'écaille rapidement. Deux caméras ont été utilisées afin de suivre les déplacements des marqueurs et des mouchetis. Les éprouvettes ont été préalablement sablées afin d'éliminer les traces et les reflets qui nuisent à la qualité des photos. La Figure 6-7 (a et b) présente les mouchetis et les marqueurs par laser. Les marqueurs sont positionnés au centre de la largeur de l'éprouvette, à une distance de 80 mm, de façon à être suffisamment loin de la zone plastifiée. Après la préparation, l'éprouvette est installée sur une machine de traction de type MTS avec deux caméras comme montré sur la Figure 6-7 (c). La caméra devant la face de mouchetis est ajustée avec un grandissement suffisamment important afin d'obtenir une précision suffisante pour les mesures des champs locaux. Du côté de l'éprouvette portant les marqueurs, la caméra est réglée sur un faible grandissement de façon à pouvoir suivre un champ plus grand et suivre les déplacements des marqueurs. Les photos sont enregistrées chaque 2 secondes à l'état neuf et 1 seconde à l'état vieilli. Ces enregistrements sont synchronisés avec la machine de traction par des signaux numériques. Les enregistrements des données, le déplacement du vérin, la force et le temps sont réalisés automatiquement par le logiciel de pilotage de la machine de traction.

En préalable à chaque essai, afin de calibrer les déplacements, des mouvements de corps rigide en palier jusqu'à 5 mm en fixant seulement le mors en bas ont été réalisés. Les photos issues de deux caméras sont traitées par deux logiciels VIC-2D et Ariane (logiciel développé par le Centre des matériaux). Ces calibrations permettent d'établir les relations de

déplacement entre pixel et mm pour les deux caméras. Un exemple de détermination de relations pixel-mm est présenté dans la Figure 6-8. Les relations entre mm et pixel sont bien linéaires pour deux caméras. Après chaque essai, les photos du côté mouchetis sont analysées par la corrélation des images avec le logiciel VIC-2D afin de déterminer les champs de déformations locaux. Les photos des marqueurs avec faible grandissement sont analysées par le logiciel Ariane afin de calculer l'allongement de l'éprouvette. Les marqueurs en haut et en bas fonctionnent comme plusieurs extensomètres virtuels. La valeur moyenne est prise comme l'allongement de l'éprouvette (u). Avec la force (F) enregistrée en machine, ces données (u, F) sont analysées selon la méthode de travail essentiel de rupture.

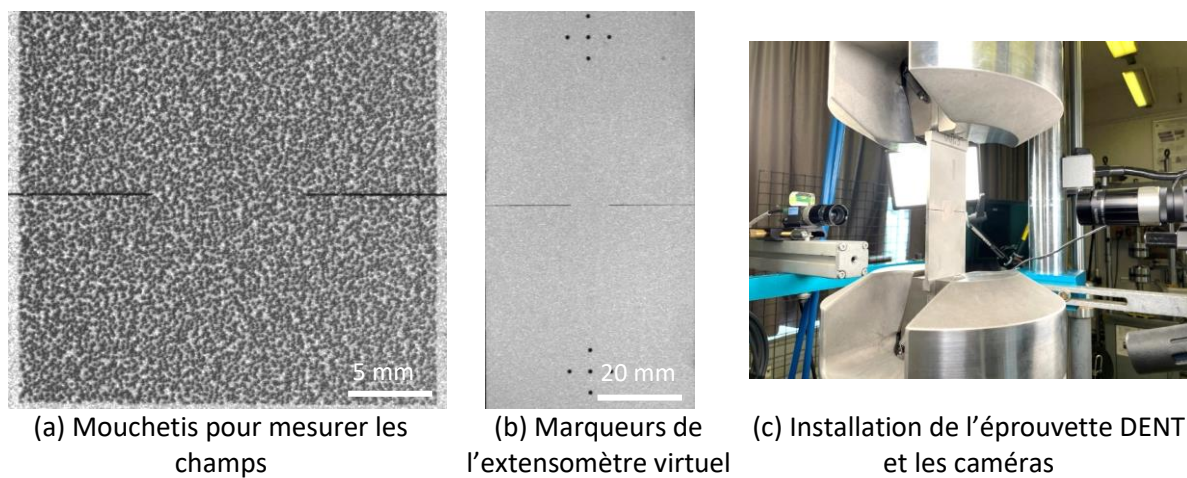


Figure 6-7 Conditions des essais DENT

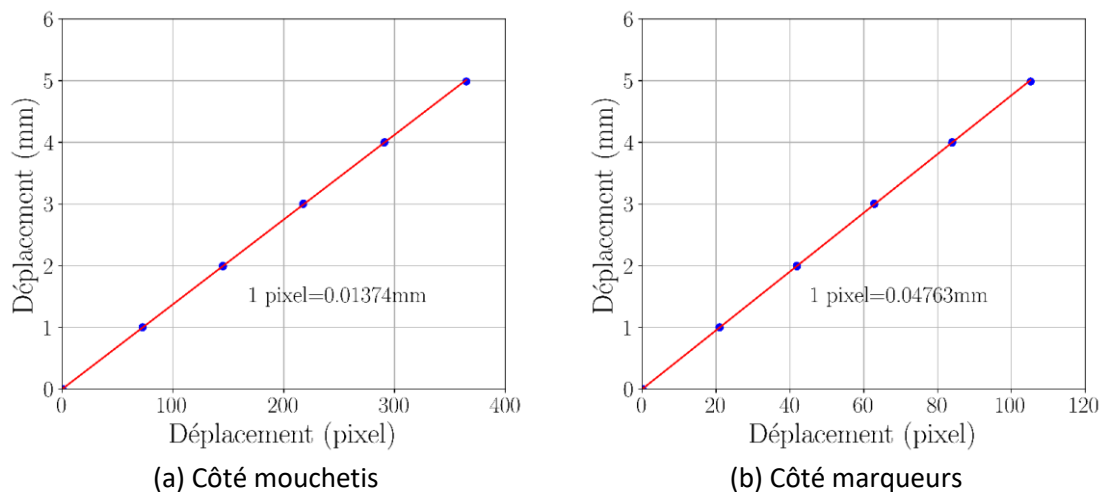


Figure 6-8 Exemples de relation entre les unités mm et pixel

6.3 État neuf

Un exemple de courbe de traction force-déplacement de l'éprouvette DENT à l'état neuf (M1) est présenté sur la Figure 6-9 (DENT d'épaisseur 4 mm et de ligament 16 mm). La force

maximale est de 35 kN. Après passage de la force maximale, on observe une diminution progressive de la force sans rupture brutale. Une fissure se propage donc lentement dans les éprouvettes DENT à l'état neuf (M1). Une série de photos enregistrées pendant cet essai est présentée sur la Figure 6-10. Elles correspondent aux points identifiés sur la courbe force-déplacement (voir la Figure 6-9). La direction de traction est le sens vertical.

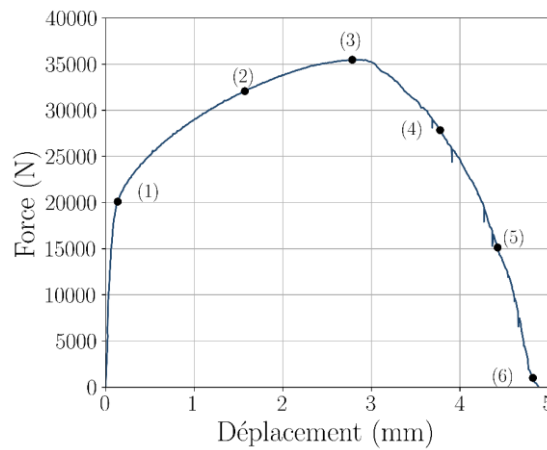


Figure 6-9 Courbe force-déplacement pour l'éprouvette DENT de l'épaisseur 4 mm et de ligament 16 mm à l'état neuf (M1)

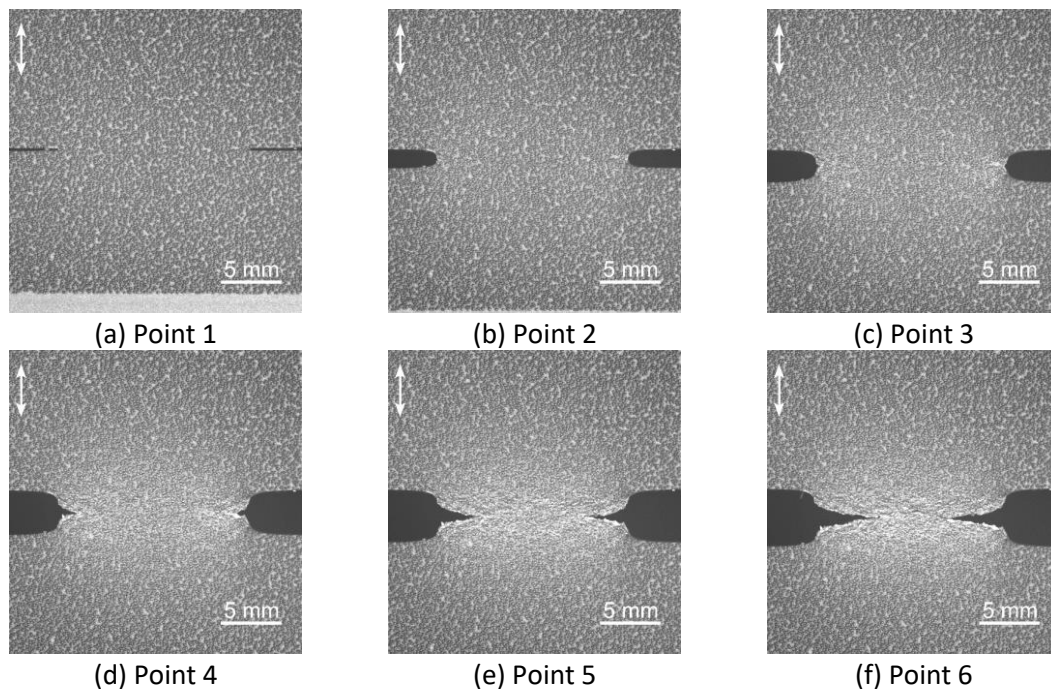


Figure 6-10 Déformé de ligament et propagation de fissure pendant la traction de l'éprouvette DENT à l'état neuf (M1)

On voit que l'éprouvette se déforme largement. L'ouverture de l'entaille augmente de 0,15 mm (avant la traction au point (2)) à 2,86 mm (à force maximale au point (3)) et puis à 4,80 mm (à la rupture au point (6)). Les fissures s'amorcent symétriquement au fond des entailles

et se propagent vers le centre. Les champs de déformation dans la direction de traction (ϵ_{yy}) sont présentés sur la Figure 6-11. La distribution de ϵ_{yy} est bien symétrique. Il y a une zone de concentration de déformation autour de l'entaille. Au fur et à mesure de l'essai et jusqu'à la force maximale, l'étendue de la zone plastique s'élargit. Le ligament de l'éprouvette est totalement plastifié pour une déformation $\epsilon_{yy} > 0,12$ (voir la Figure 6-11 (c)). Ensuite, les fissures s'amorcent et se propagent mais la taille de la zone plastifiée ne se développe plus. Après la force maximale, la corrélation n'est pas bonne parce que l'éprouvette est très déformée. Sur la Figure 6-11, on voit que la zone plastique est bien confinée dans une zone quasi-circulaire, ce qui est conforme à la théorie du travail essentiel de rupture. En dehors de cette zone, la déformation est quasi nulle. Le dimensionnement des éprouvettes est donc satisfaisant.

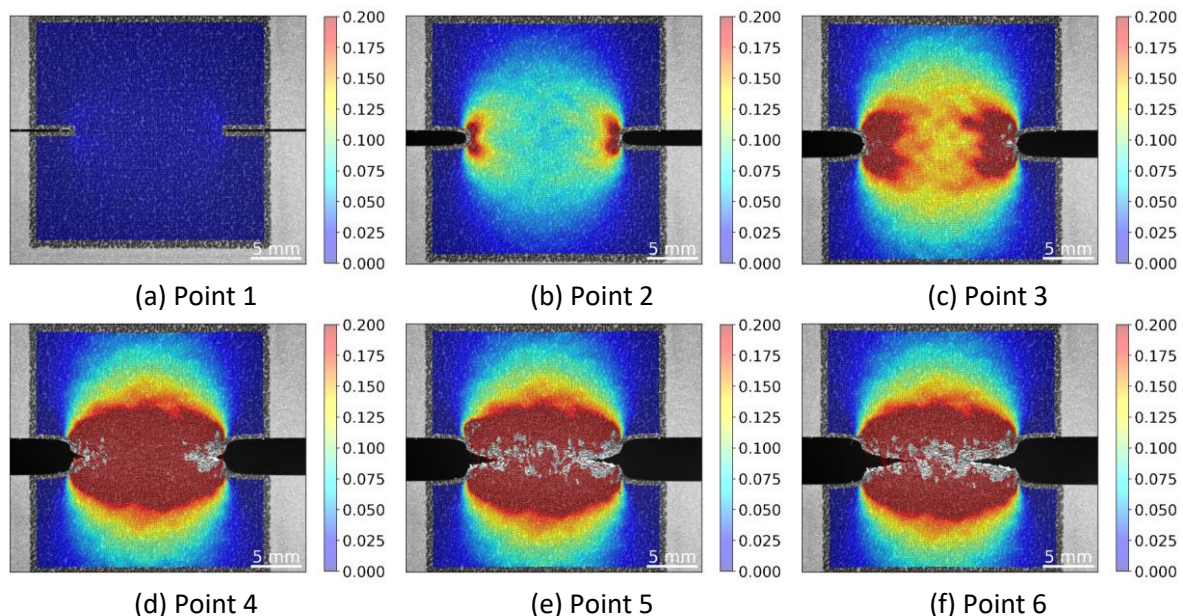


Figure 6-11 Distribution de champ de déformation ϵ_{yy} autour de ligament pendant la traction de l'éprouvette DENT à l'état neuf (M1)

Afin de déterminer l'instant de l'amorçage des fissures, des empreintes ont été réalisées sur quelques-uns des essais. Pour ce faire, les essais ont été interrompus plusieurs fois et maintenus en contrôle de position. À chaque arrêt, une pâte de type F20 (marque Plastiform) est injectée dans chaque entaille de l'éprouvette. Après un temps de solidification d'environ 20 minutes, les essais de traction sont relancés. Un exemple est présenté sur la Figure 6-12. Les relaxations correspondent aux phases de pose des empreintes. Six empreintes ont été réalisées : trois avant la force maximale, une à la force maximale et deux après la force maximale. Les photos des empreintes sont présentées sur la Figure 6-13. Les deux « cornes » des deux côtés de proviennent de la striction de l'éprouvette dans l'épaisseur. Pour les trois

premières photos (avant la force maximale), on ne voit pas de propagation de fissure mais seulement un émoussement. Pour la quatrième photo, à la force maximale, on a une fissure d'environ 90 μm . Les deux dernières photos montrent une propagation de plus en plus longue de la fissure. Nous considérons que l'amorçage de la fissure coïncide avec la force maximale. De plus, on note une diminution remarquable de la largeur de la fissure qui correspond à la striction dans l'épaisseur.

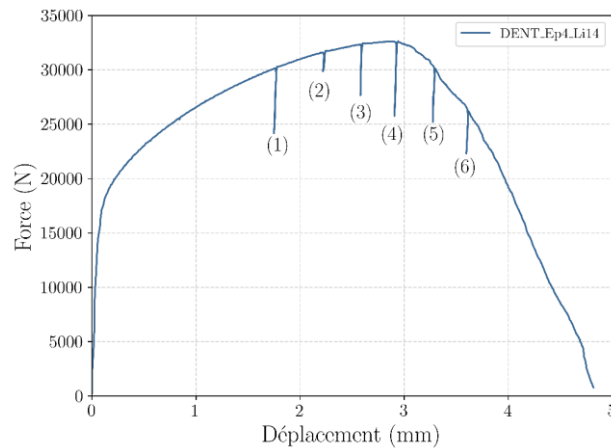


Figure 6-12 Courbe force-déplacement pour l'éprouvette DENT d'épaisseur 4mm et de ligament 14 mm à l'état neuf (M1)

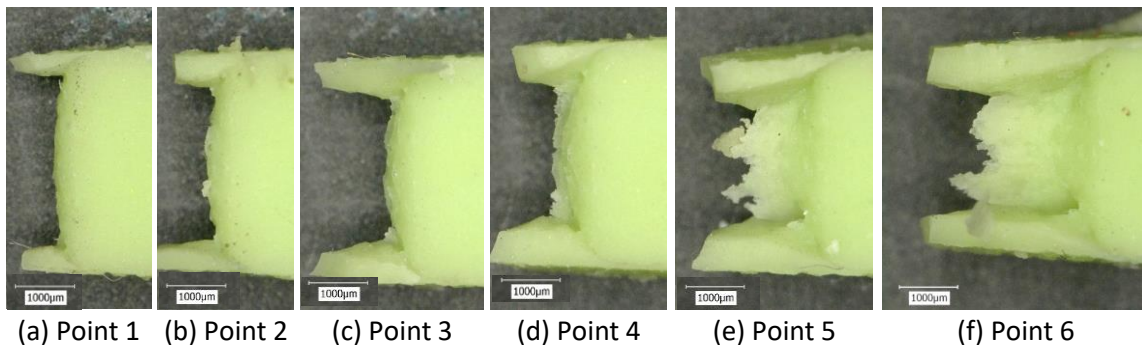


Figure 6-13 Empreintes des fissures de l'éprouvette DENT_Ep4_Li14 à l'état neuf (M1)

Les courbes force-déplacement pour chaque épaisseur sont tracées sur la Figure 6-14 (a-d). Certains essais ont été doublés. Les résultats montrent une bonne reproductivité. Pour une épaisseur donnée, les allures des courbes pour différentes longueurs de ligament sont similaires comme montrées dans d'autres études (Sahoo *et al.*, 2018; Sunilkumar M R *et al.*, 2020). À partir de ces courbes, le travail total de rupture (w_f) est calculé pour chaque essai selon les formules présentées au chapitre 2. Ensuite, ces w_f sont tracés en fonction de la longueur du ligament sur la Figure 6-14 (e). Pour chaque épaisseur, la relation $w_f - l_0$ est bien linéaire. Des droites de tendance sont également représentées. Les intersections avec l'axe vertical correspondent aux valeurs de travail essentiel pour chaque épaisseur.

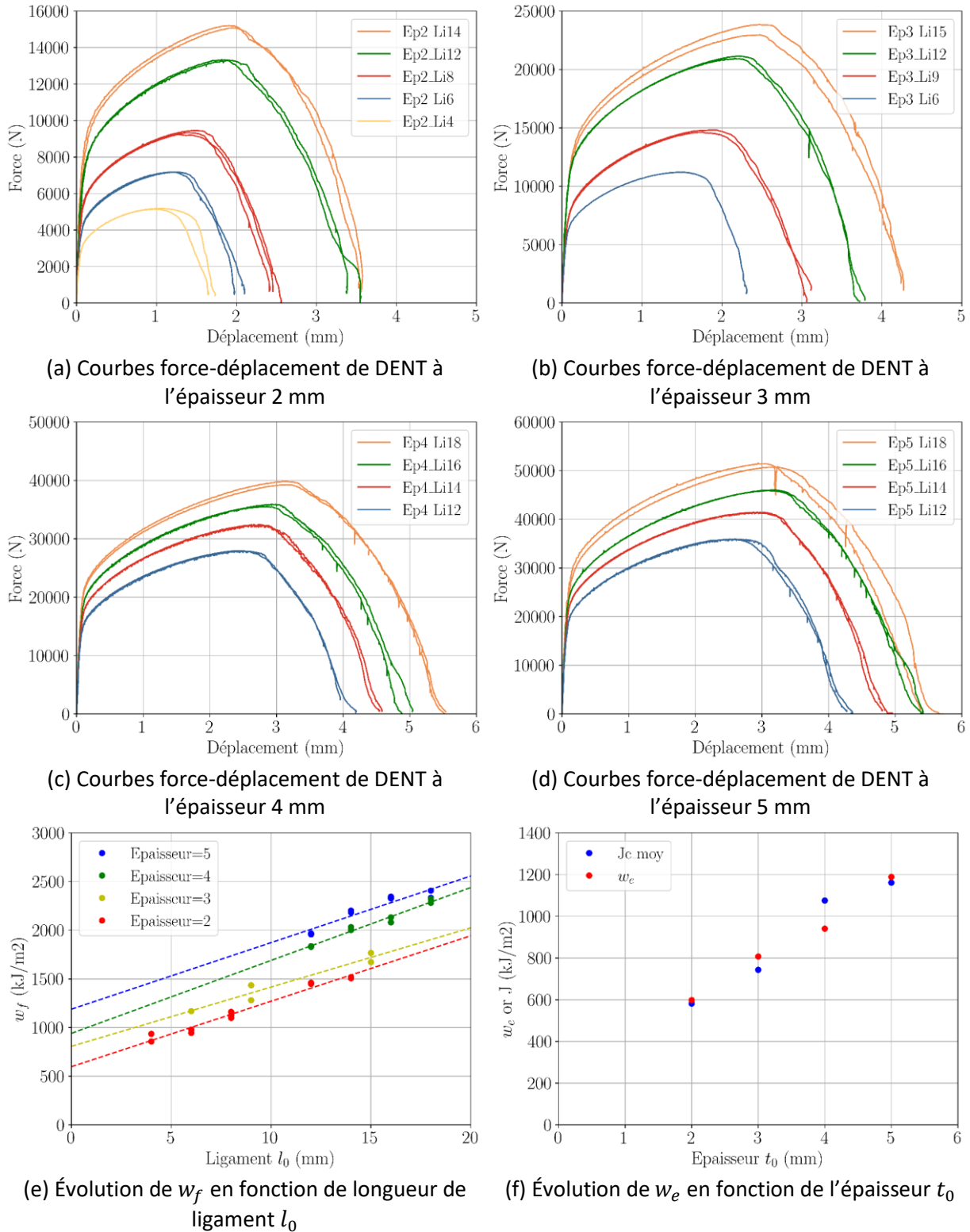


Figure 6-14 Résultats des essais de DENT à l'état neuf (M1)

Par ailleurs, pour chaque essai, la valeur de J a été calculée en utilisant la formule de Rice présentée dans le chapitre 2 et reportée dans l'équation (6-1). Dans cette formule, l'intégrale de la courbe force-déplacement plastique est calculée de $u_p = 0$ jusqu'à l'amorçage de

fissure qui correspond à la force maximale. En effet, les essais avec empreinte et les photos des essais ont montré que la fissure amorce à la force maximale. Donc, on a

$$J_{Rice,critique} = J_c = \frac{K_I^2}{E} + \frac{l_0}{t_0} \left(2 \int_{u_p=0}^{F_{max}} F du_p - F u_p \right) \quad (6-1)$$

Pour chaque épaisseur, on calcule la moyenne de J_c pour les essais de même épaisseur. Les résultats ($J_{c,moy}$) sont tracés dans la Figure 6-14 (f) avec des résultats de travail essentiel (w_e). On voit qu'ils augmentent de façon monotone avec l'épaisseur. Pour chaque épaisseur, w_e et $J_{c,moy}$ sont assez proches. Le travail essentiel semble donc être un bon équivalent à l'intégrale de J pour le cas de traction sur éprouvettes DENT à l'état neuf (Wu and Mai, 1996; Frómeta *et al.*, 2020; Sunilkumar M R, 2021). Selon les études (Pardoen, Marchal and Delannay, 2002; Rink, Andena and Marano, 2014), la méthode de travail essentiel demande la plastification de tout le ligament de l'éprouvette avant l'amorçage de fissure afin de mesurer un w_e équivalent à l'intégrale de J . La Figure 6-11 (c) présente une déformation supérieure à 0,12 sur le ligament de l'éprouvette à la force maximale. Donc, le ligament est bien plastifié totalement. Les vérifications de cette condition de plasticité des autres géométries de l'éprouvette sont présentées dans l'Annexe E.

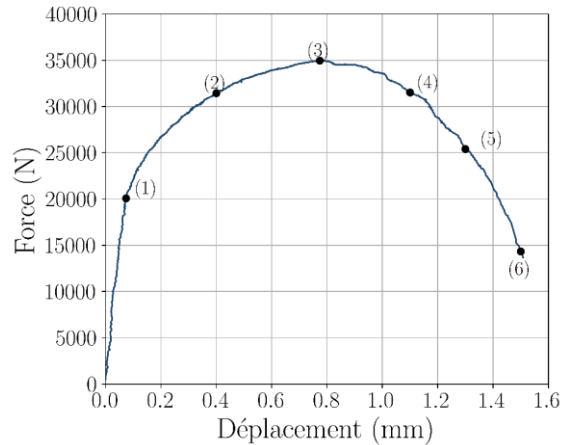


Figure 6-15 Courbe force-déplacement d'une éprouvette DENT d'épaisseur 4 mm et de ligament 16 mm à l'état vieilli (M2)

6.4 État vieilli

Les mêmes démarches d'essais et d'analyses ont été réalisées sur le matériau vieilli. Un exemple de courbe force-déplacement est tracé sur la Figure 6-15. Cette courbe correspond à l'essai réalisé sur une éprouvette DENT d'épaisseur 4 mm et du ligament 16 mm. Contrairement aux essais de traction faits sur éprouvettes lisses, sur les DENT, pour une géométrie donnée, les alliages à l'état neuf et vieilli présentent le même niveau de la force

maximale. La diminution de force est progressive jusqu'à une force de 1400 N, au-delà, on constate une rupture brutale.

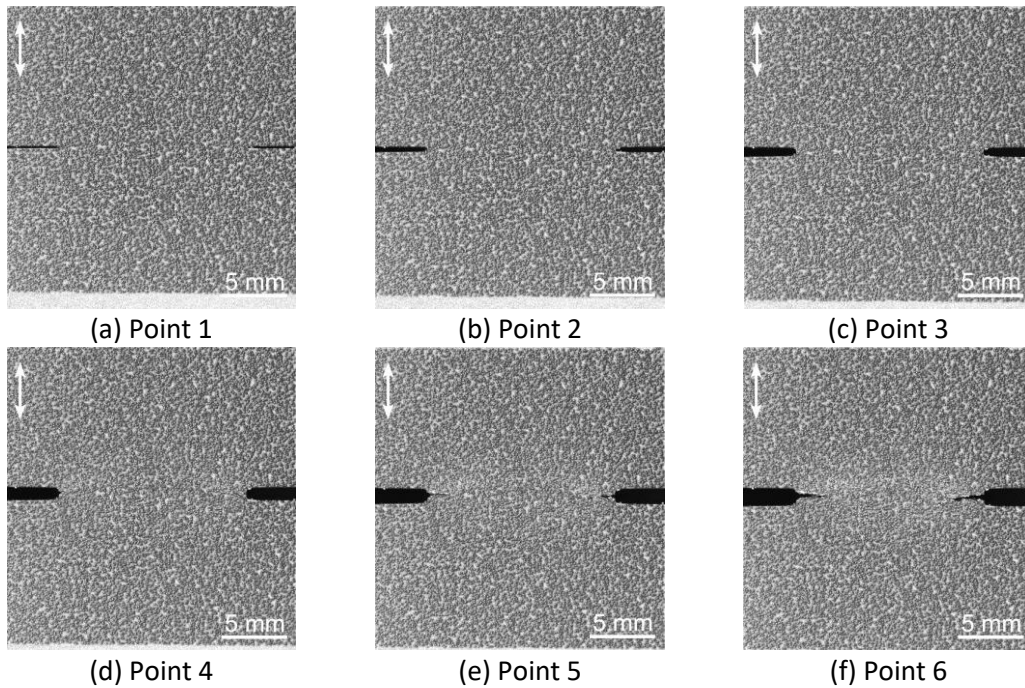


Figure 6-16 Déformé de ligament et propagation de fissure d'une éprouvette DENT d'épaisseur 4 mm et de ligament 16 mm à l'état vieilli (M2)

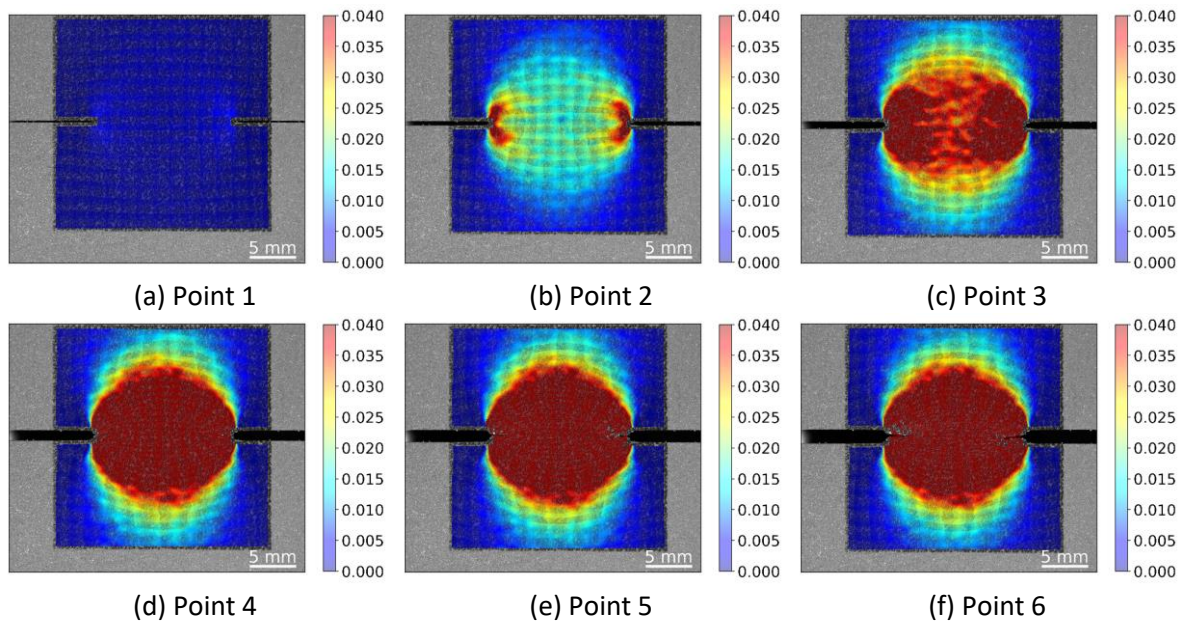


Figure 6-17 Distribution de champ de déformation ϵ_{yy} autour de ligament d'une éprouvette DENT d'épaisseur 4 mm et de ligament 16 mm à l'état vieilli (M2)

Les photos de l'éprouvette correspondant aux points repérés sur la courbe de la Figure 6-15 sont présentées sur la Figure 6-16. La direction de traction est le sens vertical. On voit que l'éprouvette est moins déformée qu'à l'état neuf. L'ouverture de l'entaille augmente de 0,15

mm (avant la traction au point (2)) à 0,88 mm (à force maximale au point (3)) et puis à 1,62 mm (à la rupture au point (6)), ce qui est beaucoup plus petit que pour l'état neuf. Les fissures s'amorcent aussi au fond des entailles et se propagent vers le centre. La variation du champ de déformation ϵ_{yy} calculé par corrélation d'images est présentée sur la Figure 6-17. La plasticité est bien confinée dans une zone quasi circulaire. À la force maximale, le ligament de l'éprouvette est totalement plastifié pour une déformation $\epsilon_{yy} > 0,035$ (voir la Figure 6-17 (c)). La vérification de plastification du ligament pour les autres géométries de l'éprouvette est présentée dans l'Annexe E.

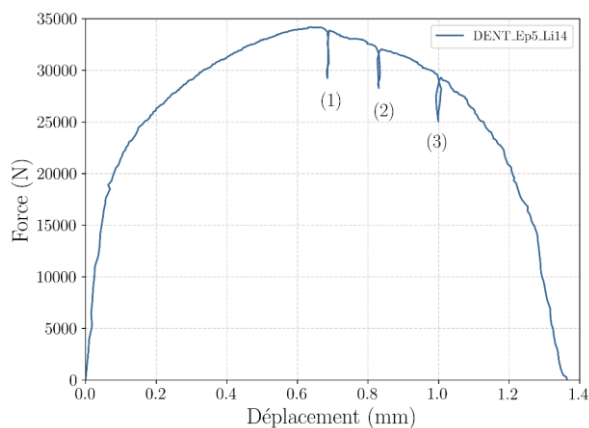


Figure 6-18 Courbe force-déplacement pour DENT_Ep5_Li14 à l'état vieilli (M2)

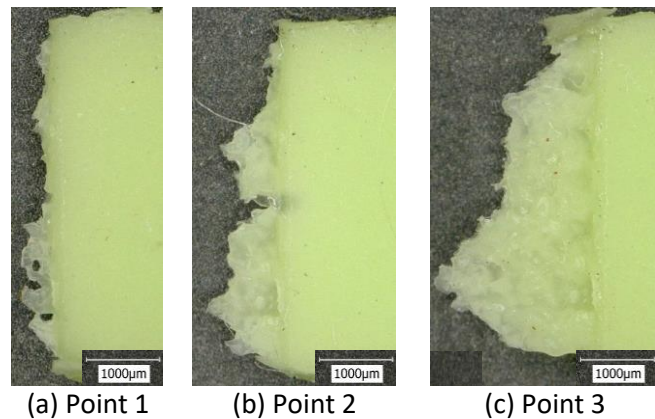
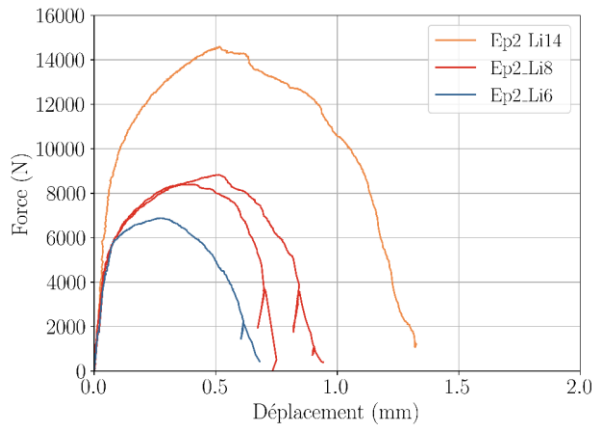


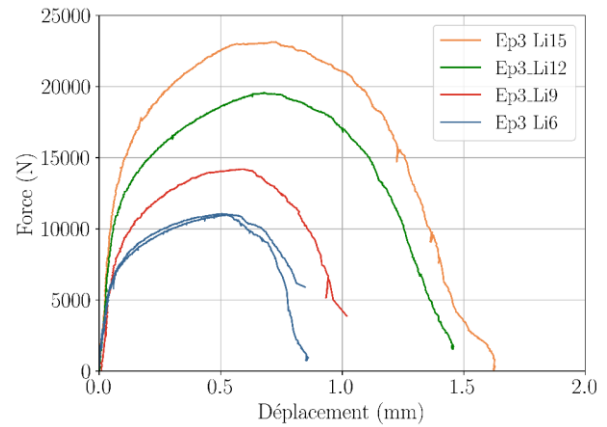
Figure 6-19 Empreintes des fissures de DENT_Ep5_Li14 à l'état vieilli (M2)

La Figure 6-19 présente un exemple d'empreinte de fissure correspondant aux trois niveaux de déformation identifiés sur la Figure 6-18 (un niveau à la force maximale et deux après la force maximale). La première empreinte réalisée à la force maximale présente une fissure dont la longueur est de 300 μm du côté le plus propagé mais n'est pas encore amorcée de l'autre côté. La fissure continue de propager sur les deux empreintes suivantes. Nous considérons que la fissure commence à propager à la force maximale. Contrairement à l'état neuf, il n'est pas observé de corne sur les côtés de l'empreinte de fissure. Parce que la striction dans l'épaisseur est beaucoup plus petite qu'à l'état neuf (M1).

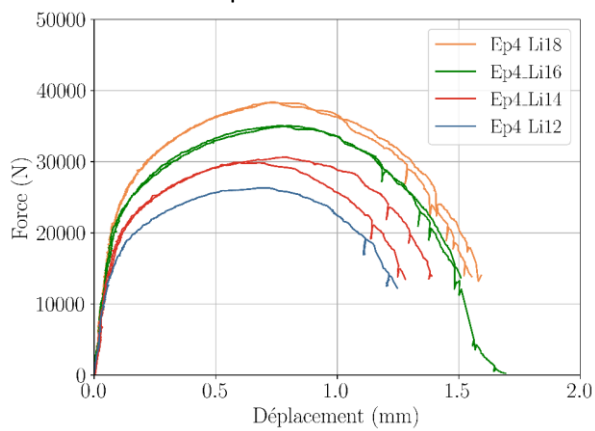
Les courbes force-déplacement pour chaque épaisseur sont tracées sur la Figure 6-20 (a-d). Certaines conditions ont été dupliquées. On note une légère dispersion sur l'amorçage des fissures (force maximale et allongement à rupture). La majorité des essais effectués sur les éprouvettes d'épaisseur 2 mm et 3 mm présente une force qui décroît progressivement de manière stable jusqu'à $F \approx 0 \text{ N}$ sans rupture brutale, comme les essais de l'état neuf (M1). En revanche, les essais sur les éprouvettes d'épaisseur 4 mm et 5 mm présentent respectivement une rupture brutale à 1300 N et 2000 N.



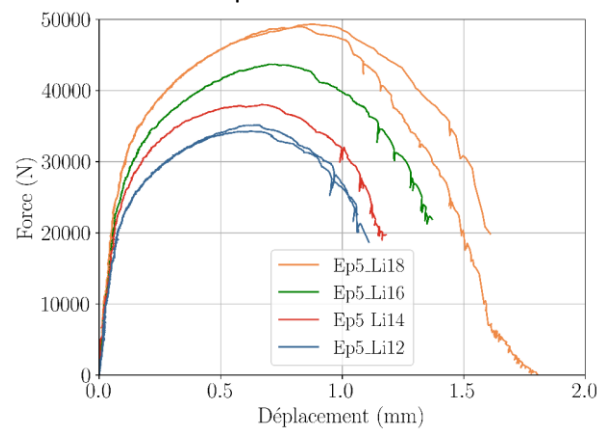
(a) Courbes force-déplacement de DENT à l'épaisseur 2 mm



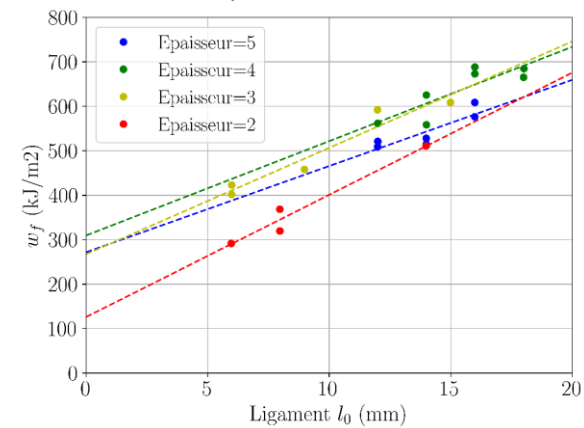
(b) Courbes force-déplacement de DENT à l'épaisseur 3 mm



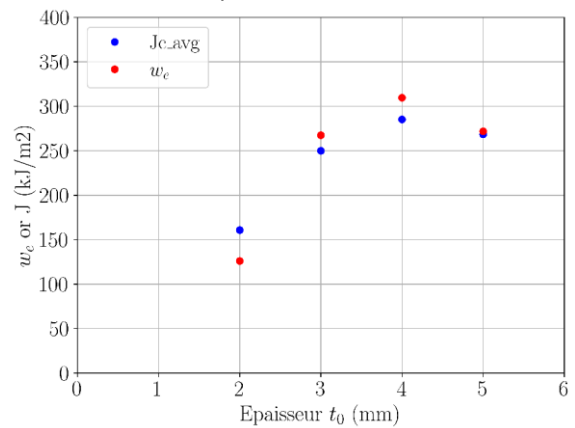
(c) Courbes force-déplacement de DENT à l'épaisseur 4 mm



(d) Courbes force-déplacement de DENT à l'épaisseur 5 mm



(e) Évolution de w_f en fonction de longueur de ligament l_0



(f) Évolution de w_e en fonction de l'épaisseur t_0

Figure 6-20 Résultats des essais de DENT à l'état vieilli (M2)

Avec la même méthodologie que pour l'état neuf, le travail essentiel de rupture et la valeur de J ont été évalués. Les résultats sont tracés sur la Figure 6-20 (e) et la Figure 6-20 (f). Les essais sur l'état vieilli confirment l'équivalence entre w_e et $J_{c,moy}$ (Wu and Mai, 1996; Frómeta *et al.*, 2020; Sunilkumar M R, 2021). Contrairement à l'état neuf, l'évolution du travail essentiel

avec l'épaisseur n'est pas monotone, w_e et $J_{c,moy}$ augmentent avec l'épaisseur de 2 mm à 4 mm, puis diminuent de 4 mm à 5 mm.

6.5 Fractographie des éprouvettes DENT

Les faciès de rupture ont été observés en microscope optique. Une photo d'une éprouvette DENT d'épaisseur 2 mm et de ligament 14 mm à l'état neuf (voir la Figure 6-21 (a)) et une photo d'une éprouvette DENT d'épaisseur 2 mm et de 8 mm de ligament à l'état vieilli (voir la Figure 6-21 (b)) sont présentées sur la Figure 6-21. À l'état neuf, la surface de rupture est plus rugueuse qu'à l'état vieilli et présente avec une rupture de type « cup-cone » dans l'épaisseur. Il apparaît clairement sur les images que la striction dans l'épaisseur à l'état neuf (B_f/B_0 voir la Figure 6-21 (c)) est plus importante qu'à l'état vieilli, 39% contre 77%. L'émoussement de l'entaille initiale est aussi plus grand à l'état neuf qu'à l'état vieilli. Pour chaque éprouvette, la striction dans l'épaisseur est minimale au bord et augmente progressivement à mesure qu'on se rapproche du centre jusqu'à atteindre un plateau comme sur la Figure 6-21 (c) (Sunilkumar M R *et al.*, 2020).

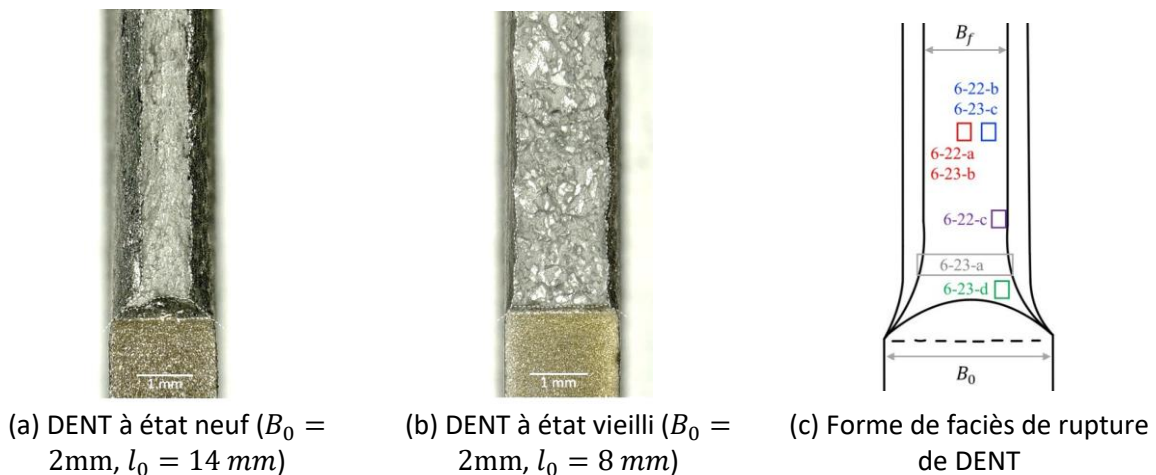
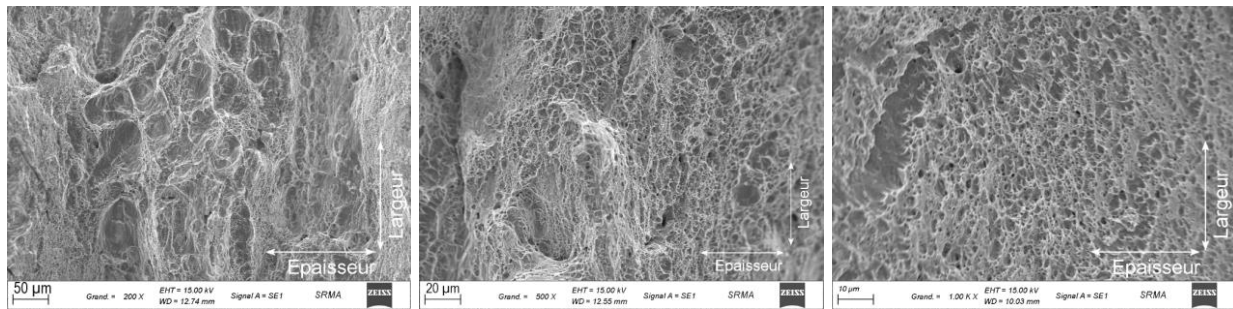


Figure 6-21 Photos de faciès de rupture des éprouvettes DENT et le schéma explicatif

Les faciès de rupture ont également été observés au MEB. La Figure 6-22 présente des fractographies d'une éprouvette d'épaisseur 2 mm et de ligament 14 mm à l'état neuf. Le sens horizontal est l'épaisseur. Le sens vertical correspond à la direction du ligament. Comme les essais précédents, la surface de rupture est constituée principalement de grandes cupules. Au centre de l'épaisseur (position rouge sur la Figure 6-21 (c)), les cupules sont plus grandes et coalescées avec une seconde population de cupules de taille micronique (voir la Figure 6-22 (a)). Les plus grosses cupules des éprouvettes DENT ne sont pas aussi grandes que les plus grosses observées sur les éprouvettes CT. Près du bord (position bleue sur la Figure 6-21 (c)),

les cupules sont très petites, de taille inférieure à 5 μm (voir la Figure 6-22 (b)). On observe également des micro-cupules de cisaillement près du bord de l'éprouvette (position violette sur la Figure 6-21 (c)) avec une forme parabolique et une taille d'environ 2 μm , comme illustré sur la Figure 6-22 (c).

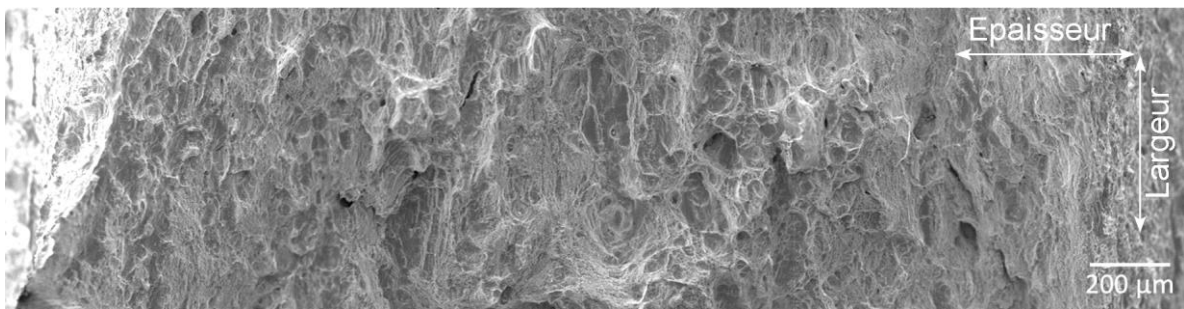


(a) Variation des cupules dans l'épaisseur

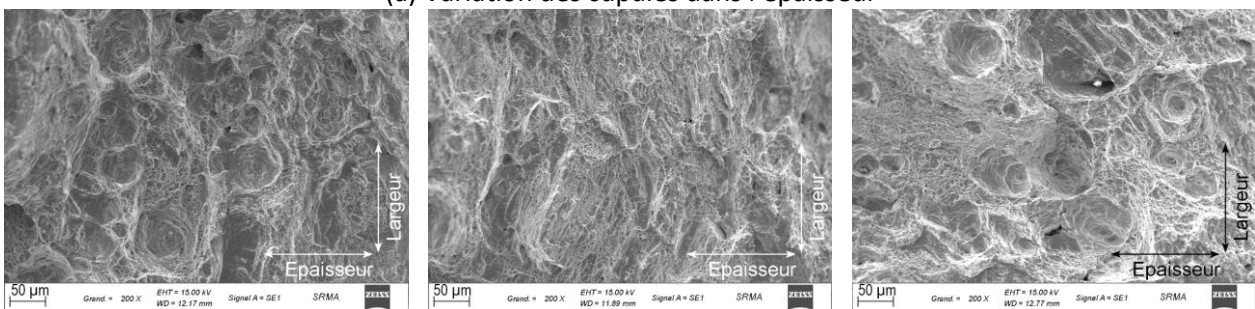
(b) Petites cupules près du bord

(c) Cupules de cisaillement près du bord

Figure 6-22 Photos au MEB de faciès de rupture d'une éprouvette DENT de l'épaisseur 2 mm et de ligament 14 mm à l'état neuf (M1)



(a) Variation des cupules dans l'épaisseur



(b) Cupules au centre de l'épaisseur

(c) Petites cupules près du bord

(d) Cupules près de l'amorçage au bord

Figure 6-23 Photos au MEB de faciès de rupture d'une éprouvette DENT de l'épaisseur 5 mm et de ligament 18 mm à l'état neuf (M1)

Dans le cas de l'épaisseur des éprouvettes plus grande ($B_0 = 5 \text{ mm}$ sur la Figure 6-23), on trouve toujours les grosses cupules au centre et des petites cupules près du bord de l'éprouvette. On note une différence sur le nombre de grandes cupules (plus nombreuses à grande épaisseur) mais pas sur la taille (voir la Figure 6-21 (a)) et la Figure 6-23 (b)). Ils

pourraient être expliqués par la triaxialité des contraintes plus grande au centre et plus faible au bord. Quand l'épaisseur de l'éprouvette augmente, la triaxialité de contrainte augmente aussi, ce qui favorise la croissance des cavités. La Figure 6-23 (c) présente les petites cupules près de bord (position bleue sur la Figure 6-21 (c)) pour l'éprouvette de l'épaisseur de 5mm. Quelques grandes cupules de forme allongée dans la direction diagonale sont observées près de l'amorçage et du bord de l'éprouvette (position verte sur la Figure 6-21 (c)) comme sur la Figure 6-23 (d).

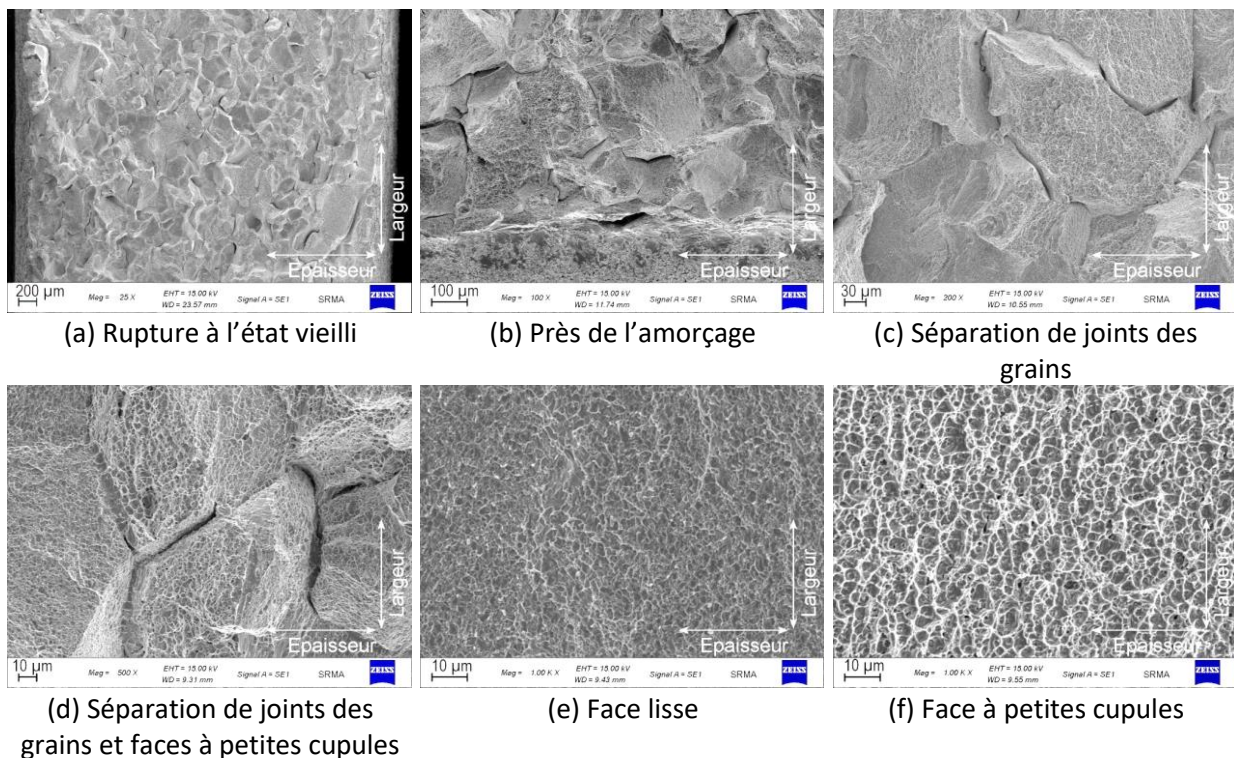


Figure 6-24 Photos au MEB de faciès de rupture d'une éprouvette DENT de l'épaisseur 5 mm et de ligament 16 mm à l'état vieilli (M2)

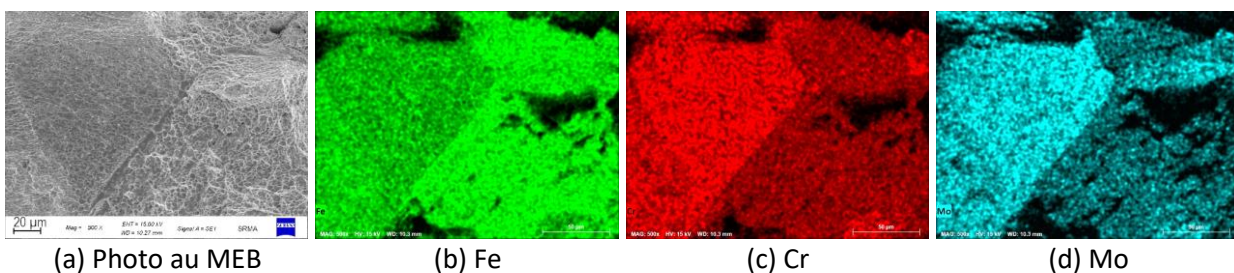


Figure 6-25 Analyse cartographique sur deux faces différentes dans le faciès de rupture de DENT à l'état vieilli (M2)

À l'état vieilli, la surface de rupture est composée de facettes polygonales (voir la Figure 6-24 (a)). On distingue des facettes lisses et d'autres tapissées de micro-cupules. Des fissures secondaires intergranulaires sont également observées. La Figure 6-24 (b) présente un détail,

en fond d'entaille dans la zone d'amorçage. On ne note pas de différence significative entre la zone d'amorçage et de propagation. Dans la Figure 6-24 (c et d), on voit des fissures secondaires (ouvertures de joints de grains) entre les facettes lisses et aussi entre les facettes à micro-cupules. La Figure 6-24 (e et f) présente différentes faces à plus fort grossissement. La face lisse en détail présente des plis aléatoires sans direction particulière. Sur l'autre face (Figure 6-24 (f)), la taille des cupules est inférieure à $5\ \mu\text{m}$. Une analyse chimique EDX a été effectuée afin d'identifier le type de rupture (voir la Figure 6-25). La facette lisse est riche en Cr et Mo est donc rupture intergranulaire. En revanche, la facette couverte de petites cupules est rupture intragranulaire. La rupture de l'éprouvette DENT vieillie est donc un mélange de rupture intragranulaire et intergranulaire comme pour les essais précédents (traction et CT).

6.6 Comparaison entre les essais DENT et CT

Les données de travail essentiel (w_e) des éprouvettes DENT de différentes épaisseurs sont comparées avec les $J_{0,2}$ mesurés sur les essais CT du chapitre 5. Ils sont tracés sur la Figure 6-26.

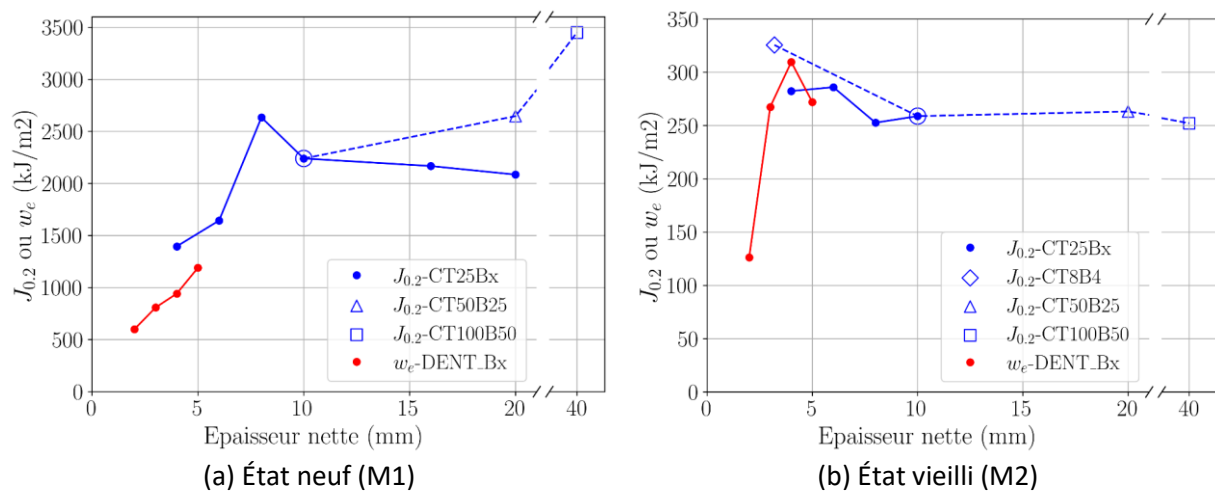


Figure 6-26 Évolution de $J_{0,2}$ et w_e en fonction de l'épaisseur nette de l'éprouvette

À l'état neuf (voir la Figure 6-26 (a)), l'évolution de w_e prolonge l'évolution de $J_{0,2}$ en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette. L'équivalence entre w_e et J_c a déjà été montrée dans les sections 6.3 et 6.4 pour les éprouvettes DENT. Or J_c mesure la ténacité du matériau à l'amorçage. $J_{0,2}$ mesure la ténacité du matériau pour une propagation de fissure de 0,2 mm. La différence entre les deux définitions peut expliquer l'écart ($200\ \text{kJ/m}^2$) entre $J_{0,2}$ et w_e autour de l'épaisseur de 5 mm ($J_{0,2}$ est un peu supérieur à w_e). Globalement, les w_e mesurés par les essais de DENT et les $J_{0,2}$ mesurés par les essais de CT25Bx présentent une évolution non monotone avec une épaisseur (nette) critique vers 8 mm, où la tendance de la variation

de $J_{0,2}$ et w_e en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette change. Les $J_{0,2}$ de CT50B25 et CT100B50 ne suivent pas cette évolution et présentent des valeurs plus grandes que celles de CT25Bx.

À l'état vieilli (voir la Figure 6-26 (b)), l'évolution de travail essentiel w_e présente une évolution présentant un maximum. Le $J_{0,2}$ de la CT8B4 est un peu plus grand que le pic de l'évolution de w_e . Mais le $J_{0,2}$ de CT25B5 ($B_n = 4 \text{ mm}$) est plus petit que le w_e de DENT à l'épaisseur de 4 mm avec un écart de 20 kJ/m^2 (6%). Globalement, une évolution non monotone est donc observée pour les données de w_e et $J_{0,2}$ à l'état vieilli. Mais l'épaisseur (nette) critique est vers 4 mm. Il apparaît donc que l'épaisseur critique dépend du matériau : plus le matériau est tenace, plus l'épaisseur critique est grande.

6.7 Conclusions

Dans cette partie, nous avons réalisé des essais de traction avec des éprouvettes DENT usinées avec le matériau neuf et le matériau vieilli. Les champs de déformation locaux mesurés par corrélation d'images montrent que la déformation plastique est bien limitée dans une zone quasi circulaire sur les deux états, ce qui valide le bon dimensionnement des éprouvettes. L'allongement des éprouvettes est mesuré grâce à un suivi de marqueurs par analyses d'images. À l'état neuf, les essais montrent que les fissures s'initient depuis les entailles, à la force maximale, puis se propagent de manière stable vers le centre, entraînant une diminution progressive de la force. Les éprouvettes de l'état vieilli de faible épaisseur se comportent comme les éprouvettes de l'état neuf. En revanche, les éprouvettes vieilles d'épaisseur 4 et 5 mm, présentent, après une phase de propagation stable, une rupture brutale pour des niveaux de force respectifs de 1 kN et 2 kN. Les valeurs de travail essentiel déterminées grâce aux éprouvettes DENT montrent une équivalence entre le travail essentiel et l'intégrale de J . À l'état neuf, le travail essentiel w_e augmente de manière monotone en fonction de l'épaisseur. Mais à l'état vieilli, cette évolution n'est pas monotone, l'épaisseur critique entre la phase d'augmentation et diminution est de 4 mm. En comparant avec les $J_{0,2}$ mesurés par les essais de CT, w_e prolonge l'évolution non monotone de $J_{0,2}$ à faible épaisseur pour les deux états. Mais la ténacité plus faible à l'état vieilli conduit à une épaisseur critique plus petite qu'à l'état neuf.

Chapitre 7

Modélisations et simulations

Sommaire

7.1	Calculs élastiques	151
7.2	Calculs élasto-plastiques.....	154
7.2.1	Calculs des CT	154
7.2.2	Calculs des DENT	162
7.3	Prise en compte de l'endommagement	167
7.3.1	Identification du modèle GTN	170
7.3.2	Simulations des CT	182
7.3.3	Simulations des DENT	187
7.4	Conclusions	191

7. Modélisations et simulations

Dans ce chapitre, la méthode des éléments finis est appliquée afin de simuler les essais de ténacité avec des éprouvettes CT et DENT sous le logiciel de Cast3M. Pour ce faire, trois types de calculs ont été réalisés. Les calculs élastiques ont pour but de vérifier des formules de normes relatives à l'estimation de la longueur de fissure via la complaisance. Dans les calculs élasto-plastiques, la procédure G-theta est utilisée afin de calculer l'intégrale de J qui nous permet de qualifier les formules de J issues des normes. Les calculs d'endommagement ont été réalisés avec un modèle de type GTN. Ce modèle est identifié en confrontant avec les données expérimentales des essais de ténacité sur des éprouvettes CT à l'état neuf (M1) et à l'état vieilli (M2). Il a été employé ensuite dans les calculs de CT et DENT afin d'étudier l'effet de taille et de l'épaisseur sur la ténacité du matériau.

7.1 Calculs élastiques

Les calculs élastiques ont été effectués avec des modèles 2D et 3D. En 2D, un maillage de CT25 est modélisé comme illustré sur la Figure 7-1 (a). La longueur de fissure initiale est $0,6W$. La zone de front de fissure est raffinée avec une taille de $0,2 \times 0,2 \text{ mm}^2$. Les calculs sont réalisés en mode de déformation plane et contrainte plane. En 3D, les géométries des maillages utilisés sont présentées dans le Tableau 7-1. Afin d'évaluer l'effet de l'entaille latérale, un maillage avec entaille ($0,1B_0$ de chaque côté) et un maillage sans entaille ont été modélisés pour chaque géométrie. Des exemples de maillages CT25B12,5 en 3D sont présentés sur la Figure 7-1 (b et c). En tenant compte des symétries des éprouvettes, seul un quart de l'éprouvette est modélisé. Le nombre d'éléments dans l'épaisseur est conservé à 20 pour tous les maillages. Un quart de goupille est modélisé et attaché au maillage de l'éprouvette. Des tests avec frottement entre la goupille et l'éprouvette ont été réalisés. Ils ne montrent pas de grande différence sur la courbe force-ouverture selon la condition d'attache. Les conditions aux limites sont présentées sur la Figure 7-2. Les déplacements normaux aux plans de symétrie sont bloqués. La goupille est modélisée comme élastique avec un module de Young de 200 GPa et le coefficient de Poisson de 0,33. Dans les calculs élastiques, l'éprouvette est aussi modélisée comme élastique avec le même module et le même coefficient de poisson. Le chargement est un déplacement imposé à 2 mm. Il est appliqué au centre de goupille et transféré vers l'éprouvette. La complaisance est donc calculée par l'équation $C = (CMOD_1 - CMOD_2)/(Force_1 - Force_2)$. Dans ces calculs, le $CMOD$ est mesuré sur la ligne de charge mais plus près du plan de symétrie que le point d'application du déplacement (repéré par le

point rouge sur la Figure 7-2), qui est à la même position que l'extensomètre dans un vrai essai. La mesure de $CMOD$ est faite de manière identique pour tous les calculs dans ce chapitre.

Tableau 7-1 Géométries des éprouvettes CT (3D) dans les simulations

W (mm)	25					50	100
B_0 (mm)	5	7,5	10	12,5	20	25	50
B_0/W	0,2	0,3	0,4	0,5	0,8	1	0,5

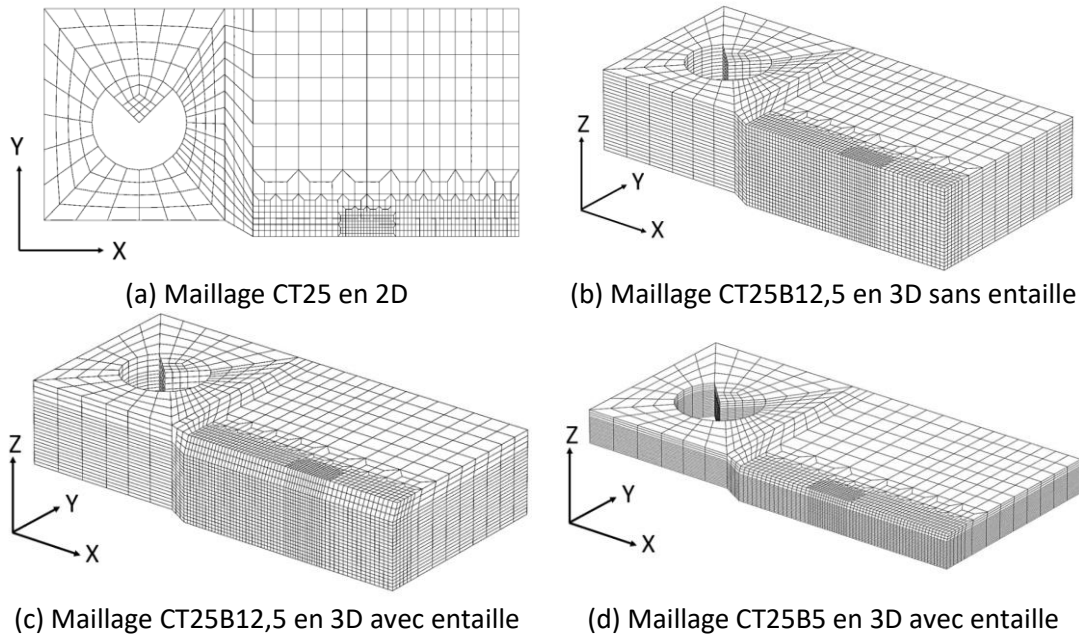


Figure 7-1 Maillages de l'éprouvette CT

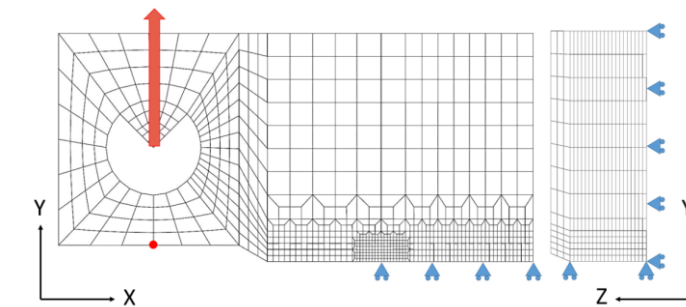


Figure 7-2 Conditions aux limites pour les simulations de CT

Les résultats des calculs élastiques sont présentés sur la Figure 7-3, qui présente les courbes de complaisances normalisées ($EB_e C$) en fonction de la longueur de fissure initiale normalisée par W (a_0/W). Les formules de complaisance en fonction de la longueur de fissure dans la norme ISO 12135 de version 2016 et 2021 sont tracées avec des croix noires et la courbe rouge pointillée respectivement. Elles coïncident parfaitement, même si les formules de ces deux versions ne sont pas les mêmes. La Figure 7-3 (a et b) présente les résultats des CT25 ($W = 25$ mm) en 2D et 3D avec différentes épaisseurs. Les résultats des calculs 2D en contrainte

plane (points rouges), notés « _ctpl », coïncident avec la courbe de la norme ASTM E1820. Donc, il semble que l'ASTM E1820 ait pris l'hypothèse de contrainte plane pour définir la relation entre la complaisance et la longueur de fissure. En revanche, les résultats des calculs 2D en déformation plane (points bleus), notés « _dfpl », sont proches de la courbe de l'ASTM E1820 pour une fissure courte et proches de la courbe de l'ISO 12135 pour une fissure longue.

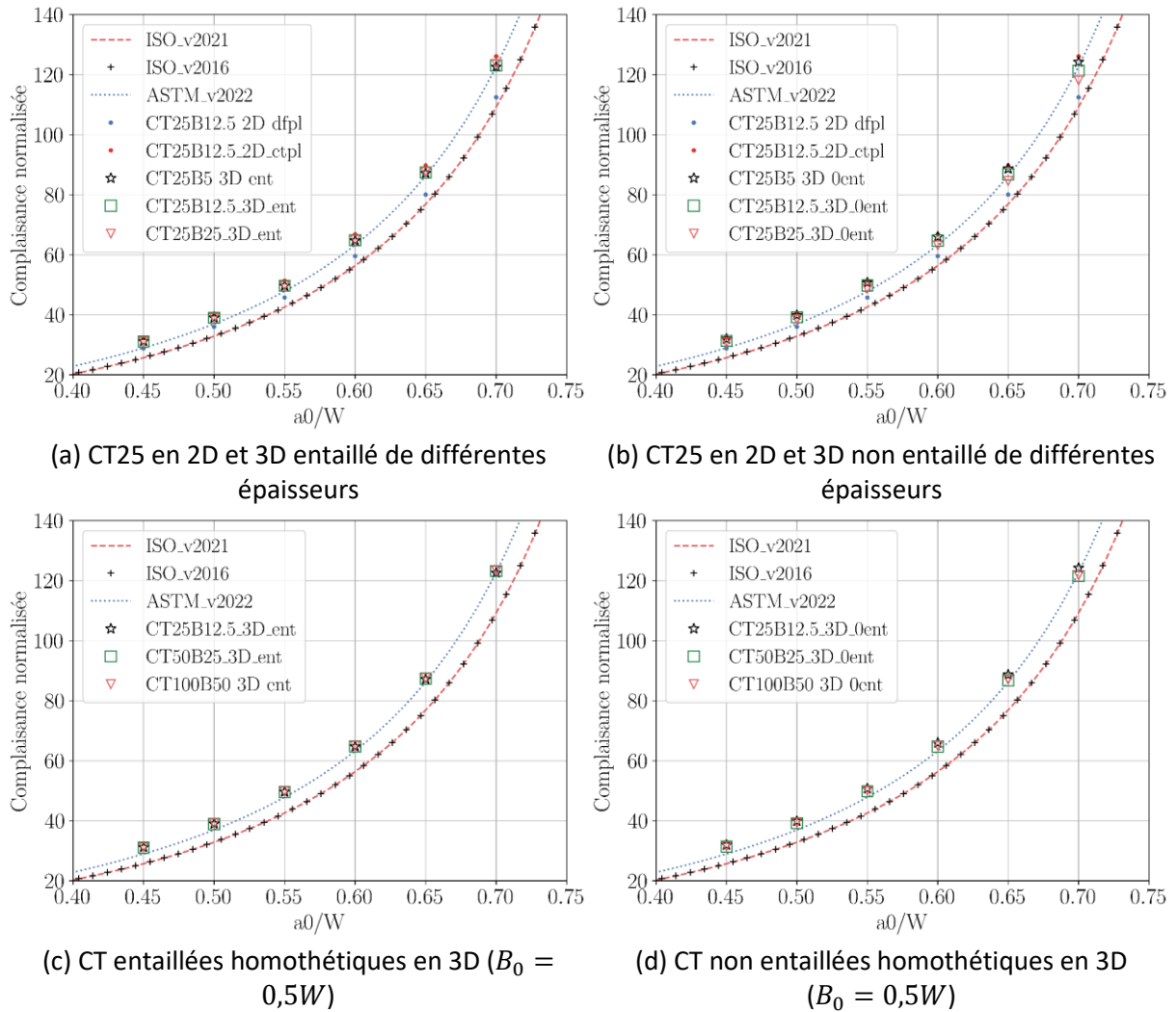


Figure 7-3 Résultats des calculs élastiques sur éprouvettes CT

Les résultats des calculs en 3D sur les éprouvettes CT25Bx entaillées, notés « '_ent' », coïncident presque parfaitement avec la courbe de la norme ASTM E1820 (voir la Figure 7-3 (a)). La variation de l'épaisseur de l'éprouvette ne conduit pas de dispersion sur la complaisance normalisée pour la même longueur de fissure. Les résultats des calculs en 3D sur les éprouvettes CT25Bx non entaillées, noté « '_0ent' », sont présentés sur la Figure 7-3 (b). Ces calculs 3D sont aussi plus proches de la courbe de l'ASTM E1820. Mais, la variation de l'épaisseur de l'éprouvette engendre une dispersion sur la complaisance normalisée pour une

fissure longue ($a_0/W \geq 0,65$). Les résultats des calculs sur les éprouvettes CT homothétiques ($B_0 = 0,5W$) sont présentés sur la Figure 7-3 (c et d). Tous les points de simulation sont sur la courbe de l'ASTM E1820. Comme attendu, l'augmentation de la taille de l'éprouvette entaillée n'affecte pas de la complaisance normalisée pour une fissure donnée (voir la Figure 7-3 (c)). Pour les éprouvettes non entaillées sur la Figure 7-3 (d), il existe une petite dispersion sur la complaisance normalisée pour une fissure longue ($a_0/W = 0,7$). Cette dispersion est due à l'emploi d'une taille de maille fixe (0,2 mm) au voisinage de la pointe de fissure. Ainsi, les maillages des éprouvettes des tailles différentes ne sont pas équivalents. On retrouvera donc cette légère dispersion sur les calculs tenant compte de l'endommagement. Mais, globalement, les résultats de simulation valident la relation entre la complaisance et la longueur de fissure issue de l'ASTM E1820. Les calculs montrent ainsi que l'éprouvette CT est globalement en contrainte plane. Il convient donc d'employer le module d'Young (E) et non le module réduit ($E/(1 - \nu^2)$) pour calculer la complaisance. Cela confirme l'utilisation de la norme ASTM E1820 pour traiter les données des essais de ténacité.

7.2 Calculs élasto-plastiques

7.2.1 Calculs des CT

Les calculs élasto-plastiques ont été effectués avec les maillages 3D entaillés (voir la Figure 7-1 (c et d)). La loi de comportement à l'état neuf (M1) identifiée au chapitre 4 par les essais de traction est introduite dans les calculs élasto-plastiques. Ces calculs sont réalisés sur les éprouvettes CT25Bx afin d'étudier l'effet d'épaisseur. Ils sont simulés avec un chargement monotone en déplacement imposé. L'épaisseur initiale (B_0) varie de 5 mm à 25 mm. Les courbes force-ouverture sont présentées sur la Figure 7-4 (a). La force augmente de manière monotone, car cette série de calculs est conduite avec une loi élasto-plastique sans endommagement.

Les courbes conventionnelles ($F/S_0 - CMOD$) sont présentées sur la Figure 7-4 (b). Pour un $CMOD$ donné, plus l'éprouvette est épaisse, plus la contrainte conventionnelle (F/S_0) est grande. La ténacité J a été calculée conformément à la norme ASTM E1820. La longueur de fissure est toujours $0,6W$ pendant le chargement. La complaisance est estimée par la longueur de fissure selon les formules de ASTM E1820. Les courbes de J en fonction de $CMOD$ sont tracées sur la Figure 7-4 (c). J augmente avec le $CMOD$. Pour un $CMOD$ donné, plus l'éprouvette est épaisse, plus le J est grand. On observe une saturation pour les éprouvettes d'épaisseur de 20 mm et 25 mm.

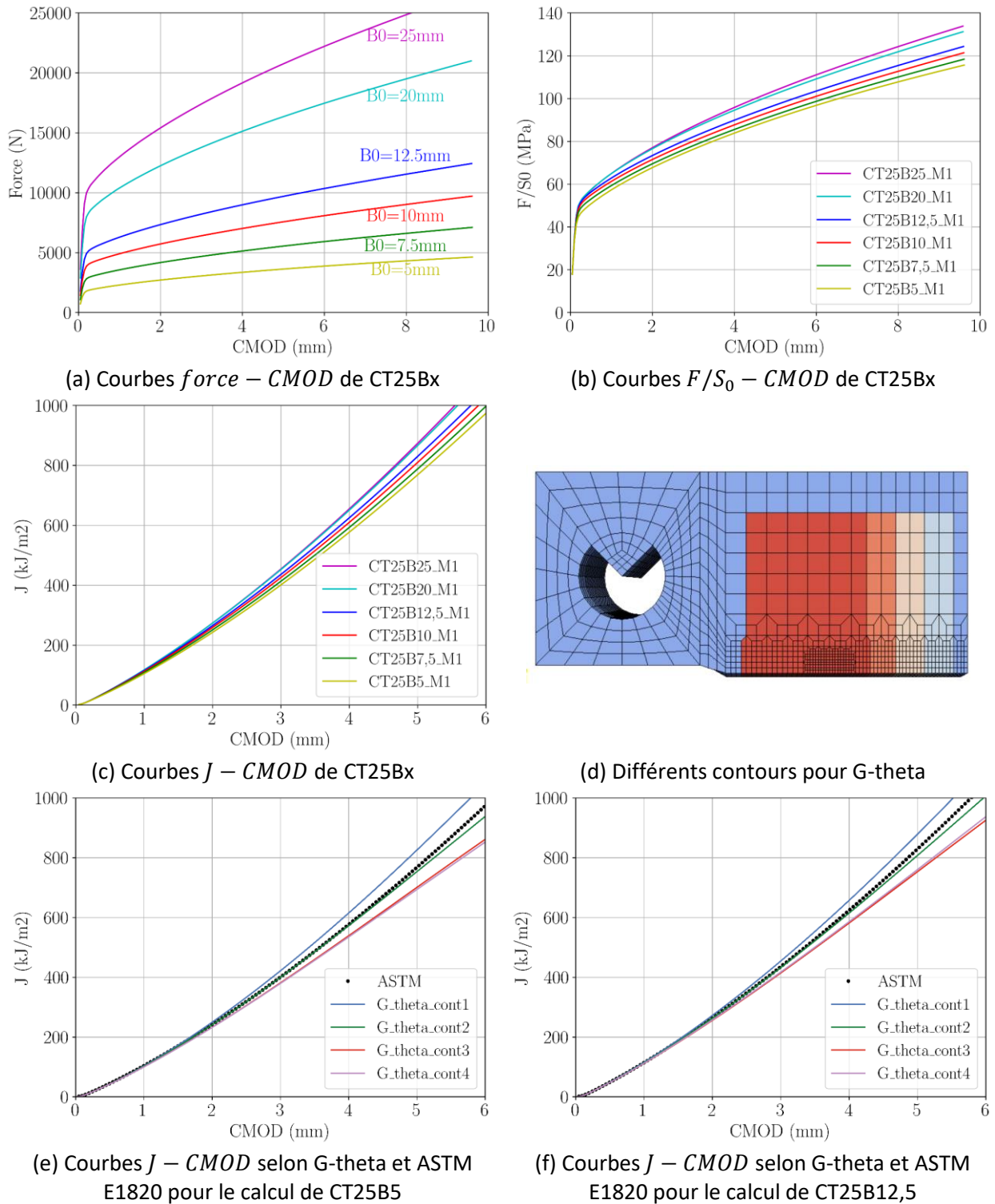


Figure 7-4 Résultats des calculs élasto-plastiques sur des éprouvettes CT

Le calcul de J est aussi réalisé avec une autre méthode, qui est la procédure G-theta intégrée dans Cast3M (Destuynder, Djaoua and Lescure, 1983; Brochard *et al.*, 1995). Pour cette démarche, il faut fournir un contour à la procédure G-theta. Quatre contours ont été choisis comme présentés sur la Figure 7-4 (d). Les bornes gauche et haute sont identiques pour les

quatre contours. Ils sont loin de la zone plastifiée. La borne droite est mise à 45%, 50%, 55% et 60% sur le ligament. Les résultats des éprouvettes CT25B5 et CT25B12,5 sont présentés sur la Figure 7-4 (e et f). On trouve une dépendance au contour. Et le contour passant par le milieu (50%) du ligament donne les résultats les plus proches de la norme ASTM E1820.

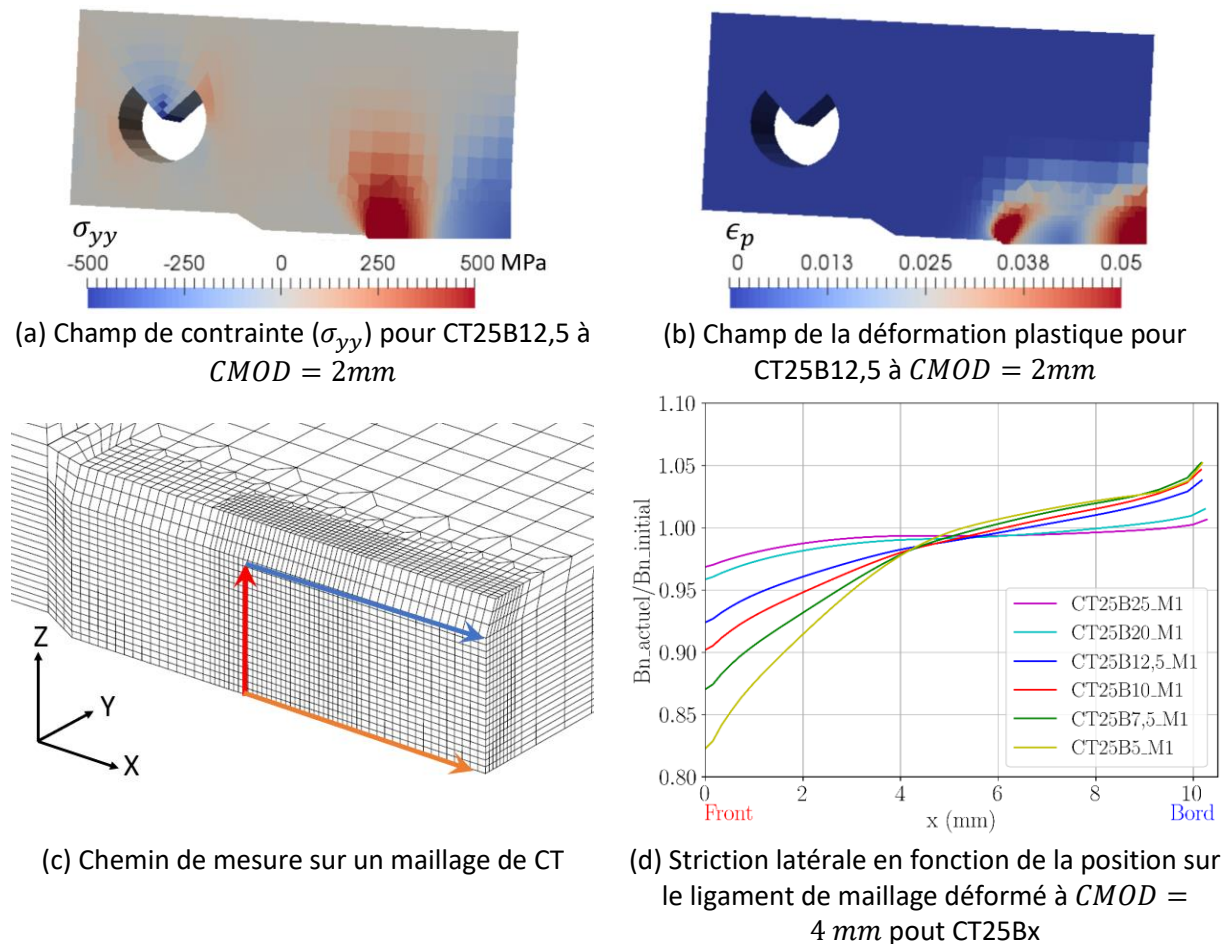


Figure 7-5 Résultats des calculs de CT25Bx : champ de contrainte et déformation, striction

Un exemple du champ de contrainte (σ_{yy}) dans la direction de traction et du champ de déformation plastique (ϵ_p) est présenté sur la Figure 7-5 (a et b). Les champs sont tracés sur le plan de symétrie pour un $CMOD = 2mm$. Due à la charge appliquée par la goupille, une petite zone de compression est observée à la pointe de goupille. Pour ce niveau de chargement, une partie du ligament est sollicitée en traction et l'autre partie en compression (voir la Figure 7-5 (a)). Sur la Figure 7-5 (b), ϵ_p est concentrée autour de la pointe de fissure qui est en traction et à l'arrière de l'éprouvette au niveau de la zone en compression. Il existe un noyau « quasi »-élastique entre les deux zones. La Figure 7-5 (d) présente l'évolution de la striction latérale de l'éprouvette (épaisseur mesurée normalisée par l'épaisseur nette initiale B_n) dans le plan de propagation de la fissure. Les courbes sont tracées pour plusieurs

géométries le long du ligament (flèche bleue sur la Figure 7-5 (c)) depuis la pointe de fissure jusqu'à la face arrière de l'éprouvette. Cette figure est tracée pour l'instant correspondant à une ouverture $CMOD = 4 \text{ mm}$. À la pointe de fissure ($x = 0 \text{ mm}$), on note que la striction est d'autant plus grande que l'épaisseur est petite. En face arrière, l'épaisseur est plus grande que sa valeur initiale à la cause de compression dans cette zone. Plus l'épaisseur de l'éprouvette est petite, plus cette augmentation de l'épaisseur est notable. On note que les profils des éprouvettes d'épaisseur 5 et 7,5 sont quasiment confondus dans la zone de compression.

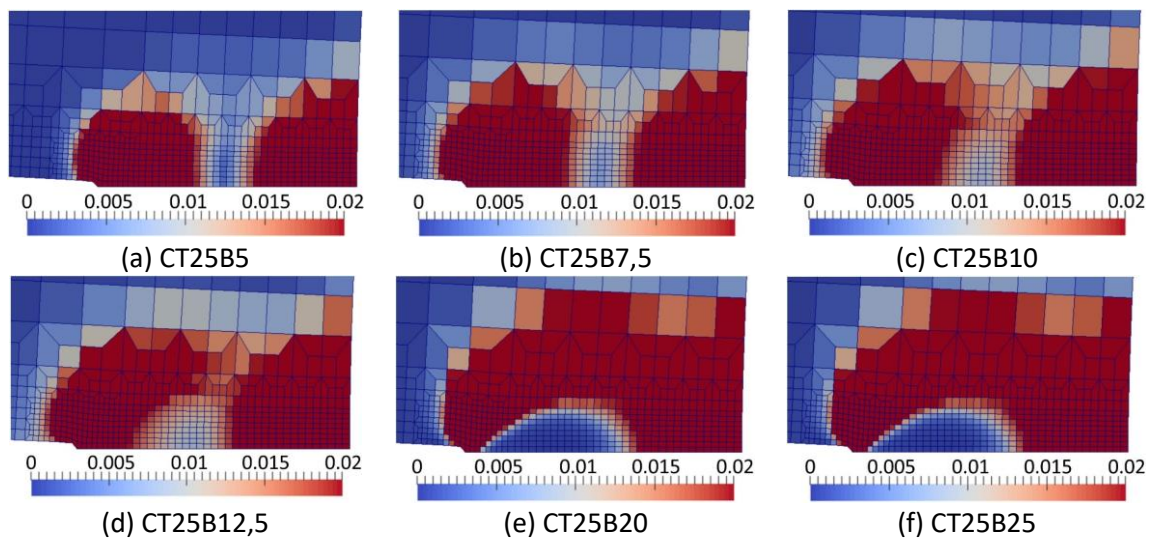


Figure 7-6 Champ de la déformation plastique sur le plan de symétrie pour CT25Bx

L'effet de l'épaisseur sur la distribution de déformation plastique est présenté sur la Figure 7-6 dans le plan de symétrie de l'éprouvette. La valeur maximale de l'échelle est mise à 2%. Globalement, on n'observe pas de différence notable sur l'étendue de la zone plastifiée en face arrière avec l'épaisseur de l'éprouvette. En revanche, l'étendue de la zone plastifiée près du front de fissure dans la zone sollicitée en traction est plus localisée pour les éprouvettes les plus épaisses. On observe deux zones non connectées à faible épaisseur, alors que pour les éprouvettes les plus épaisses, les deux zones se rejoignent en formant un « pont » entre les deux zones initialement séparées. La dimension du noyau quasi-élastique augmente avec l'épaisseur de l'éprouvette. On note que le rapport B/W pour lequel les deux zones se connectent est proche de 0,5 (valeur conseillée par les normes). Le noyau quasi-élastique se situe à mi-distance entre la pointe de fissure et la face arrière, ceci est cohérent avec le fait que le contour de mesure G-theta passant par le milieu de ligament conduit au résultat le plus proche de la valeur de J calculé suivant la norme ASTM E1820. Ceci est sans doute dû au fait que ce contour reste dans une zone peu plastifiée.

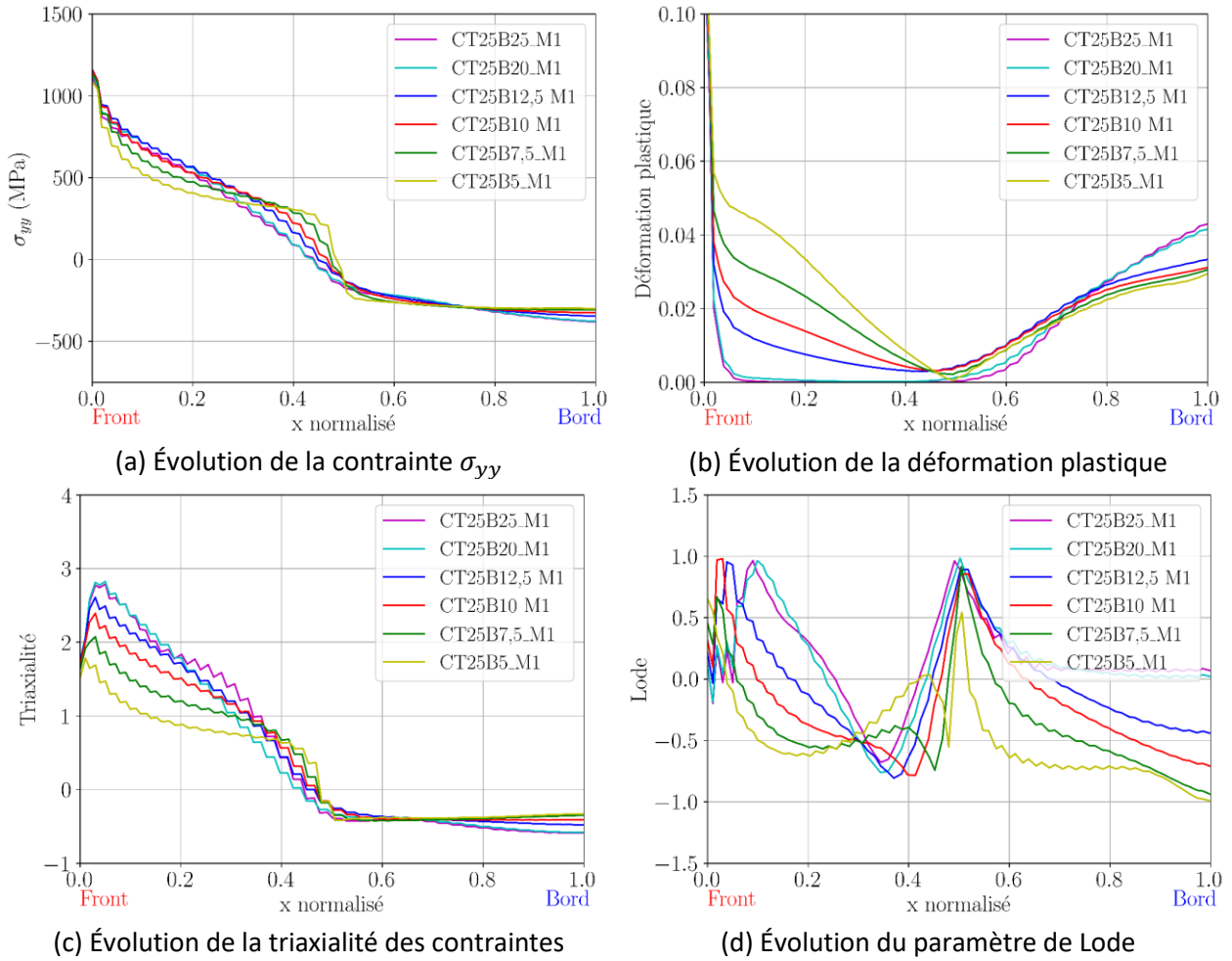


Figure 7-7 Évolutions des paramètres sur la ligne centrale de ligament de CT25Bx à $CMOD = 1\text{ mm}$

Pour chaque calcul, les évolutions des champs sur la ligne centrale de ligament (suivant la flèche orange sur la Figure 7-5 (c)) ont été analysées et présentées sur La Figure 7-7. Les valeurs de champs sont récupérées aux points de Gauss à l'instant où $CMOD = 1\text{ mm}$. L'abscisse correspond à la distance entre le point de Gauss considéré et le front de fissure sur le maillage déformé. Cette distance est normalisée par la longueur du ligament. L'évolution de σ_{yy} est présentée sur la Figure 7-7 (a). Pour toutes les épaisseurs, la contrainte σ_{yy} à la pointe de fissure ($x_{normalisé} = 0$) est comprise entre 1000 et 1200 MPa, sans grande différence. σ_{yy} diminue quand on s'éloigne de la pointe de fissure. En revanche, quand $x_{normalisé}$ augmente, la diminution de contrainte est plus rapide pour les éprouvettes de faible épaisseur. Les profils se croisent vers $x_{normalisé} = 30\%$. Entre $x_{normalisé} = 30\%$ et $x_{normalisé} = 50\%$, plus l'épaisseur est petite, plus la diminution des contraintes est lente. Le point neutre ($\sigma_{yy} = 0\text{ MPa}$) se situe entre 40% et 50% du ligament. Dans la partie en compression (σ_{yy} négative), la différence entre les différentes épaisseurs n'est pas très notable. La Figure 7-7 (b) présente l'évolution de la déformation plastique. La déformation est

importante aux deux extrémités, pour $x_{normalisé} = 0$ et $x_{normalisé} = 1$, et minimum vers $x_{normalisé} = 0,45 \sim 0,5$, ce qui est conforme à la Figure 7-6. Le minimum de ϵ_p se situe au point neutre de σ_{yy} . Entre 0 et 50% du ligament, plus l'épaisseur est petite, plus la déformation plastique est grande. En face arrière, inversement, plus l'épaisseur est petite, plus la déformation plastique est plus petite. Ainsi, quand l'épaisseur de l'éprouvette augmente, l'étendue de la zone en traction près du front de fissure diminue, alors qu'elle augmente en face arrière dans la zone en compression. Les évolutions de la triaxialité des contraintes sont tracées sur la Figure 7-7 (c). Au front de fissure ($x_{normalisé} = 0$), la valeur de triaxialité des contraintes n'a pas grande différence pour les différentes épaisseurs. Il a une valeur vers 1,7. En pointe de fissure émoussée, la contrainte horizontale (σ_{xx}) est nulle. La valeur théorique de la triaxialité des contraintes ne peut donc pas dépasser 2/3. La valeur de 1,7 correspond à la fois au fait que le point de Gauss le plus proche de la pointe n'est pas sur la surface et au fait que le maillage est fortement déformé et n'autorise pas une bonne discrétisation des champs. Quand $x_{normalisé}$ augmente, la triaxialité des contraintes augmente, parce que la contrainte équivalente de Von Mises diminue. Mais cette augmentation atteint une valeur maximale à cause de la diminution de contrainte hydrostatique. Plus l'épaisseur est grande, plus la valeur maximale de la triaxialité des contraintes est grande. Le maximum de triaxialité passe de 1,8 à 2,8 quand l'épaisseur B_0 passe de 5 à 25 mm. Au-delà, la triaxialité des contraintes diminue avec un profil analogue à celui de la contrainte σ_{yy} . Elle est à peu près constante et peu dépendante de la géométrie dans la zone de compression. Le paramètre de Lode L , défini ci-dessous, est aussi calculé.

$$Lo = -\frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \quad (7 - 1)$$

où σ_1 , σ_2 et σ_3 sont les contraintes principales. Le paramètre de Lode vaut 1 en traction pure, 0 en déformation plane et -1 en compression pure. L'évolution de Lo sur la ligne centrale du ligament est tracée sur la Figure 7-7 (d). On note que la valeur de Lo est entre 0 et 0,7 à $x_{normalisé} = 0$ pour toutes les épaisseurs, qui ne montrent pas un état de déformation plane sur le front de fissure. L'évolution de Lo n'est pas monotone. Il y existe un premier pic près du front de fissure dont la position évolue avec la géométrie de l'éprouvette et un second pic au milieu du ligament avec une valeur de $Lo = 1$ pour toutes les géométries. Après le premier ou le deuxième pic, plus l'épaisseur est petite, plus Lo décroît vite. En face arrière, le paramètre de Lode tend vers 0 (déformation plane) pour les éprouvettes d'épaisseur de 20 et 25 mm. Mais pour les autres cas, le paramètre de Lode en face arrière est négatif.

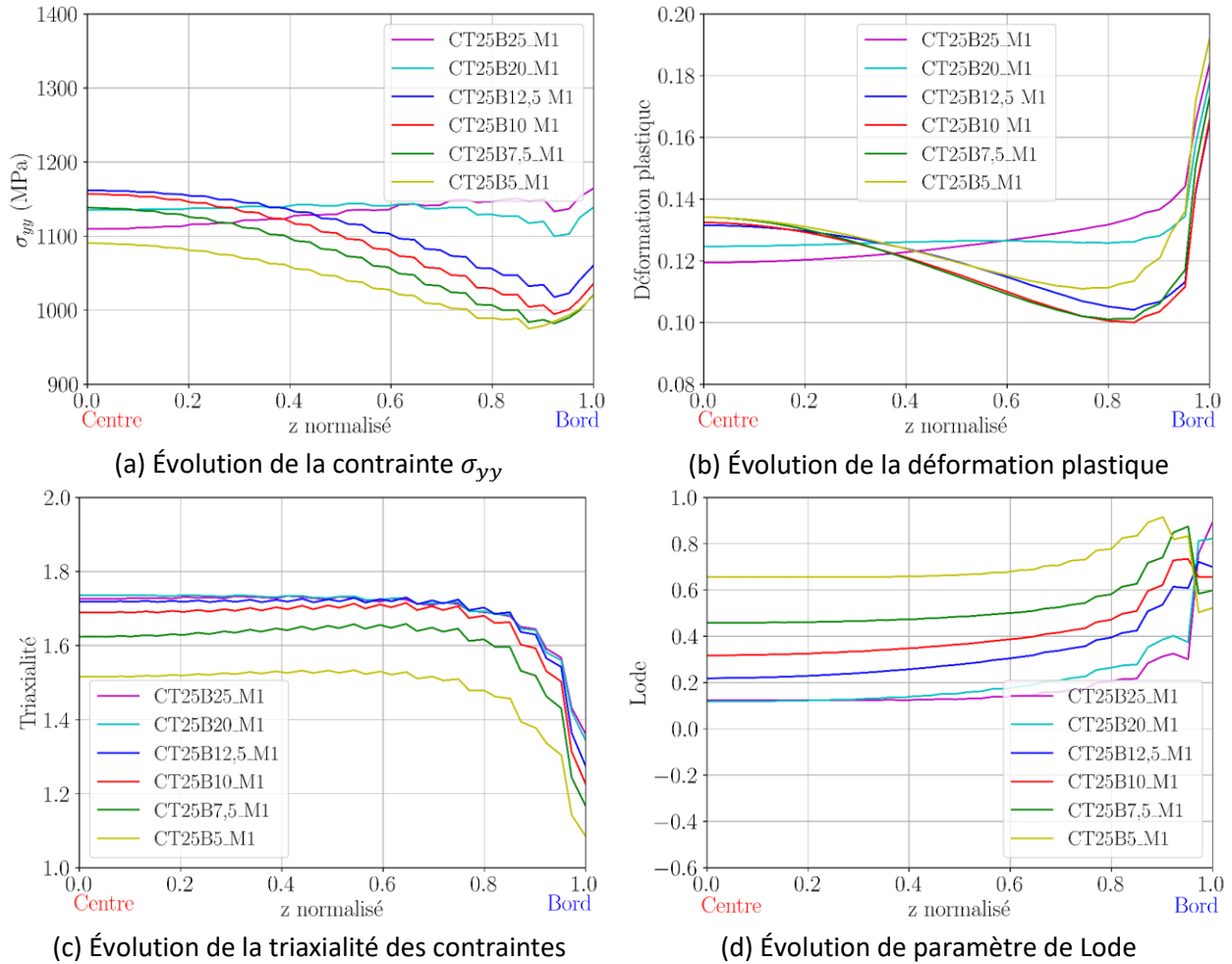
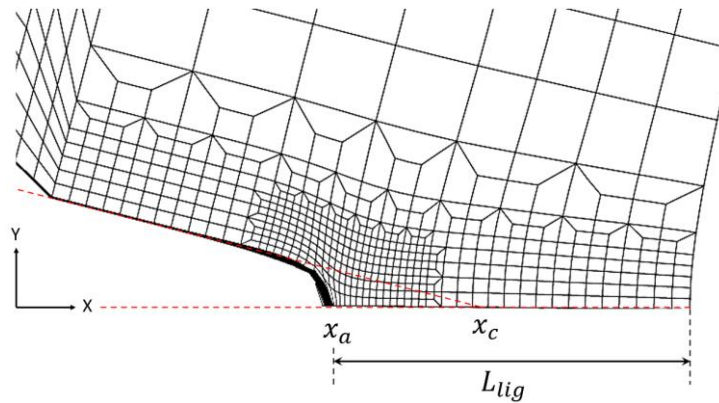


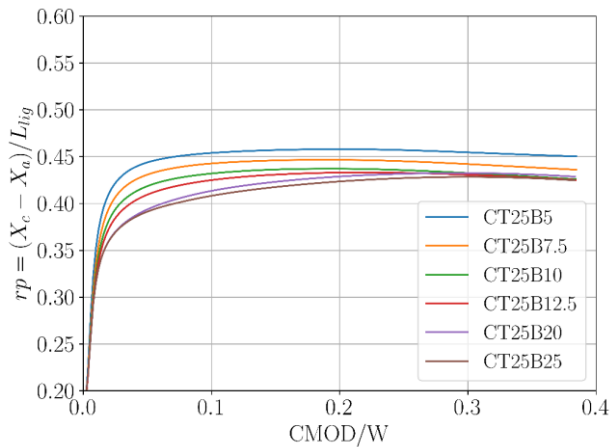
Figure 7-8 Évolutions des paramètres sur l'épaisseur de CT25Bx à $CMOD = 1\text{ mm}$

Les mêmes analyses ont été effectuées suivant l'épaisseur (la flèche rouge sur la Figure 7-5 (c)). Les champs sont étudiés au front de fissure à l'instant de $CMOD = 1\text{ mm}$. Les courbes sont tracées sur la Figure 7-8. L'axe horizontal correspond à la position dans l'épaisseur normalisée par l'épaisseur nette B_n . Ainsi, $z_{normalisé}$ vaut 0 à mi-épaisseur (sur le plan de symétrie). $z_{normalisé}$ vaut 1 sur le bord de l'éprouvette (dans le fond de l'entaille latérale). Sur la Figure 7-8 (a), on trouve que, pour les cas des éprouvettes d'épaisseur comprise entre 5 à 12,5 mm, la contrainte (σ_{yy}) est maximale au centre. Elle diminue du centre vers le bord, avec une légère remontée au bord. La distribution de contrainte σ_{yy} dans l'épaisseur est plus uniforme pour les éprouvettes les plus épaisses (20 et 25 mm). L'évolution de la déformation plastique suivant l'épaisseur est présentée sur la Figure 7-8 (b) et présente les mêmes tendances que σ_{yy} . Pour les épaisseurs comprises entre 5 et 12,5 mm, ϵ_p diminue quand on passe du centre vers le bord. Les éprouvettes d'épaisseur 20 et 25 mm présentent un profil de déformation relativement homogène dans l'épaisseur. Une augmentation brutale localement au bord (fond de l'entaille latérale) est observée pour toutes les épaisseurs. Quelle que soit

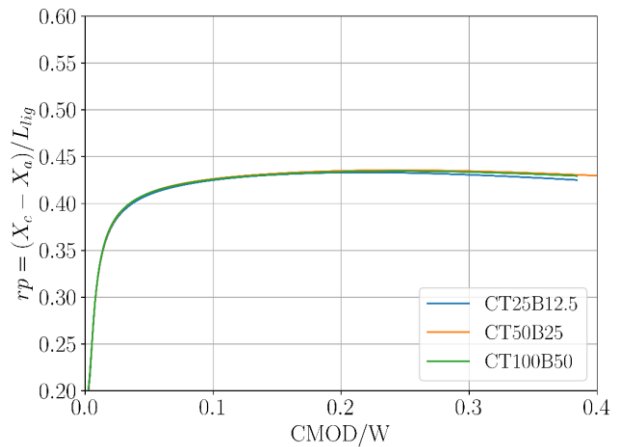
l'épaisseur de l'éprouvette, l'évolution de la triaxialité des contraintes dans l'épaisseur présente une même évolution (voir la Figure 7-8 (c)). Elle est relativement constante sur la quasi-totalité de l'épaisseur avec une chute en voisinage du bord (fond de l'entaille latérale). Plus l'épaisseur est grande, plus la triaxialité des contraintes est grande. La différence entre l'épaisseur de 12,5, 20 et 25 mm est assez petite. Le paramètre de Lode est aussi calculé et tracé sur la Figure 7-8 (d). Pour toutes les épaisseurs, le paramètre de Lode est positif. Il est constant près du centre puis augmente près du bord. Plus l'épaisseur est grande, plus le paramètre de Lode est petit (plus proche de l'état de déformation plane).



(a) Schéma explicatif pour déterminer la position du centre de rotation de l'éprouvette CT



(c) Position du centre de rotation pour les CT25Bx



(d) Position du centre de rotation pour les CT homothétiques

Figure 7-9 Position du centre de rotation selon les calculs élasto-plastiques à l'état neuf (M1)

Une étude sur la position du centre de rotation est réalisée avec ces calculs élasto-plastiques. Le centre de rotation est déterminé par l'intersection du ligament et de la prolongation de la surface libre en amont du front de fissure comme représenté sur la Figure 7-9 (a) avec les deux lignes pointillées rouges. Les coordonnées de la pointe de fissure sur le plan central ($z = 0$) sont $(x_a, 0)$. Les coordonnées du centre de rotation sont $(x_c, 0)$. La position relative du centre de rotation sur le ligament est définie par r_p tel que $r_p = (x_c - x_a)/b$, où b est la longueur de

ligament de l'éprouvette. Les évolutions de r_p en fonction de $CMOD$ correspondant aux CT25Bx sont présentées sur la Figure 7-9 (b). Quand le $CMOD$ est petit, r_p est petit. Le centre de rotation est donc très proche de la pointe de fissure. Mais r_p augmente vite et se stabilise. On note que cette position varie en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette. Plus l'épaisseur est petite, plus le centre de rotation est loin de la pointe de fissure. Pour une épaisseur variant de 5 mm à 25 mm, la position stabilisée du centre de rotation varie entre 42% et 45% du ligament. La Figure 7-9 (c) présente les résultats des CT homothétiques. Il n'y a pas de différence avec la taille de l'éprouvette comme ce que on attend. Le centre de position se situe à 43% du ligament. Les normes font l'hypothèse que le rayon de rotation est égal à $(a + W)/2$. Le centre de rotation est donc positionné à 50% du ligament. L'erreur relative entre les simulations et les normes est comprise entre 10% et 16%. Cette erreur est plus petite que celle calculée dans les études de Chen (Bao and Cai, 2011) et Saxena (Saxena and Hudak, 1978) qui sont présentées dans le chapitre 2.

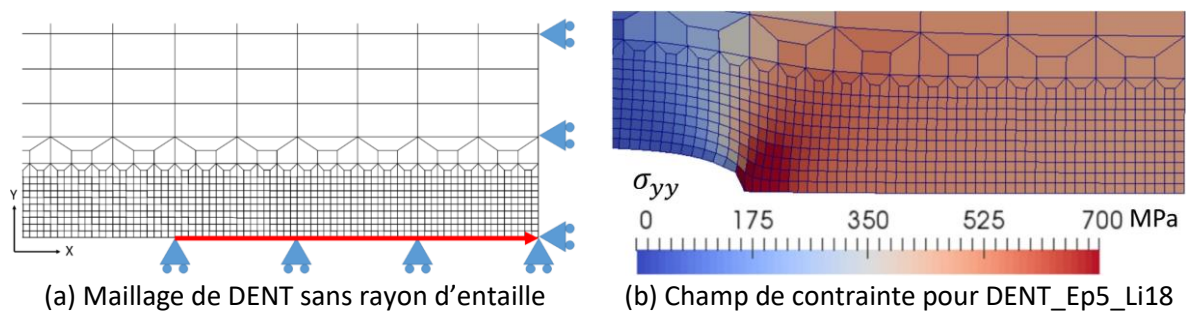


Figure 7-10 Maillage de DENT et champ de contrainte (σ_{yy})

7.2.2 Calculs des DENT

Dans cette partie, les maillages des éprouvettes DENT ont été refaits en supprimant le rayon de l'entaille comme présenté sur la Figure 7-10 (a). L'intérêt de cette modification est que la taille des éléments sur ligament est identique et que les maillages peuvent être réutilisés dans les calculs d'endommagement. La taille des éléments sur le ligament est $0,2 \times 0,2 \text{ mm}^2$. L'épaisseur des éléments a également été prise égale à 0,2 mm. Un déplacement maximum de 5 mm est imposé sur la tête de l'éprouvette dans la direction de traction. Les calculs sont interrompus à la fin du déplacement imposé ou après la force maximale pour une chute de 20% de la force maximale. Les courbes force-déplacement sont tracées sur la Figure 7-11. Un exemple de maillage déformé, pour le cas de l'éprouvette DENT_Ep5_Li18 est présenté sur la Figure 7-10 (b) avec le champ de contrainte (σ_{yy}) dans la direction de traction. Une concentration de contrainte est observée en fond d'entaille. Pour le reste du ligament, la distribution de contrainte est plutôt homogène.

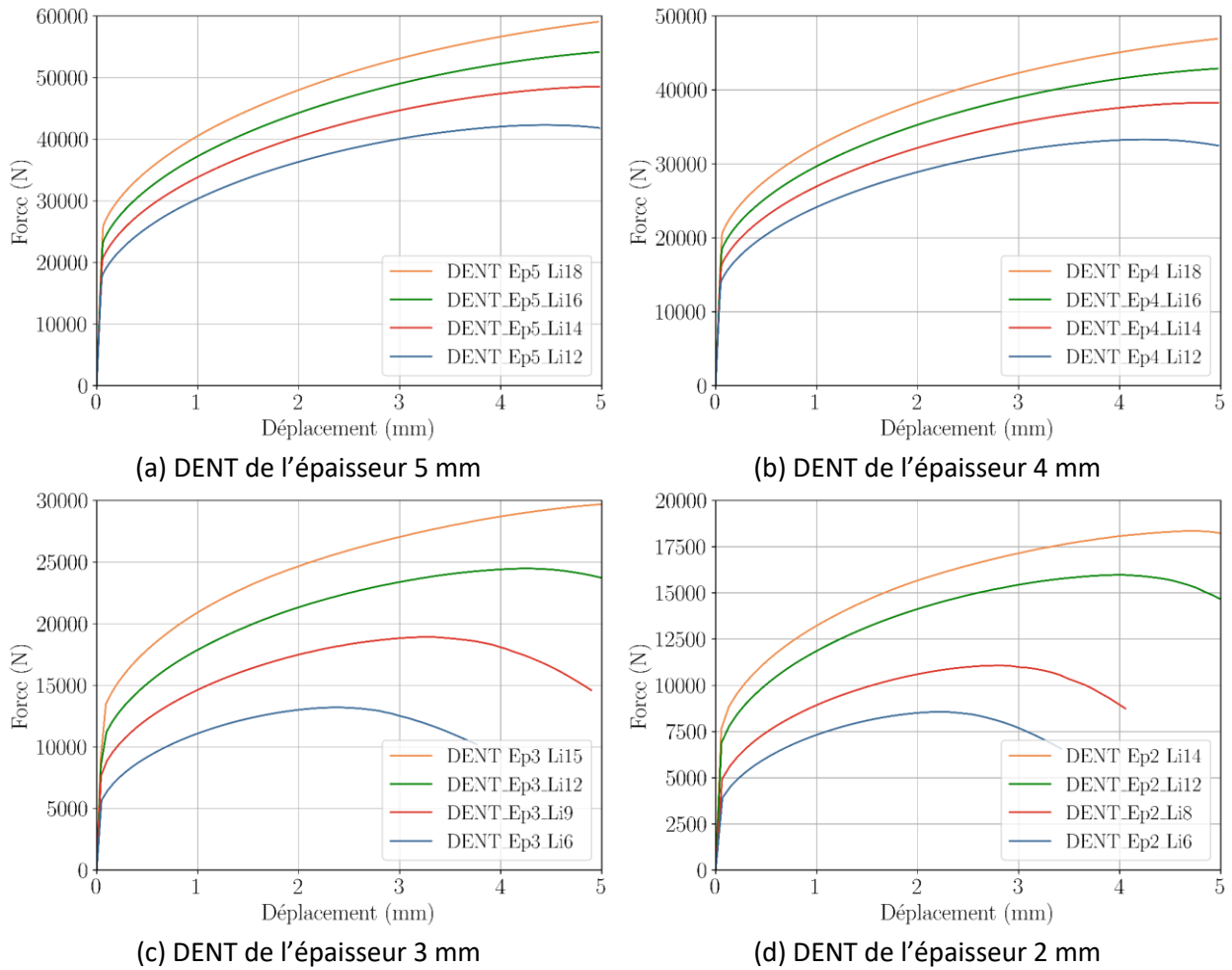


Figure 7-11 Résultats des calculs élasto-plastiques de DENT : courbes force-déplacement

Les profils de contraintes et de déformation le long du ligament sont tracés sur la Figure 7-12 pour les DENT d'épaisseur de 5 mm pour un allongement de 2 mm. Les valeurs des champs sont récupérées aux points de Gauss proches de la ligne centrale de ligament de l'éprouvette. L'abscisse correspond à la position relative sur le ligament, $x_{normalisé}$ vaut 0 au fond de l'entaille et vaut 1 au centre du ligament (voir la flèche rouge sur la Figure 7-10 (a)). La contrainte σ_{yy} diminue de manière monotone entre le fond de l'entaille et le centre de ligament (Figure 7-12 (a)). Au fond de l'entaille ($x_{normalisé} = 0$), les courbes ont une valeur très proche vers 1400 MPa pour toutes longueurs de ligament. Entre $x_{normalisé} = 0$ et 0,6, σ_{yy} diminue rapidement pour atteindre 600 MPa. Plus le ligament est long, plus la vitesse de diminution est grande. Entre $x_{normalisé} = 0,6$ et 1, σ_{yy} est presque homogène (compris entre 400 et 600 MPa). Pour un x donné, plus le ligament est long, plus la contrainte σ_{yy} est petite, et plus le domaine homogène est long.

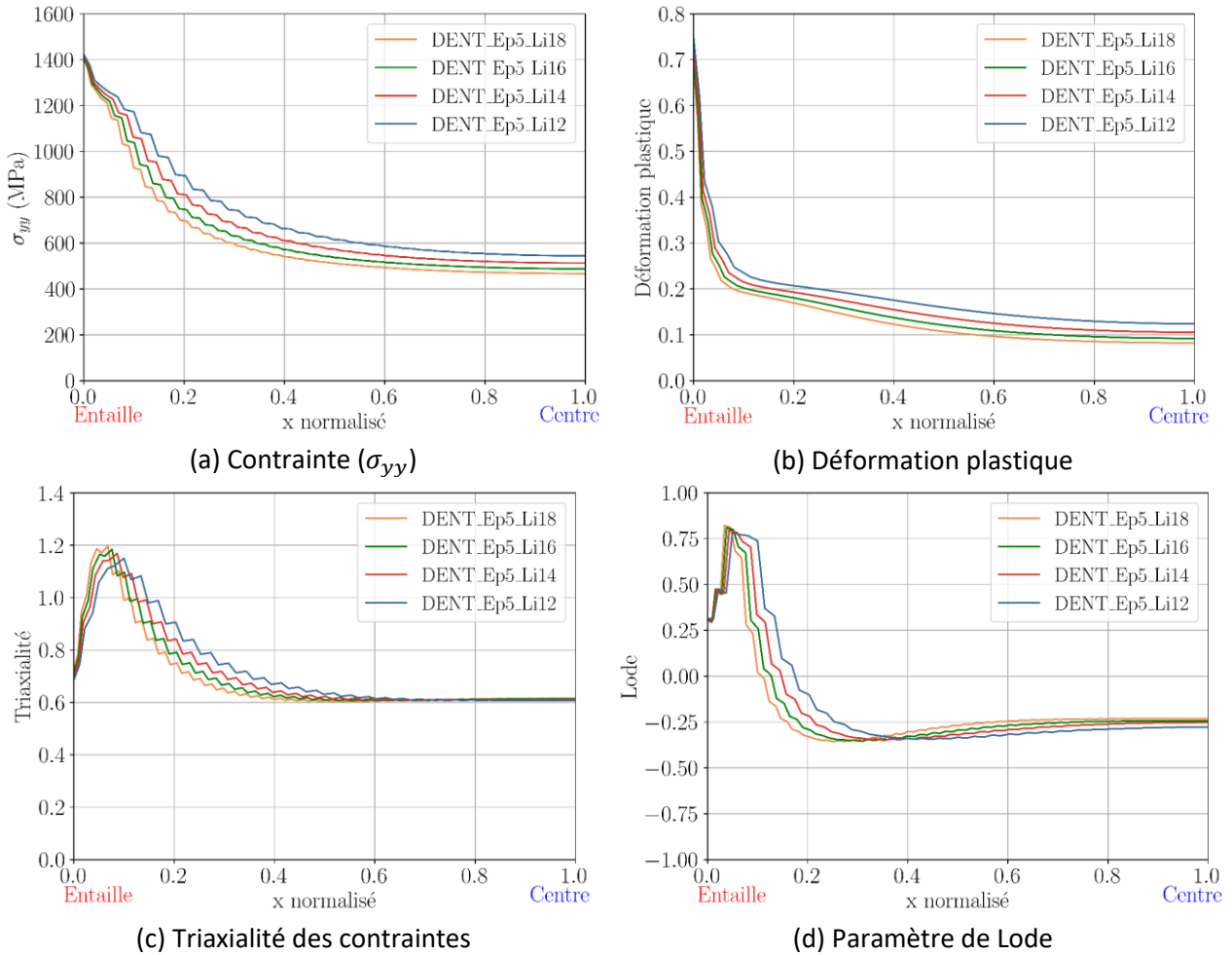


Figure 7-12 Évolutions des paramètres sur la ligne centrale de ligament de DENT_Ep5_Lix pour l'allongement de 2 mm

L'évolution de la déformation plastique présente une chute brutale en fond d'entaille (voir la Figure 7-12 (b)). Pour la majorité du ligament, la déformation plastique est plutôt homogène, comprise entre 0,1 et 0,2. Plus le ligament est long, plus la déformation plastique est petite, la tendance est similaire à celle de la contrainte σ_{yy} . L'évolution de la triaxialité des contraintes est présentée sur la Figure 7-12 (c). La triaxialité est de l'ordre 0,7 en fond d'entaille pour toutes longueurs de ligament. Elle augmente d'abord et puis diminue pour atteindre une valeur stable vers 0,6 au centre du ligament. La phase d'augmentation peut être expliquée par la diminution très rapide de la contrainte équivalente (comme la diminution de déformation plastique sur la Figure 7-12 (b)). Et puis, la contrainte équivalente devient plus stable, mais la contrainte moyenne continue à diminuer. Par conséquent, la triaxialité des contraintes diminue. L'évolution du paramètre de Lode est tracée dans la Figure 7-12 (d). Au fond d'entaille, il y a une augmentation brutale de 0,3 à 0,75, suivie d'une chute jusqu'à un minimum de -0,35 et puis une stabilisation vers une valeur de -0,25.

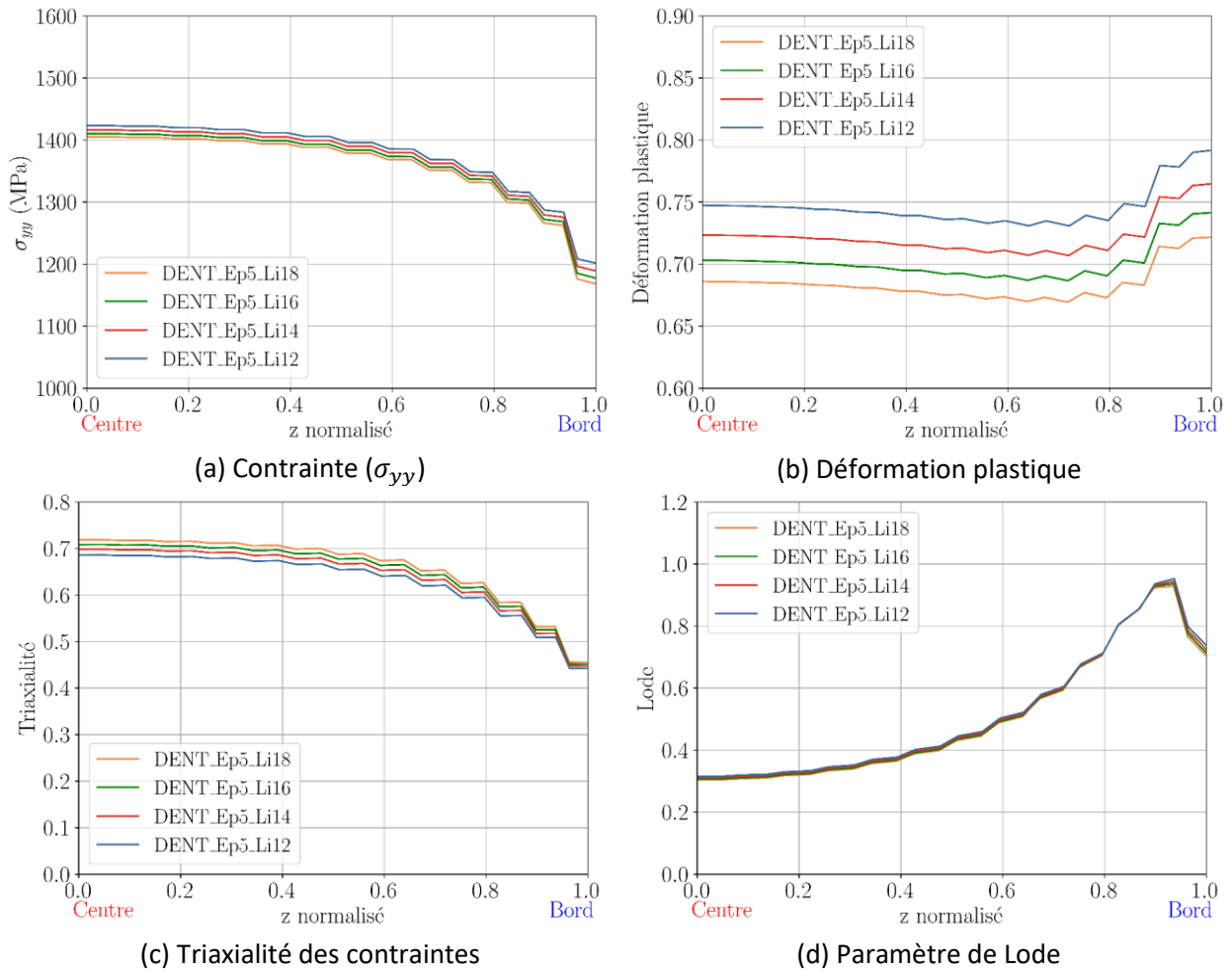


Figure 7-13 Évolutions des paramètres sur l'épaisseur de DENT_Ep5_Lix pour l'allongement de 2 mm

Ces évolutions des paramètres ont été tracées suivant l'épaisseur de l'éprouvette au niveau du fond d'entaille sur la Figure 7-13. L'axe horizontal correspond à la position relative des points de Gauss dans l'épaisseur, qui vaut 0 au centre de l'épaisseur et 1 sur la surface extérieure de l'éprouvette. La contrainte σ_{yy} et la triaxialité des contraintes sont maximales au centre de l'épaisseur et minimales au bord. La déformation plastique est maximale au centre et diminue quand on se déplace vers le bord. Elle a une augmentation légère pour $x_{normalisé}$ comprise entre 80%-100% de l'épaisseur. Mais, globalement, la déformation plastique est homogène dans l'épaisseur pour toutes les longueurs de ligament. Plus l'épaisseur est mince, plus la déformation plastique est grande. Le paramètre de Lode augmente du centre vers le bord, avec une chute proche de la surface extérieure. L'effet de longueur du ligament sur Lo n'est pas notable. L'augmentation de la longueur du ligament engendre une légère diminution de σ_{yy} , de la déformation plastique et une légère augmentation de la triaxialité des contraintes.

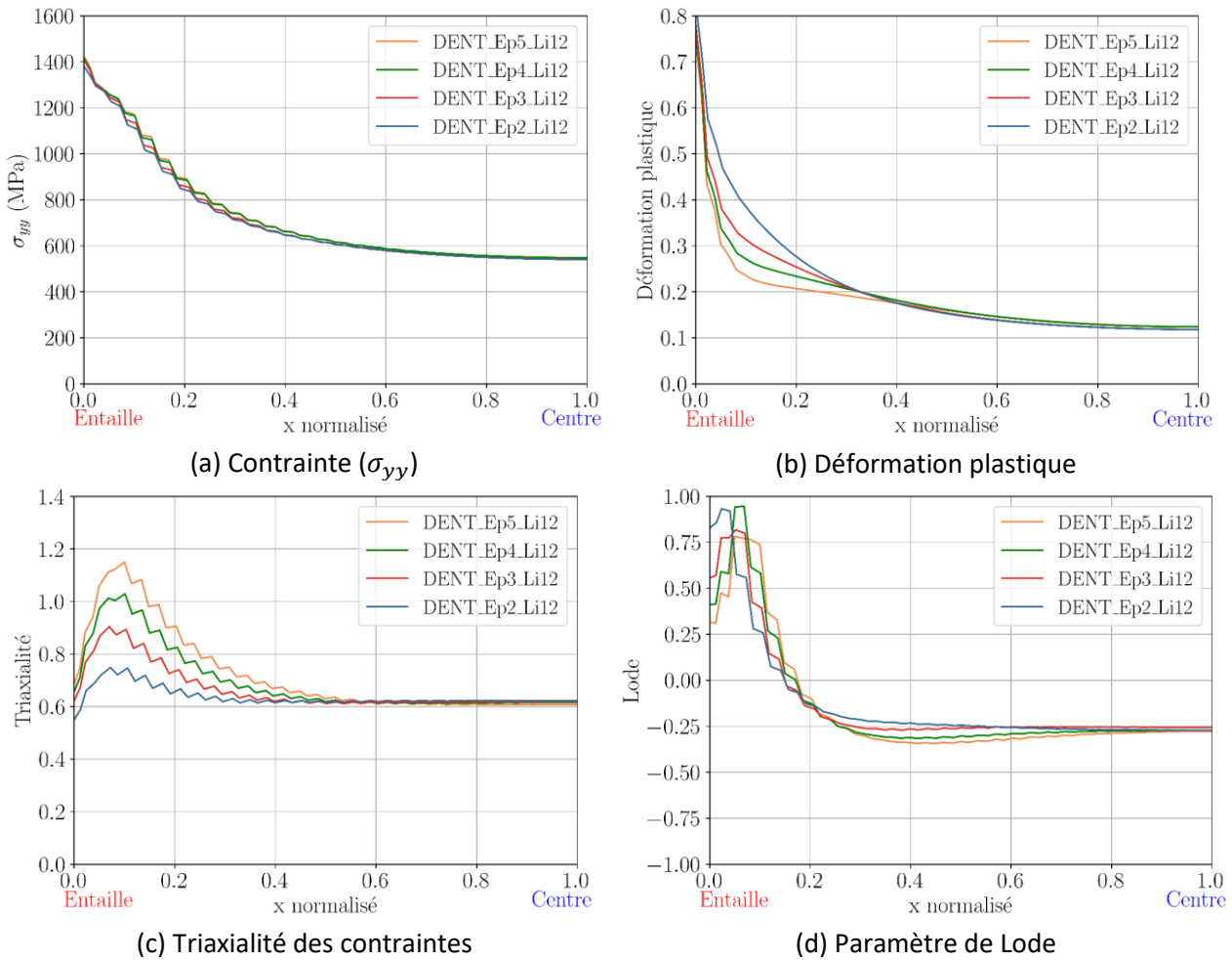


Figure 7-14 Évolutions des paramètres sur la ligne centrale de ligament de DENT_Epx_Li12 pour l'allongement de 2 mm

L'effet de l'épaisseur est étudié grâce à la réalisation et la comparaison des calculs des éprouvettes comportant la même longueur de ligament et des épaisseurs différentes. Les évolutions des paramètres sur la ligne centrale du ligament sont présentées sur la Figure 7-14. Il n'y a pas de l'effet sur la distribution de contrainte σ_{yy} . Les courbes à différentes épaisseurs coïncident. Pour la déformation plastique, on ne voit pas de différence sauf entre 0-40% du ligament proche du fond d'entaille. Quand on s'éloigne du front de fissure, la déformation plastique diminue rapidement. La diminution de l'épaisseur conduit à une vitesse de diminution plus petite et donc une déformation plastique plus grande. Ce qui conduit à l'évolution de la triaxialité des contraintes sur 0-40% de ligament, plus l'éprouvette est épaisse, plus la triaxialité des contraintes est grande. Le paramètre de Lode, présenté sur la Figure 7-14 (d), présente peu de différence sauf sur la partie 30-70% du ligament pour laquelle la diminution de l'épaisseur engendre une légère augmentation du paramètre de Lode.

Les évolutions des paramètres sur le front de l'entaille pour des éprouvettes DENT DENT_Epx_Li12 sont présentées sur la Figure 7-15. On voit une légère augmentation de contrainte σ_{yy} et une diminution de la déformation plastique quand l'épaisseur augmente. Donc, la triaxialité des contraintes augmente quand l'éprouvette devient plus épaisse. Au bord de l'éprouvette ($x_{normalisé} = 1$), les courbes de la triaxialité des contraintes présentent la même valeur qui vaut 0,43. Pour le paramètre de Lode, dans la phase de l'augmentation, plus l'épaisseur est grande, plus le paramètre de Lode est petit, plus la phase de diminution est loin du centre de l'épaisseur.

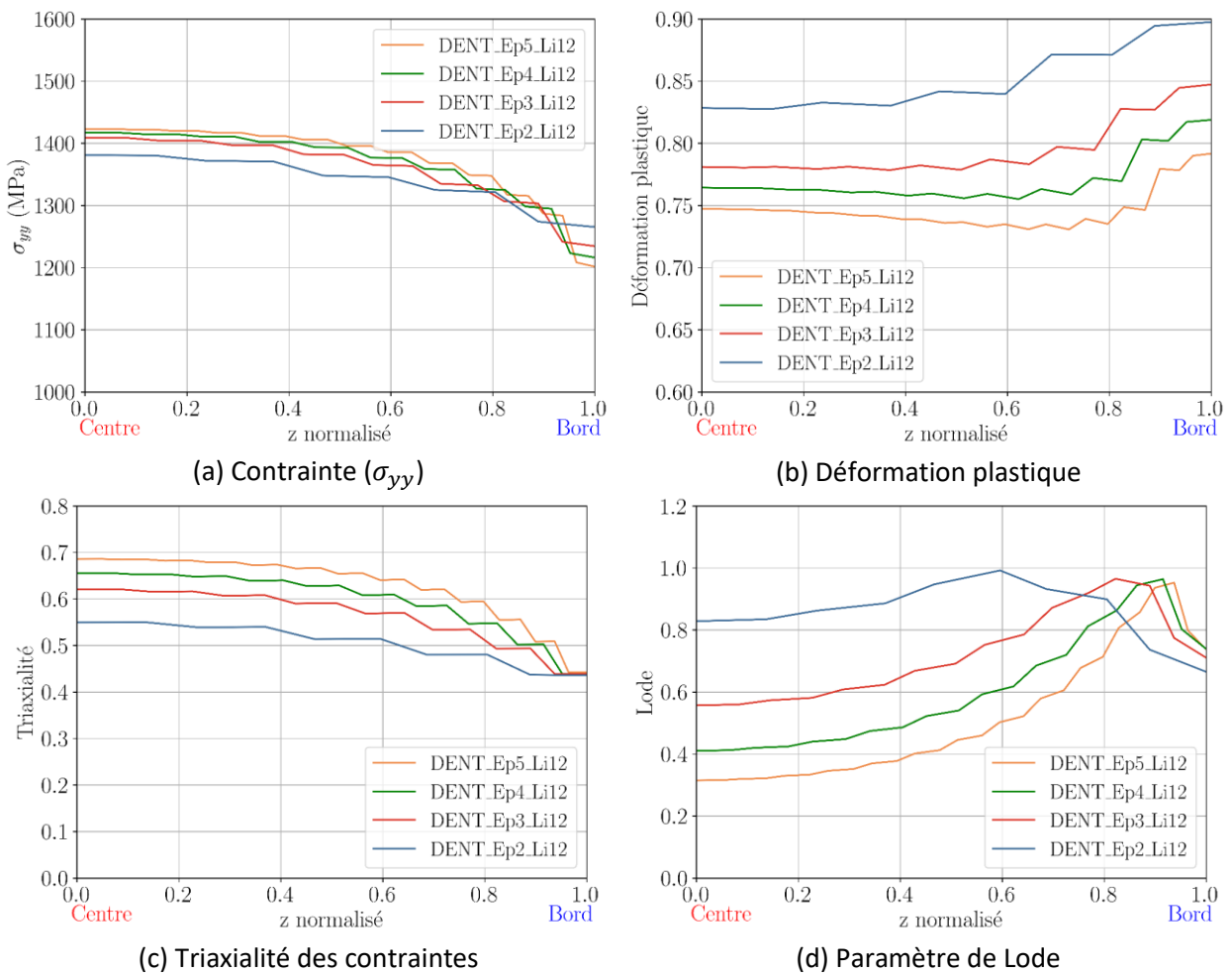


Figure 7-15 Évolutions des paramètres sur l'épaisseur de de DENT_Epx_Li12 pour l'allongement de 2 mm

7.3 Prise en compte de l'endommagement

Dans cette partie, on introduit un modèle d'endommagement de type GTN (Gurson, 1977). C'est un modèle d'approche locale de la rupture couplé prenant en compte ces mécanismes d'endommagement : la germination de cavités, leur croissance et leur coalescence. Ce modèle

est proposé initialement par Gurson en 1977 basé sur la croissance des cavités sphériques qui sont distribuées dans une matrice homogène et ductile. En 1984, Tvergaard et Needleman modifient ce modèle en introduisant deux paramètres matériaux (q_1 et q_2) (Tvergaard and Needleman, 1984).

La surface de charge proposée par le modèle GTN présente la forme suivante :

$$\phi_{GTN} = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0}\right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma_0}\right) - (1 + q_1^2 f^{*2}) = 0 \quad (7-2)$$

où σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Mises, σ_0 est la contrainte d'écoulement, σ_m est la contrainte hydrostatique. f^* est la fraction volumique effective de cavités, qui décrit la coalescence des cavités. Il est proposé par Tvergaard et Needleman (Tvergaard and Needleman, 1984) comme :

$$f^* = \begin{cases} f & \text{pour } f \leq f_c \\ f_c + (f - f_c) \frac{f_u - f_c}{f_r - f_c} & \text{pour } f > f_c \end{cases} \quad (7-3)$$

avec $f(t_0) = f_0$. f_c est la fraction volumique de cavités critique qui est liée avec la phase de coalescence. $f_u = 1/q_1$ est la fraction volumique effective ultime de cavités. f_r représente la fraction volumique de cavités à la rupture.

L'évolution de la fraction volumique de cavités f est composée de deux composantes, la part créée par la germination et celle induite par la croissance/coalescence :

$$\dot{f} = \dot{f}_{germination} + \dot{f}_{croissance} \quad (7-4)$$

Historiquement, la vitesse de germination de cavités $\dot{f}_{germination}$ est représentée par une distribution normale qui est proposée par Chu et Needleman (Chu and Needleman, 1980)

$$\dot{f}_{germination} = \frac{f_n}{\sigma_n \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\epsilon_p - \epsilon_n}{\sigma_n}\right)^2\right] \dot{\epsilon}_p \quad (7-5)$$

ϵ_p est la déformation plastique cumulée. f_n est la fraction volumique ultime de cavités qui germinent à saturation. ϵ_n est la déformation pour laquelle la moitié des cavités est germinée. σ_n est l'écart-type de la distribution. Cette formulation décrit une loi pilotée par la déformation utilisant une distribution gaussienne. Il s'agit d'une loi empirique qui doit être vérifiée en fonction du type d'alliage et des mécanismes de germination.

Dans la phase de croissance, le modèle GTN utilise une vitesse de croissance qui est

$$\dot{f}_{croissance} = (1 - f) \text{tr}(\dot{\epsilon}_p) \quad (7-6)$$

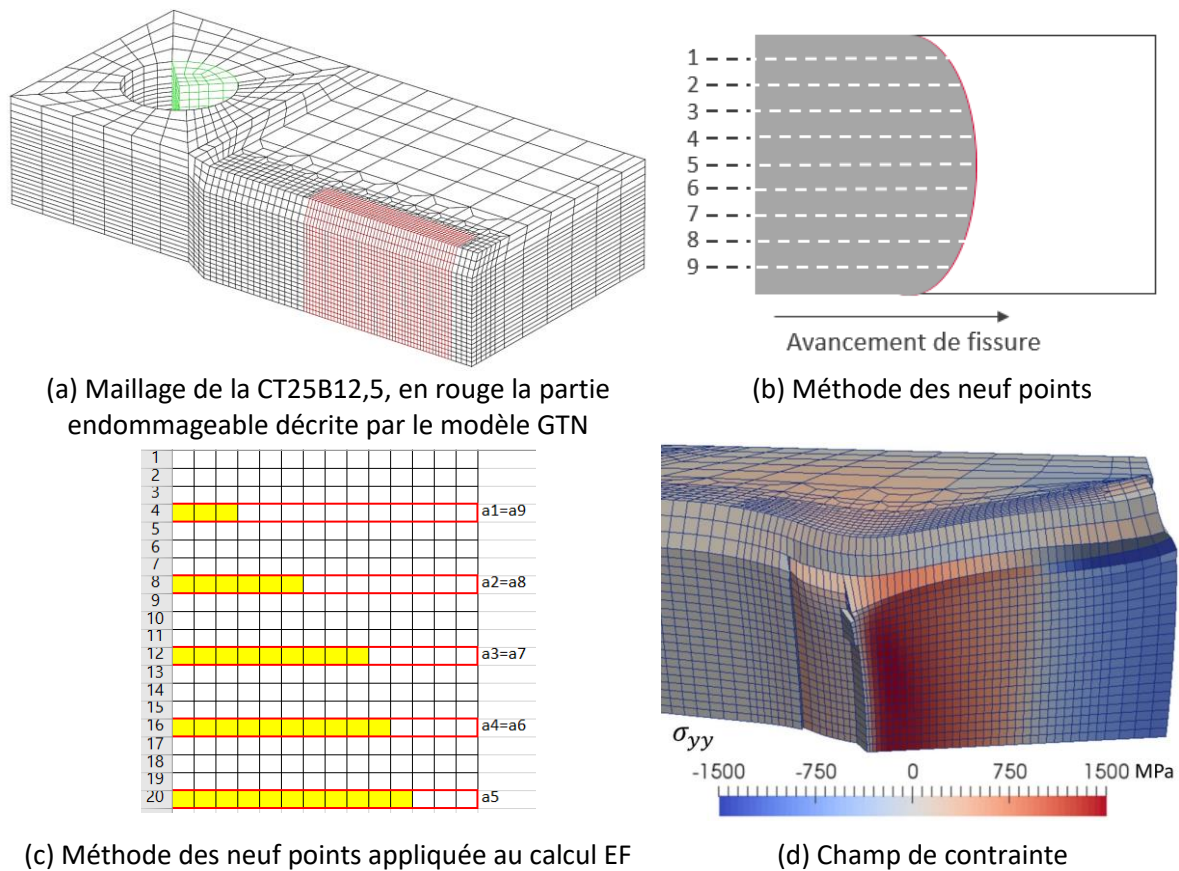


Figure 7-16 Calculs de CT avec endommagement

Dans les calculs, le matériau du modèle GTN est modélisé à l'aide de MFront et appliqué sur la partie rouge de la Figure 7-16 (a). Le modèle Gurson2 de Cast3M ne donnait pas satisfaction en termes de vitesse de calcul et d'intégration numérique (les calculs avec Gurson2 sans endommagement ne redonnaient pas exactement les résultats des calculs élasto-plastiques). D'où, MFront est choisi pour modéliser le matériau. La longueur de fissure initiale a_0 est prise égale à la valeur expérimentale mesurée selon la méthode des neuf points après l'essai. Par construction, le modèle GTN permet de faire tendre vers zéro la rigidité d'un élément au fur et à mesure de la croissance des cavités. Pendant un calcul, les éléments cassés sont supprimés du maillage en cours de calcul (par redéfinition du maillage, du modèle et des conditions aux limites en utilisant la routine PERSO1 de l'opérateur PASAPAS). Les éléments sont retirés quand $f > 0,99f_f$ sur quatre des huit points de Gauss. Au fur et à mesure du chargement, les éléments cassent (selon le critère utilisant la fraction de cavités) et la fissure se propage. Pour chaque pas de calcul, l'avancée de fissure est mesurée selon la méthode de neuf points qui est définie dans les normes comme sur la Figure 7-16 (b). Du fait de la condition de symétrie, vingt éléments sont utilisés pour représenter la demi-épaisseur. Cinq lignes

d'éléments sont donc sélectionnées comme montrées sur la Figure 7-16 (c). Sur chacune, les coordonnées du premier élément non rompu sont récupérées. Conformément à la norme, l'avancée de fissure est calculée selon l'équation (7-7).

$$a = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right) \quad (7 - 7)$$

7.3.1 Identification du modèle GTN

Afin de simuler les essais de ténacité, le modèle GTN doit être identifié. Dans ce modèle, il y a huit paramètres qui peuvent être classés en quatre groupes :

- Les paramètres microstructuraux : f_0
- Les paramètres décrivant la germination : f_n , ϵ_n et σ_n
- Les paramètres décrivant la croissance : q_1 et q_2
- Les paramètres décrivant la coalescence : f_c et f_f

Parmi les 8 paramètres, la fraction de cavités initiale f_0 est prise égale à 0,0004 et correspond à la fraction surfacique des inclusions mesurée dans le chapitre 3. Les valeurs de f_c et f_f retenues proviennent des études bibliographiques (Springmann and Kuna, 2005; Gholipour, Biglari and Nikbin, 2019; Yildiz and Yilmaz, 2020; Zhang and Zhao, 2023) et valent respectivement 0,05 et 0,3. Les paramètres restants (q_1 , q_2 , f_n , ϵ_n et σ_n) ont été déterminés par une optimisation couplant les calculs sous Cast3M et une routine de minimisation sous Python (3.9.13) comme illustrée sur la Figure 7-17. Pour chaque itération, les calculs des CT25Bx ($W = 25 \text{ mm}$, B_0 varie entre 5 mm et 25 mm) et CT50B25 sont effectués dans Cast3M. Les courbes numériques de force-ouverture sont comparées avec les données expérimentales. Pour chaque géométrie, une fonction d'erreur est évaluée selon l'équation.

$$err_j = \frac{1}{N} \sqrt{\sum_{i=1}^N (F_{simu}^i - F_{exp}^i)^2} * \frac{1}{S_{0,j}} \quad (7 - 8)$$

où F_{simu}^i et F_{exp}^i sont respectivement la force de courbe numérique et la force de courbe expérimentale à la même valeur d'ouverture. $S_{0,j}$ est la surface initiale du ligament de la j -ème éprouvette. L'erreur totale est la moyenne des erreurs par essais :

$$err_{moy} = \frac{1}{M} \sum_{j=1}^M err_j \quad (7 - 9)$$

Cette erreur moyenne est évaluée à chaque itération. Le processus de l'optimisation est interrompu quand l'erreur moyenne se stabilise. Les nouvelles valeurs des paramètres sont données et introduites dans la prochaine itération. Ils sont effectués par la méthode de « Powell » de Python. Cette routine commence par faire varier les valeurs de paramètre un par un, puis calcule les gradients afin de proposer un nouveau jeu de paramètres.

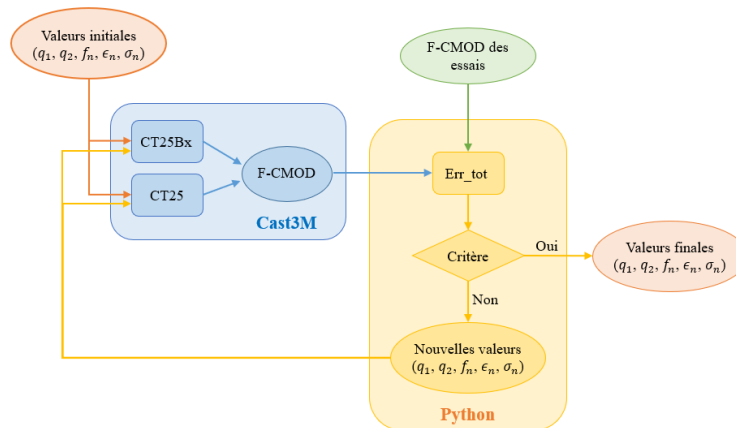


Figure 7-17 Optimisation des paramètres de modèle GTN

Tableau 7-2 Valeurs des paramètres du modèle GTN optimisé à l'état neuf (M1)

q_1	q_2	f_n	ϵ_n	σ_n
1,649	0,748	0,181	0,784	0,156

Pour le matériau neuf (M1), le modèle GTN présenté ci-dessus a été employé. Le jeu de paramètres optimisé est présenté dans le Tableau 7-2. La Figure 7-18 et la Figure 7-19 présentent les résultats des calculs effectués avec ce jeu de paramètres sur les éprouvettes CT25Bx, CT50B25 et CT100B50. Pour faciliter la comparaison entre essais des différentes géométries, la force est normalisée par la surface initiale du ligament. Le *CMOD* est normalisé par la valeur de W qui est la distance entre la ligne de charge et l'arrière de l'éprouvette dans la configuration non déformée. Pour chaque géométrie, la Figure 7-18 et la Figure 7-19 présentent la courbe force-ouverture expérimentale (courbe bleue), le calcul avec le modèle GTN (courbe rouge) et le calcul élasto-plastique (courbe rouge pointillée). Sur l'axe des ordonnées secondaires, les points bleus présentent la propagation de fissure expérimentale normalisée par W . La valeur simulée est présentée avec les points rouges. Premièrement, la divergence entre la courbe GTN et la courbe élasto-plastique arrive avant la force maximale de la courbe GTN. Cela montre qu'il existe déjà des endommagements diffus avant la force

maximale. Deuxièmement, les calculs des CT25Bx et CT50B25 sont en bon accord avec les essais sauf pour le cas des CT25B5 et CT25B7,5.

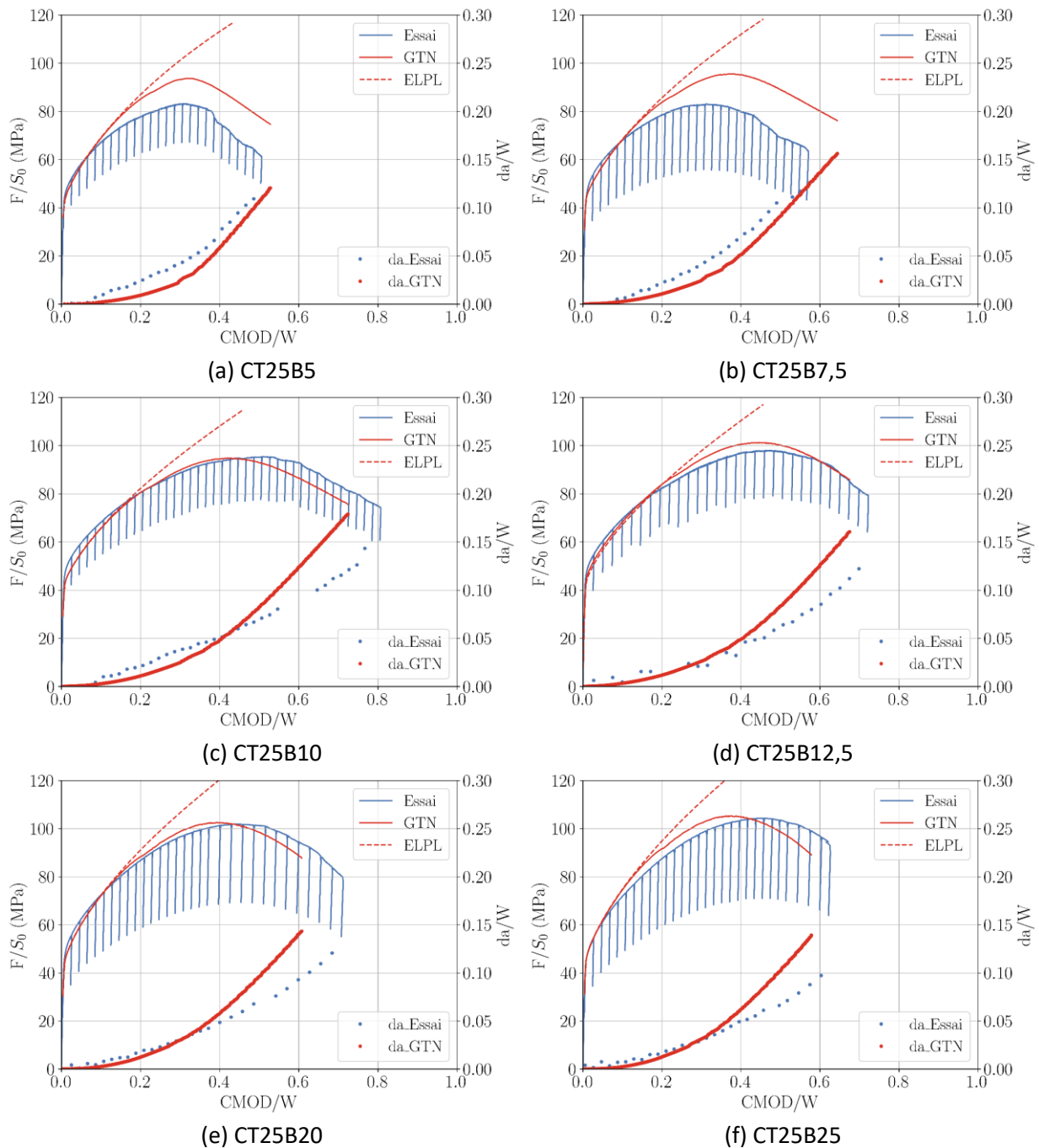


Figure 7-18 Comparaison entre les résultats des calculs et des essais de CT25Bx à l'état neuf (M1)

Pour les essais expérimentaux, l'avancée de fissure est estimée par la complaisance calculée grâce aux décharges partielles. Mais pour les calculs, la longueur de fissure est mesurée directement sur le maillage déformé et endommagé comme illustré sur le schéma de la Figure 7-21. On mesure la distance entre la ligne de charge initiale et le front de fissure actualisé après suppression des éléments endommagés. Si on compare la mesure numérique et

expérimentale, on trouve que les calculs sous-estiment l'avancée de fissure pour les éprouvettes CT25B5 et CT25B7,5. Ceci explique que la force calculée est plus grande que la valeur mesurée. Inversement, pour les autres géométries, les calculs surestiment l'initiation et la vitesse de propagation des fissures. Un exemple de champ de contrainte σ_{yy} est présenté sur la Figure 7-20 (a) et (b). On peut voir que les éléments endommagés (quatre points de Gauss satisfont $f > 0,3$) sont enlevés et donc le front de fissure est évalué. Il est ensuite comparé avec le faciès de rupture sur la Figure 7-20 (d). Le calcul et l'essai sont assez comparables sur la forme du front de fissure et la striction dans l'épaisseur.

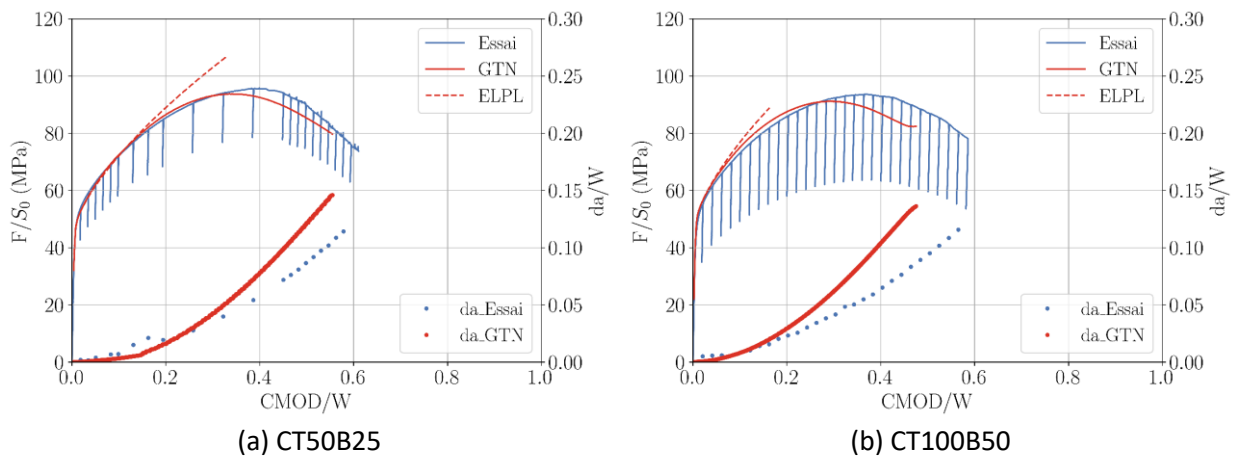


Figure 7-19 Comparaison entre les résultats des calculs et des essais de CT homothétiques à l'état neuf (M1)

Afin de connaître le processus de l'endommagement, l'évolution des paramètres aux points de Gauss est étudiée. Comme illustré sur la Figure 7-22 dans le plan de ligament, le troisième élément après le front de fissure est choisi. Parmi ces huit points de Gauss, le point (point rouge dans la Figure 7-22) qui est le plus proche de la ligne centrale de ligament et du front de fissure est étudié. La Figure 7-23 présente l'évolution de triaxialité des contraintes et du paramètre de Lode en fonction de la déformation plastique pour ce point. Pour les grandes épaisseurs ($B_0 \geq 10 \text{ mm}$), la triaxialité des contraintes augmente puis diminue à partir d'une faible déformation plastique ($\epsilon_p \approx 0,01$) (voir la Figure 7-23 (a et b)). Pour les petites épaisseurs (5 mm et 7,5 mm), la triaxialité des contraintes diminue dès le début de la courbe, puis présente un plateau avant de diminuer à nouveau. Dans tous les cas, la triaxialité des contraintes diminue jusqu'à $\epsilon_p \approx 0,75$. Et puis, il a une petite augmentation avant l'endommagement total. Pour l'évolution de la triaxialité des contraintes, on voit un effet de l'épaisseur évident à faible déformation ($0 < \epsilon_p < 0,2$). L'augmentation de l'épaisseur engendre une triaxialité des contraintes plus élevée. Mais les courbes des CT25B20 et CT25B25 sont presque confondues. Donc, on a une saturation quand l'épaisseur est

suffisamment grande. Pour $0,2 < \epsilon_p < 0,75$, on voit très peu de l'effet de l'épaisseur sur la triaxialité des contraintes. Pour $\epsilon_p > 0,75$, il n'y a quasiment pas d'effet de l'épaisseur. L'évolution de la triaxialité des contraintes (Figure 7-23 (b)), montre un effet limité de la taille de l'éprouvette, seulement pour les faibles déformations $\epsilon_p < 0,05$.

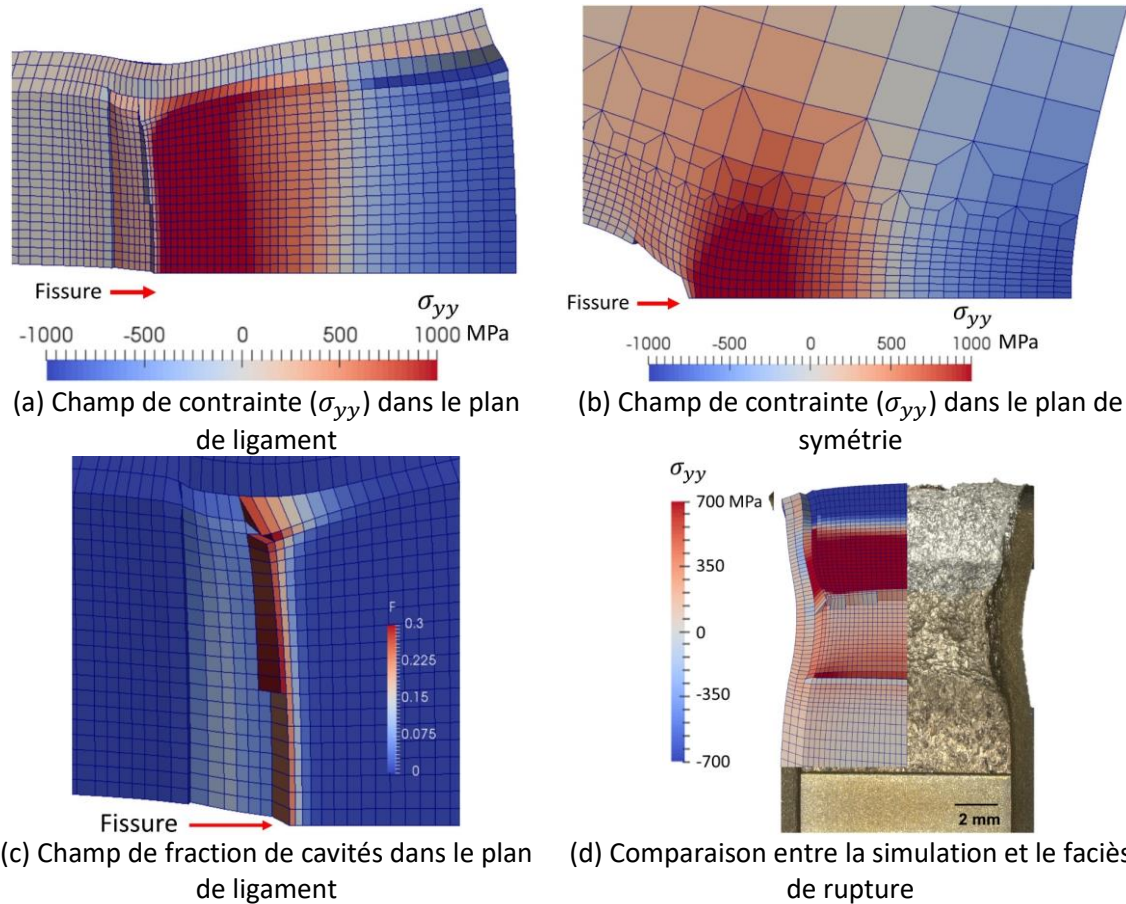


Figure 7-20 Champ de contrainte et fraction de cavités à la simulation de CT25B12,5 à l'état neuf

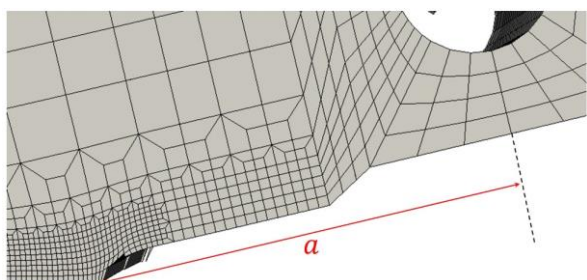


Figure 7-21 Mesure de la longueur de la fissure

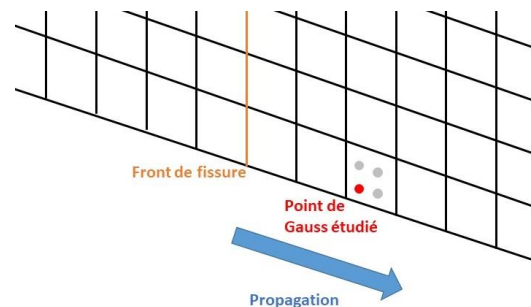


Figure 7-22 Position de point de Gauss étudié

L'évolution du paramètre de Lode est présentée sur la Figure 7-23 (c et d). Pour l'éprouvette CT25B5, le paramètre de Lode vaut 0 au début de courbe ($\epsilon_p = 0$). Il augmente à 1 et puis diminue progressivement. Le maximum est atteint pour une déformation $\epsilon_p \approx 0,18$. Quand $\epsilon_p > 0,8$, le paramètre de Lode présente une légère augmentation jusqu'à l'endommagement

final. Quand on augmente l'épaisseur des éprouvettes, le pic se déplace vers la gauche (dans le sens de ϵ_p plus petite). Les éprouvettes CT25B20 et CT25B25 ne présentent plus de pic. Le paramètre de Lode diminue à partir de $\epsilon_p = 0$ jusqu'à $\epsilon_p \approx 0,1$. Et puis, il est presque constant à 0 jusqu'à $\epsilon_p \approx 0,8$ pour les CT25B20 et CT25B25. Pour $0,2 < \epsilon_p < 0,8$, l'augmentation de l'épaisseur diminue le paramètre de Lode. Sur la Figure 7-23 (d), on montre que le paramètre de Lode diminue quand la taille de l'éprouvette augmente (éprouvettes CT homothétiques) pour $\epsilon_p < 0,6$. Aucun effet n'est observé à grande déformation ($\epsilon_p > 0,6$).

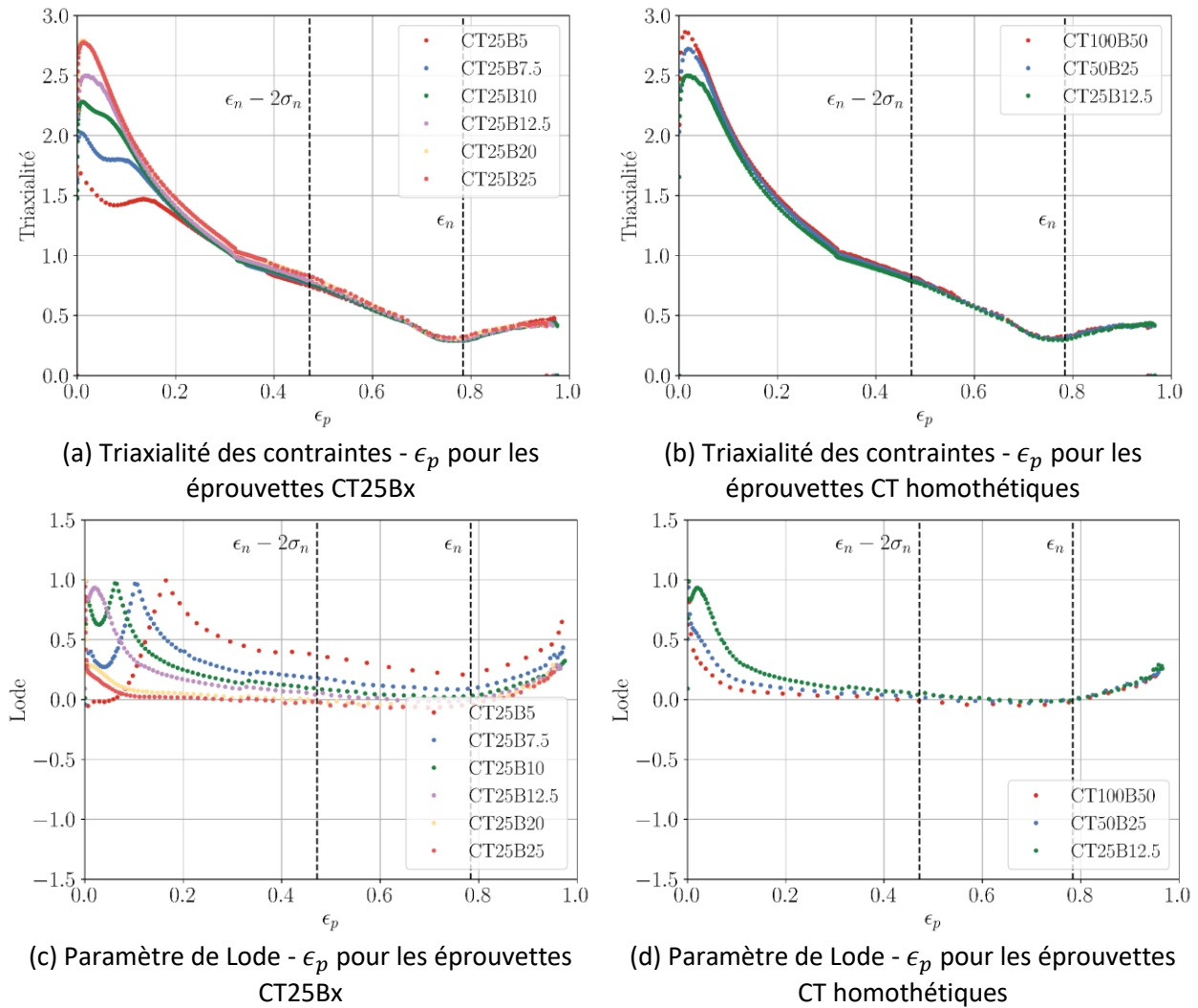


Figure 7-23 Évolutions des paramètres en fonction de la déformation plastique (ϵ_p) pour des éprouvettes CT à l'état neuf

L'évolution de la fraction de cavités (F_t : fraction de cavités totale ; F_g : fraction de cavités de croissance ; F_n : fraction de cavités de germination) en fonction de la déformation plastique (ϵ_p) est tracée sur la Figure 7-24 (a et b) pour l'éprouvette CT25B12,5. Cette évolution présente trois phases correspondant à des vitesses de croissance différentes.

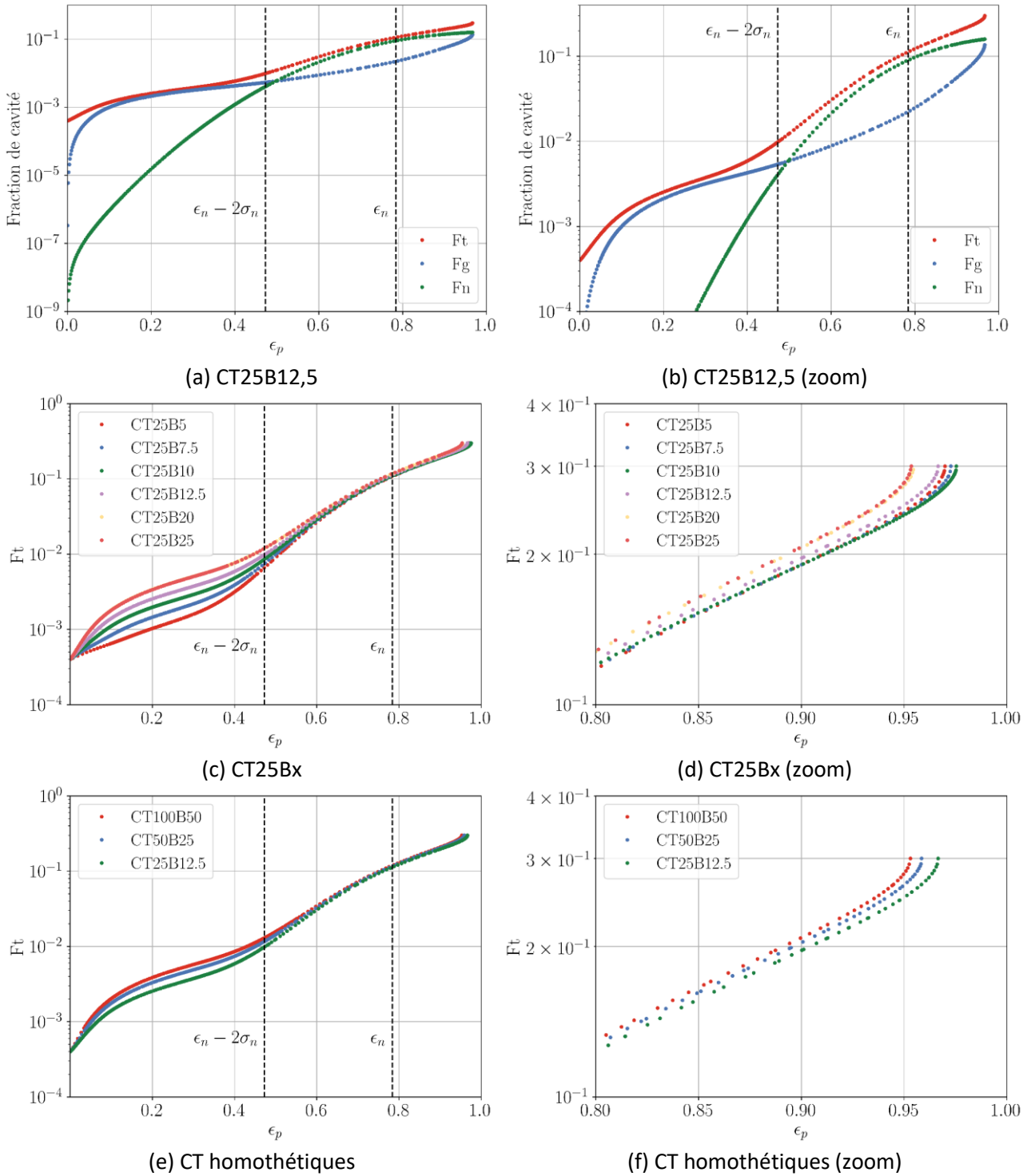


Figure 7-24 Évolutions de fraction de cavités en fonction de la déformation plastique pour des éprouvettes CT à l'état neuf

Dans la première phase à faible déformation, la vitesse d'augmentation de F_t est assez petite. Parce que la partie de croissance et de germination est très petite par rapport à la fraction de cavités initiale (f_0). Dans la deuxième phase, la vitesse d'augmentation est un peu plus grande. Parce que la fraction de cavités de croissance (F_g) est du même ordre de grandeur que la fraction de cavités initiale (f_0) et puis supérieure à f_0 . La fraction de cavités totale (F_t) est

pilotée par la partie de croissance (F_g). Dans la troisième phase, la vitesse d'augmentation est beaucoup plus grande. Parce que la fraction de cavités de germination (F_n) est plus grande que la partie de croissance (F_g). La fraction de cavités totale (F_t) est pilotée par la partie de germination (F_n). On compare l'évolution de F_t pour différentes épaisseurs de CT25Bx sur la Figure 7-24 (c et d). La différence entre les courbes se situe principalement dans la deuxième phase. On note que, dans cette phase, la fraction de cavités est pilotée par la contribution de croissance. En fait, quand l'épaisseur de l'éprouvette est augmentée, la triaxialité des contraintes augmente aussi. Or, la croissance de cavités est favorisée par la grande triaxialité des contraintes. Ainsi, plus l'épaisseur est grande, plus l'augmentation de la fraction de cavités de croissance est précoce. Dans la troisième phase, comme la fraction de cavités totale est pilotée par la contribution de germination, on a presque la même vitesse d'augmentation de F_t grâce à la même loi de germination. À rupture, on note une petite différence sur la déformation finale (ϵ_p à $F_t = 0,3$). Le point de Gauss endommagé totalement le plus tardivement est celui de l'éprouvette CT25B10. Les éprouvettes plus épaisses et moins épaisses que 10 mm présentent une rupture du point de Gauss plus précoce. Le point suivi pour les éprouvettes d'épaisseur 20 et 25 mm rompt significativement plus tôt que les autres géométries. L'effet de taille est présenté sur la Figure 7-24 (e et f), les conclusions sont similaires à celles qui viennent d'être présentées sur l'effet d'épaisseur. Plus l'éprouvette est grande, plus la phase de croissance est favorisée, et plus la déformation finale est plus petite. Mais cet effet de l'épaisseur reste faible.

Un travail analogue d'identification des paramètres du modèle GTN a été conduit pour l'état vieilli (M2). On rappelle que les fractographies avaient montré que la rupture à l'état vieilli est principalement engendrée par la germination des cavités sur les précipités formés lors du vieillissement thermique. Le vieillissement n'ayant pas altéré les inclusions initiales, elles seront toujours considérées comme des cavités préexistantes. Les deux paramètres (q_1, q_2), qui sont liés à la croissance des cavités, sont fixés aux valeurs historiques de Gurson (1,5, 1). Les essais de traction in-situ au MEB avaient montré une évolution presque linéaire des endommagements sur les précipités. De ce fait, la loi de germination gaussienne du modèle GTN historique n'a pas été utilisée pour décrire la germination sur les précipités. Une loi linéaire ayant un seuil a été utilisée. Elle comporte une déformation critique (ϵ_n^l) et une vitesse de germination (v_n^l). Cette loi est définie par l'équation (7-10). Quand la déformation plastique (ϵ_p) est inférieure à ϵ_n^l , il n'y a pas de germination. Quand $\epsilon_p > \epsilon_n^l$, la germination est linéaire par rapport à la déformation plastique.

$$f_{germination}^l = \begin{cases} 0 & \text{pour } \epsilon_p \leq \epsilon_n^l \\ v_n^l * \dot{\epsilon}_p & \text{pour } \epsilon_p > \epsilon_n^l \end{cases} \quad (7 - 10)$$

Avec ce nouveau modèle GTN, les paramètres (ϵ_n^l et v_n^l) ont été identifiés de manière inverse avec la même méthodologie que pour l'état neuf. Les calculs des éprouvettes CT25Bx et CT50B25 sont employés dans le processus de l'optimisation. Le jeu de paramètres optimisés est présenté dans le Tableau 7-3. La Figure 7-25 présente l'évolution des courbes force-ouverture normalisées pour les différentes éprouvettes CT. Les calculs simulent correctement les courbes force-*CMOD*, à l'exception de la CT100B50. On rappelle qu'il existe plusieurs fissures secondaires remarquables à l'œil pour CT100B50, qui ne sont pas simulées dans les calculs. L'avancée de fissure calculée et expérimentale sont tracées sur l'axe secondaire. Le calcul sous-estime un peu l'avancée de fissure dans la phase d'érousement sur l'éprouvette CT25B5 (voir la Figure 7-25 (a)). Pour les autres cas, le *da* mesuré directement sur les calculs est assez proche du *da* estimé par la complaisance sur les essais expérimentaux. La Figure 7-26 (a) présente le champ de contrainte σ_{yy} sur plan de symétrie pour la simulation de CT25B12,5. On peut voir aussi l'avancée de fissure en supprimant les éléments cassés. La distribution de σ_{yy} sur le plan du ligament est tracée dans la Figure 7-26 (b) et est comparée avec le faciès de rupture. Le front de fissure final dans le calcul est proche que celui de l'essai.

Tableau 7-3 Valeurs des paramètres du modèle GTN optimisé à l'état vieilli (M2)

ϵ_n^l	v_n^l
0,15	2,5

Tout comme pour l'état neuf, les évolutions des profils de la triaxialité des contraintes et du paramètre de Lode au point de Gauss (point rouge sur la Figure 7-22) ont aussi été tracées en fonction de la déformation plastique sur l'état vieilli (voir la Figure 7-27). Les allures des courbes d'évolution de la triaxialité des contraintes des différentes géométries CT25Bx sont similaires entre elles (Figure 7-27 (a et b)). Elles ont une forme identique à celle de la CT25B5 à l'état neuf (M1). Plus l'épaisseur est grande, plus la triaxialité des contraintes est grande. La valeur maximale de triaxialité des contraintes à l'état vieilli (M2) est un peu plus grande qu'à l'état neuf (M1). Pour l'évolution de paramètre de Lode (voir la Figure 7-27 (c et d)), la forme des courbes est similaire que celle de l'état neuf. La différence entre les courbes est plus petite à l'état vieilli.

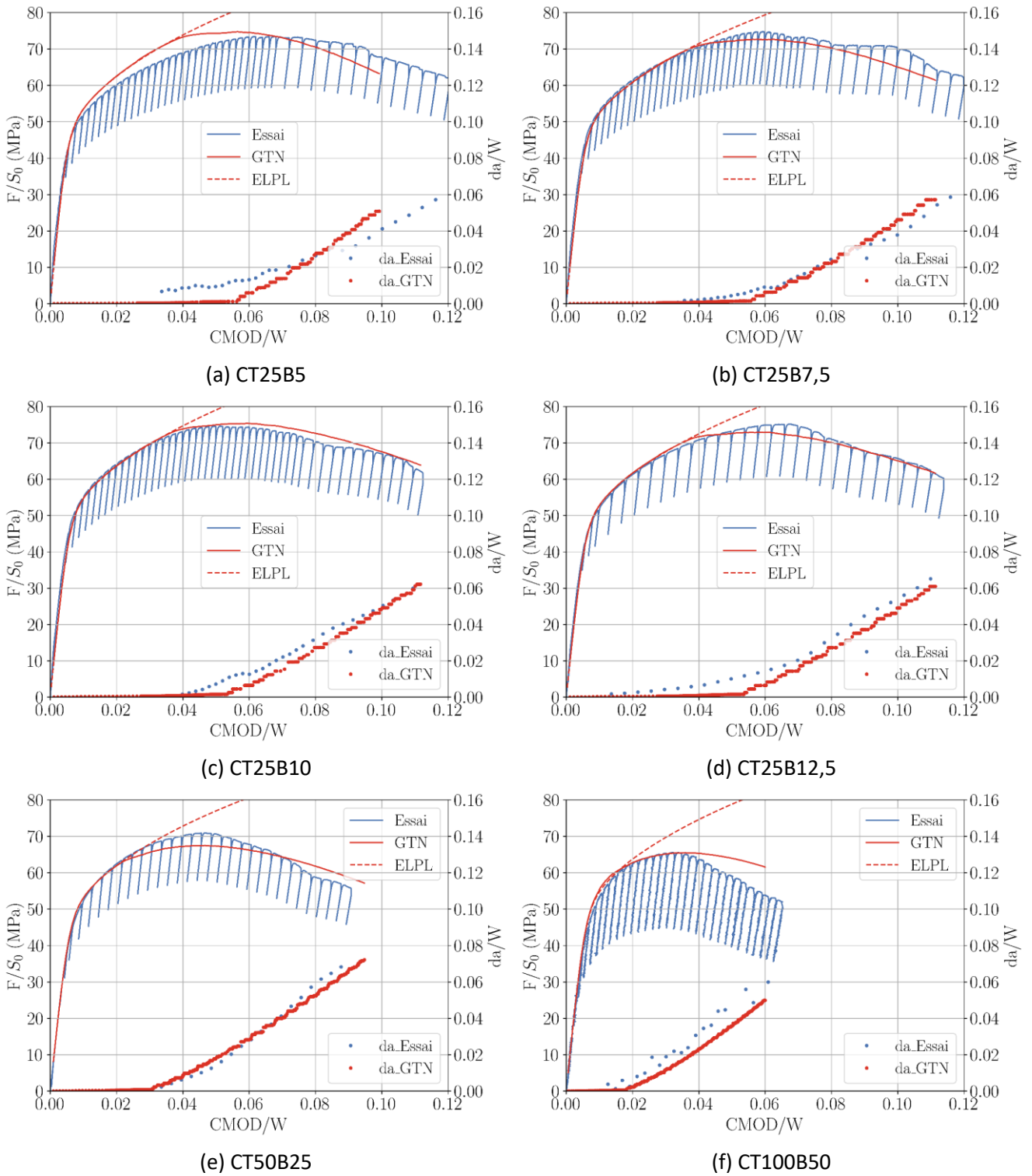


Figure 7-25 Comparaison entre les résultats des calculs et des essais de CT à l'état vieilli

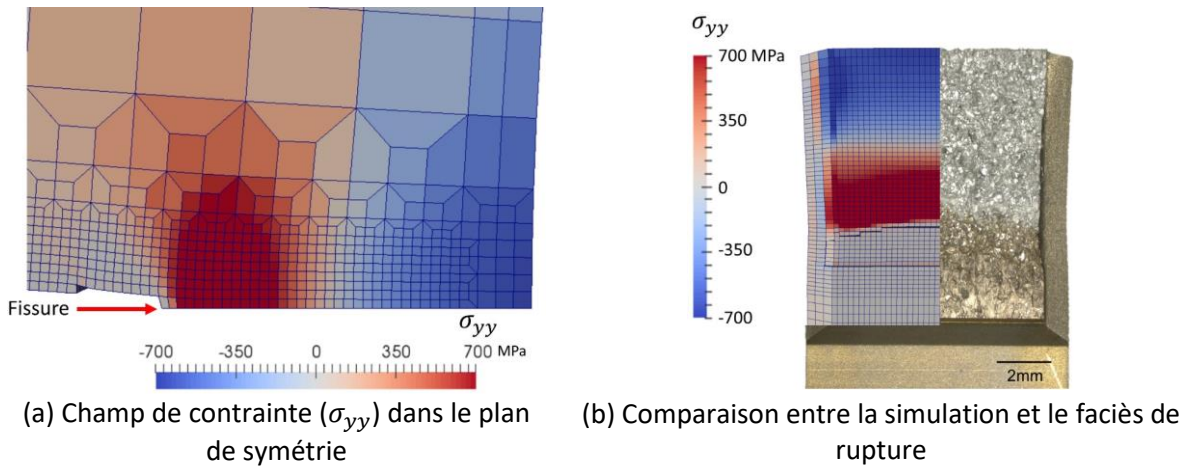


Figure 7-26 Champ de contrainte σ_{yy} dans la simulation de CT25B12,5 à l'état vieilli

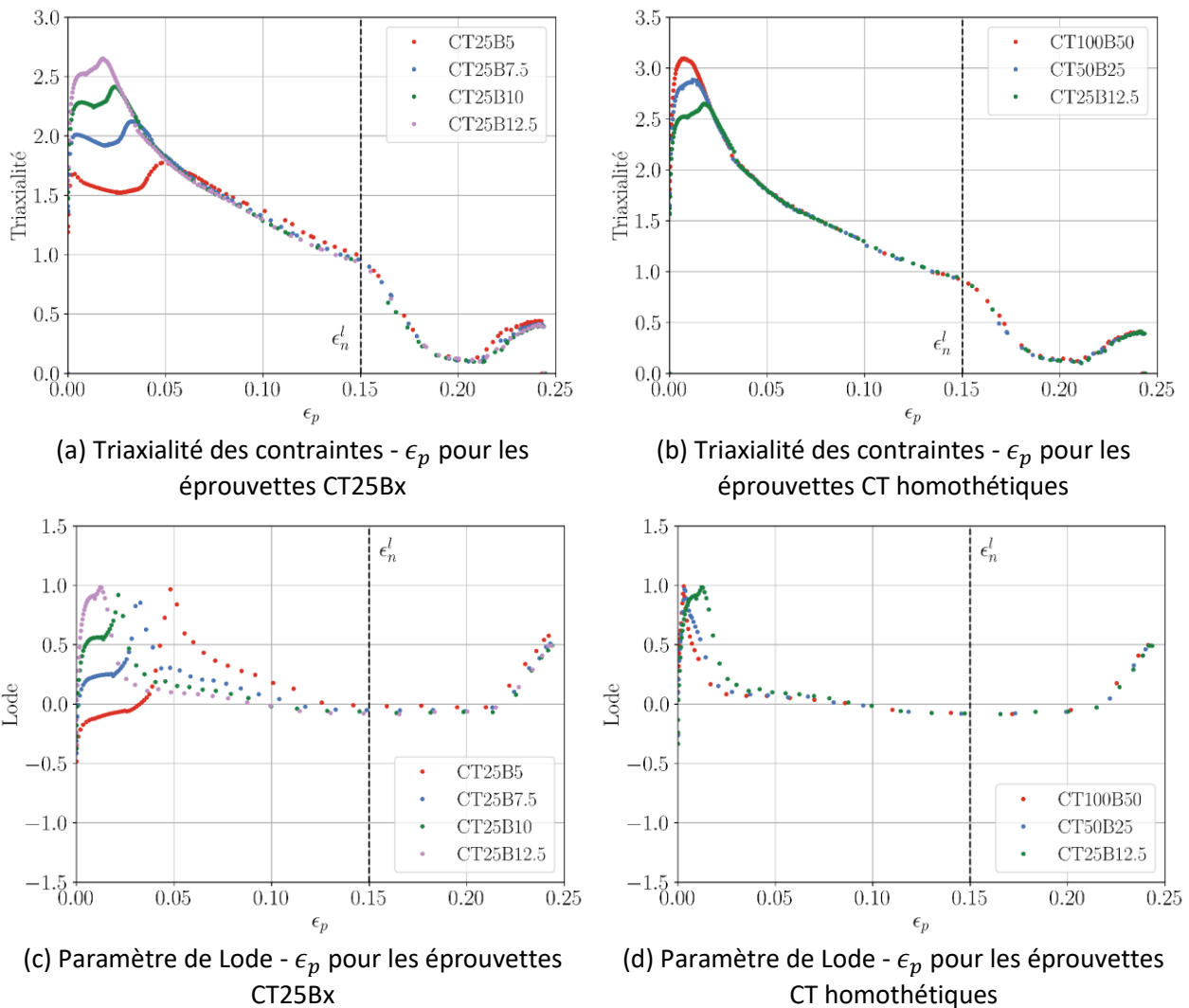


Figure 7-27 Évolutions des paramètres en fonction de la déformation plastique pour des éprouvettes CT à l'état vieilli

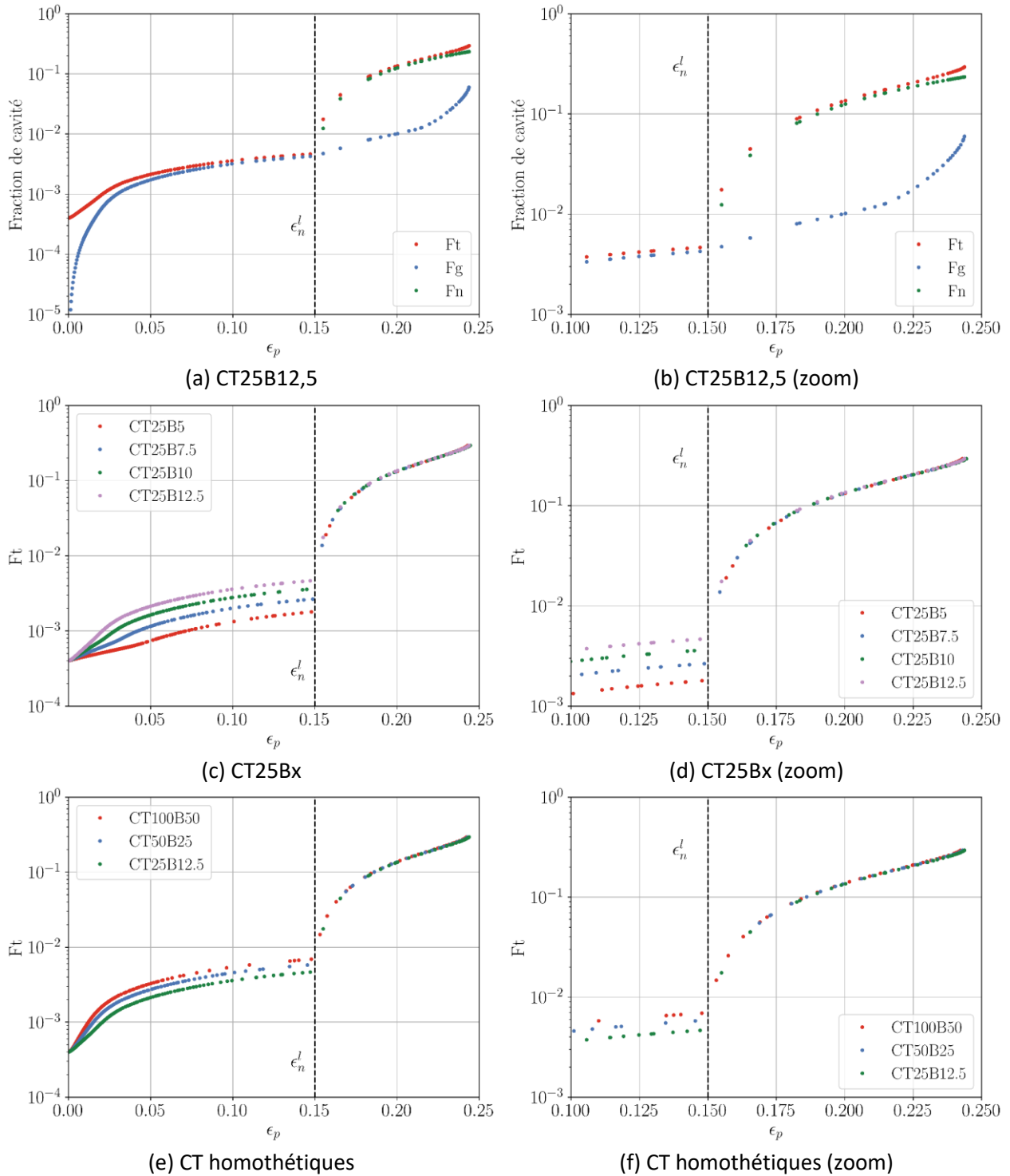


Figure 7-28 Évolutions de fraction de cavités en fonction de la déformation plastique pour des éprouvettes CT à l'état vieilli

L'évolution de la fraction de cavités est tracée dans la Figure 7-28 (a et b). Comme la germination n'est pas encore activée quand $\epsilon_p < \epsilon_n^l$, on voit seulement les courbes de F_t et F_g . Quand $\epsilon_p > \epsilon_n^l$, la fraction de cavités est dominée par la contribution de germination qui

est 10 fois plus grande que la partie de croissance. Si on compare les évolutions de fraction de cavités pour les CT25Bx (voir la Figure 7-28 (c et d)), l'augmentation de l'épaisseur favorise la croissance de cavités. Plus l'éprouvette est grande, plus la croissance est forte. La vitesse de croissance est presque identique pour toutes les épaisseurs. Une fois la germination activée, les courbes de $F_t - \epsilon_p$ pour les CT25Bx se superposent du fait que la contribution de croissance est négligeable par rapport à la partie de germination et que la loi de germination ne dépend que de la déformation. L'effet de taille est donc limité à la contribution de croissance (voir la Figure 7-28 (e et f)). La déformation à rupture du point de Gauss n'est pas affectée par la variation de l'épaisseur et la taille de l'éprouvette.

7.3.2 Simulations des CT

Cette partie présente des simulations de CT avec le modèle GTN identifié précédemment. Les géométries des éprouvettes CT simulées sont présentées dans le Tableau 7-4. Il comprend une partie des éprouvettes testées expérimentalement (en gras dans le Tableau 7-4) et une partie des éprouvettes qui ne sont pas testées ou ne peuvent pas être testées (par exemple, CT200B100). La longueur de fissure initiale est exactement égale à $0,6W$ pour toutes les géométries des éprouvettes. L'épaisseur (B_0) des éprouvettes varie entre $0,1W$ et W . Les résultats sont présentés sur la Figure 7-29 pour l'état neuf (M1) et sur la Figure 7-31 pour l'état vieilli (M2). L'évolution du $CMOD$ à la force maximale en fonction de l'épaisseur est tracée sur la Figure 7-30 (a). $CMOD_{Fmax}$ et B_0 sont normalisés par W . On voit que la valeur maximale de cette évolution se trouve vers $0,5W$ qui est l'épaisseur nominale proposée par les normes. De plus, pour la même valeur de B_0/W , $CMOD_{Fmax}/W$ est plus grand quand W est plus petit. Les courbes $J - da$ sont tracées sur la Figure 7-29. Toutes les éprouvettes de ces trois groupes ne sont pas valides ($J_{0,2} > J_{max}$) au sens des normes. Pour chaque groupe d'éprouvettes CT, peu de différence est observée dans la phase d'émoussement. Le début des courbes n'est pas linéaire, ce fait complique l'ajustement de la pente d'émoussement nécessaire au dépouillement de l'essai. Après l'amorçage de la fissure, les courbes $J - da$ correspondant aux différentes épaisseurs divergent les unes des autres, la valeur de dJ/da dépend donc de l'épaisseur. Afin de caractériser la ténacité, la pente d'émoussement ajustée sur l'essai de l'éprouvette CT25B12,5 est utilisée dans les calculs. Cet essai a été retenu car cette pente est proche de la moyenne des pentes d'émoussement ajustées sur l'ensemble des essais sur CT25Bx. Les droites d'émoussement décalées de 0,2 mm, 1 mm et 2 mm sont tracées en gris sur la Figure 7-29. Les intersections avec les courbes $J - da$ sont notées $J_{0,2}$, J_1 et J_2 . Les évolutions de $J_{0,2}$ et J_1 en fonction de B_0/W sont tracées sur la Figure 7-30 (b).

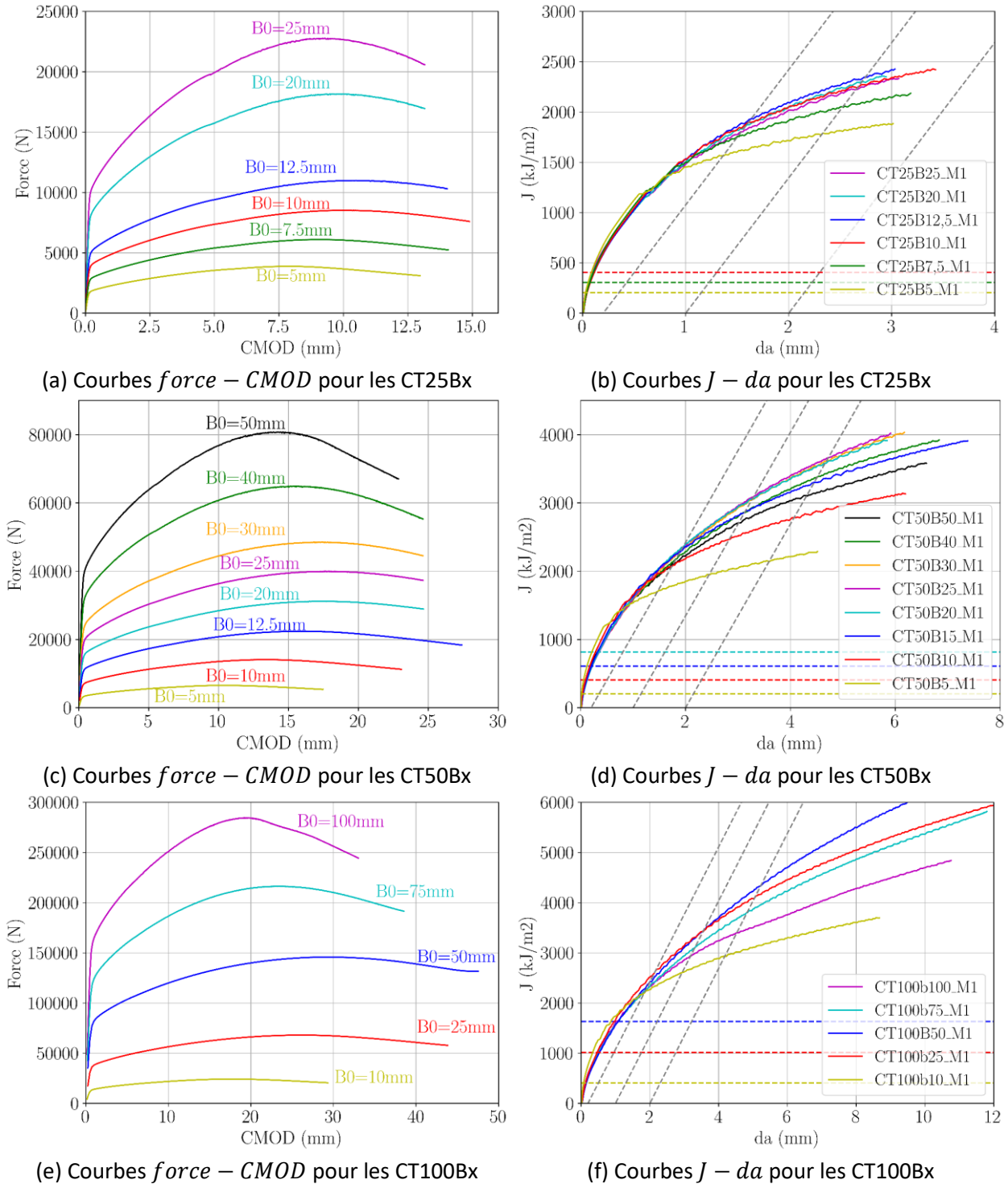


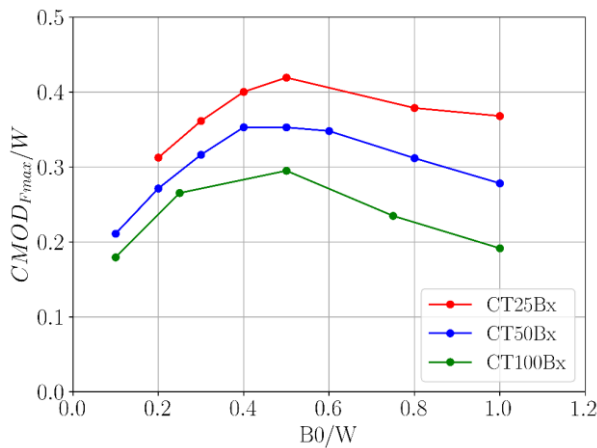
Figure 7-29 Résultats des simulations de CT à l'état neuf

Comme par définition, $J_{0,2}$ et J_1 sont respectivement l'énergie à une propagation de fissure de 0,2 mm et 1 mm. J_1 est plus grand que $J_{0,2}$ pour chaque groupe d'éprouvettes. Pour les évolutions de $J_{0,2}$, la valeur maximale se trouve entre $B_0/W = 0,4$ et $0,5$ pour les CT25Bx et CT50Bx. Les CT100Bx diffèrent des autres lots, $J_{0,2}$ maximal se trouve vers $B_0/W = 0,25$. Les CT50Bx et CT100Bx donnent des $J_{0,2}$ proches quand $B_0/W \geq 0,5$. En revanche, si on regarde

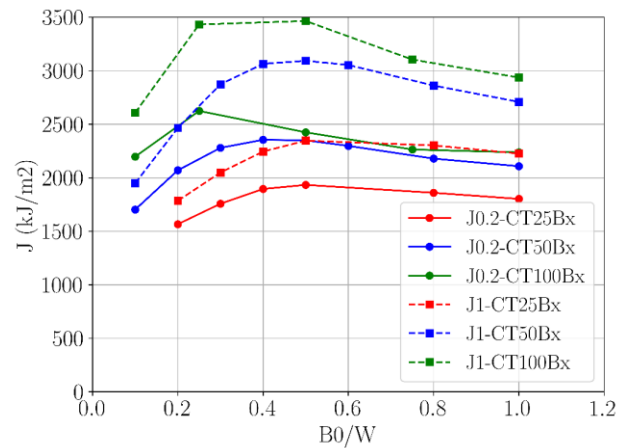
les évolutions de J_1 , ils ont une allure d'évolution similaire pour les trois groupes d'éprouvettes. La valeur maximale de J_1 se situe vers $B_0/W = 0,5$, avec également une diminution lente après la valeur maximale. Pour le même rapport B_0/W , plus l'éprouvette est grande, plus J_1 est grand.

Tableau 7-4 Géométries des éprouvettes CT dans les simulations

	W (mm)	B_0 (mm)
CT25Bx	25	5 ; 7,5 ; 10 ; 12,5 ; 20 ; 25
CT50Bx	50	5 ; 10 ; 15 ; 20 ; 25 ; 30 ; 40 ; 50
CT100Bx	100	10 ; 25 ; 50 ; 75 ; 100
CT200B100	200	100



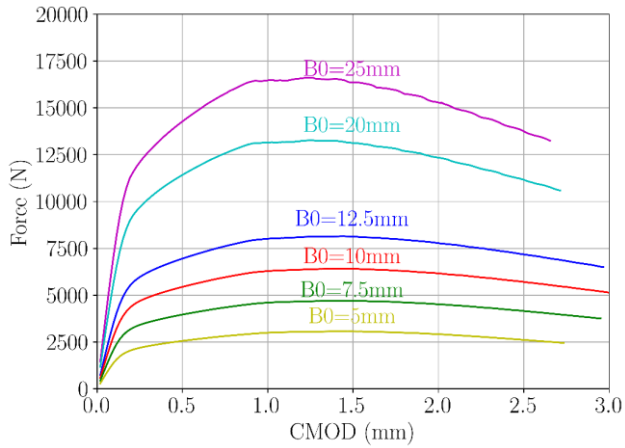
(a) $CMOD_{Fmax}/W - B_0/W$



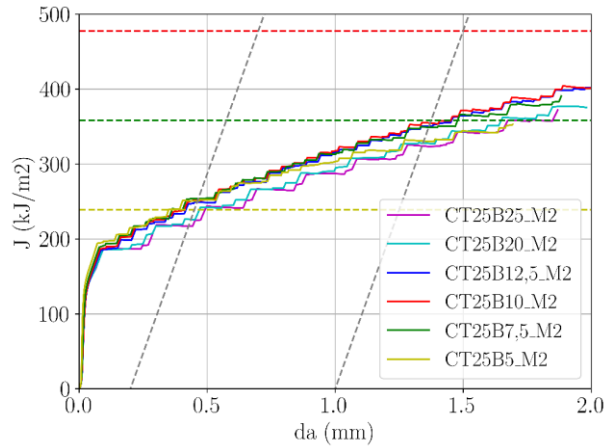
(b) $J - B_0/W$

Figure 7-30 Évolution de $CMOD$ à la force maximale et J en fonction de l'épaisseur pour des simulations de CT à l'état neuf

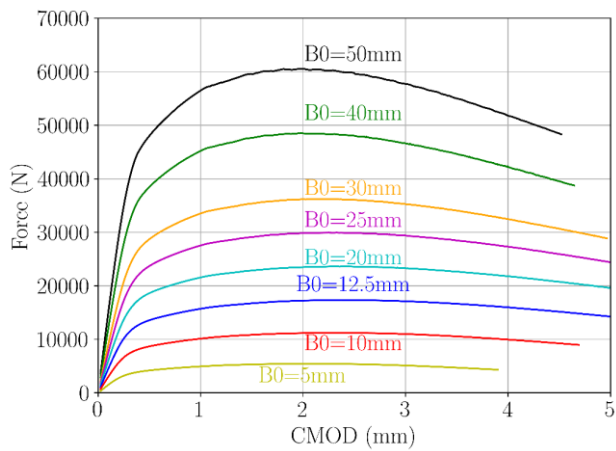
Les mêmes simulations, en utilisant le modèle GTN du matériau vieilli (M2), ont été réalisées et présentées ci-dessous. Les résultats sont présentés sur la Figure 7-31. La variation de $CMOD$ à la force maximale en fonction de l'épaisseur est beaucoup plus faible pour tous les trois groupes d'éprouvettes (voir la Figure 7-32 (a)). Les courbes $J - da$ des CT25Bx ne présentent pas grande différence. Pour les CT50Bx et CT100Bx, les courbes $J - da$ sont beaucoup plus proches pour les faibles propagations. Pour les grandes propagations, les courbes $J - da$ divergent, la différence de J entre les différentes épaisseurs devient de plus en plus grande. Les essais effectués sur CT à l'état vieilli ont montré que les pentes d'érousement ajustées dans le cas des CT25Bx sont proches de la pente d'érousement définie par la norme ASTM E1820. Donc, la pente de l'ASTM E1820 est utilisée pour tracer les droites d'érousement décalées de 0,2 mm, 1 mm et 2 mm avec des courbes $J - da$. Les évolutions de $J_{0,2}$, J_1 et J_2 sont tracées sur la Figure 7-32 (b). L'évolution de $J_{0,2}$ en fonction de l'épaisseur est presque constante pour tous les trois groupes d'éprouvettes.



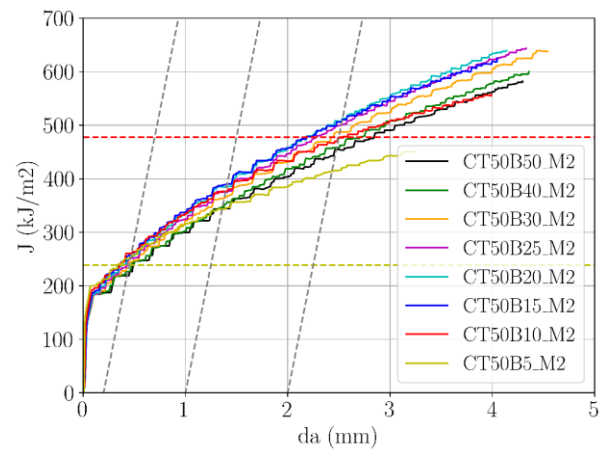
(a) Courbes *force* – *CMOD* pour les CT25Bx



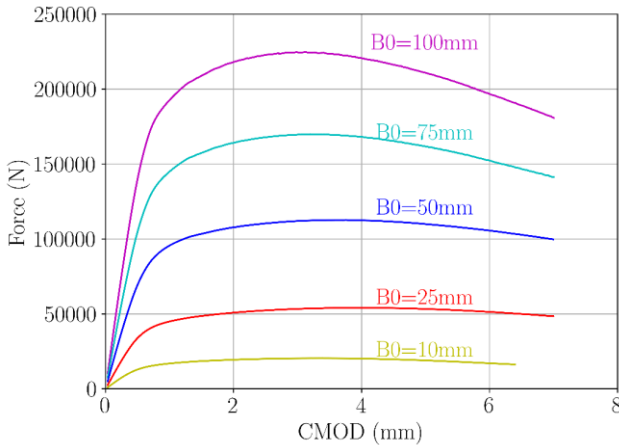
(b) Courbes *J* – *da* pour les CT25Bx



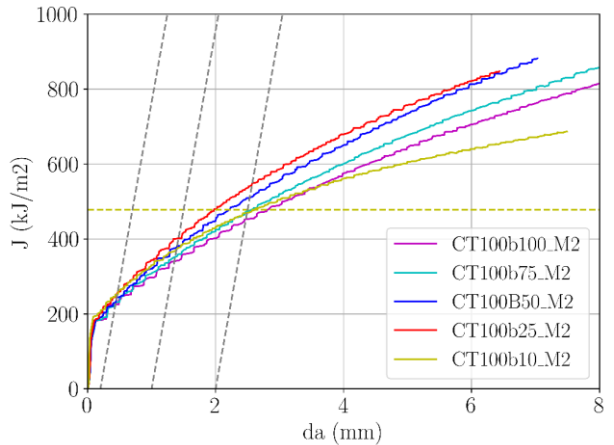
(c) Courbes *force* – *CMOD* pour les CT50Bx



(d) Courbes *J* – *da* pour les CT50Bx



(e) Courbes *force* – *CMOD* pour les CT100Bx



(f) Courbes *J* – *da* pour les CT100Bx

Figure 7-31 Résultats des simulations de CT à l'état vieilli

Pour un B_0/W donné, on ne note pas de variation de $J_{0,2}$ en fonction de W . La variation de J_1 et J_2 en fonction de l'épaisseur est un peu plus importante, surtout à faible épaisseur. Pour un B_0/W donné, la dépendance de J_1 (ou J_2) avec W est assez faible. On note que le $J_{0,2}$ caractérise la ténacité à l'amorçage. Ses valeurs de CT25Bx sont en dessous de J_{max} défini par les normes (voir la Figure 7-31 (b, d et f)). En revanche, J_1 et J_2 caractérisent la ténacité pour

une propagation de 1 mm et 2 mm où la différence entre les courbes $J - da$ est plus grande (voir la Figure 7-31 (b, d et f)).

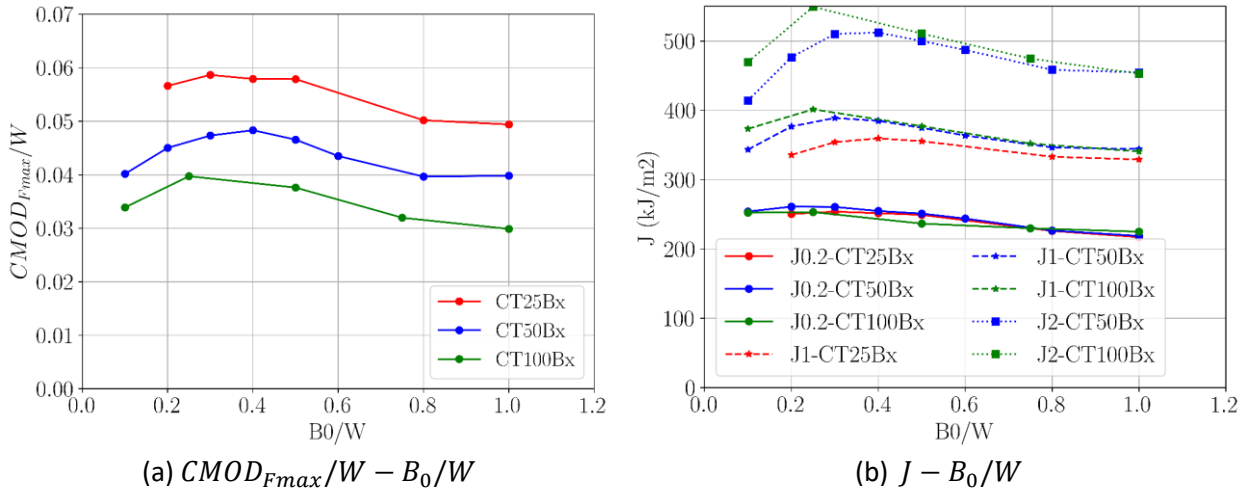


Figure 7-32 Évolution de $CMOD$ à la force maximale et J en fonction de l'épaisseur pour des simulations de CT à l'état vieilli

Les essais de CT homothétiques à l'état neuf ont également été simulés avec le modèle GTN. Les résultats sont présentés sur la Figure 7-33. Les courbes $F/S_0 - CMOD/W$ correspondant aux différentes tailles sont identiques en début d'essai. Elles divergent dans la phase de plasticité et d'endommagement. On constate que la valeur de contrainte F/S_0 diminue quand la taille de l'éprouvette augmente. Les courbes $J - da$ sont tracées sur la Figure 7-33 (b) avec les droites d'émoussement décalées à 0,2 mm, 1 mm et 2 mm. Comme pour les essais de CT homothétiques, les courbes $J - da$ sont identiques avant l'amorçage. L'éprouvette CT200B100 est le seul cas non testé. Cette éprouvette présente une valeur de $J_{0,2}$ (2350 kJ/m²) inférieure à J_{max} , cette mesure de la ténacité serait donc valide au sens des normes.

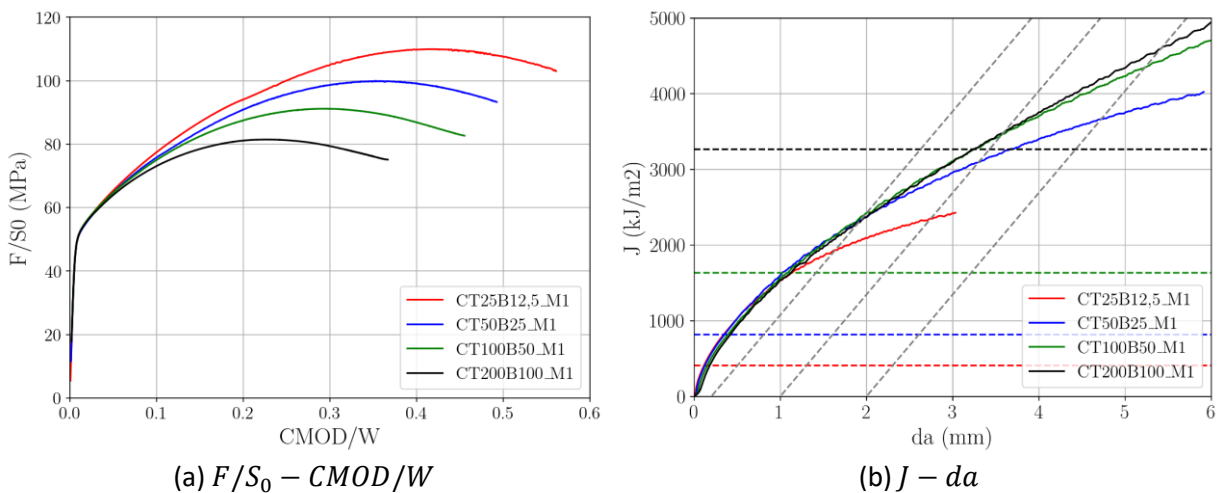


Figure 7-33 Résultats des simulations pour les CT homothétiques à l'état neuf (M1)

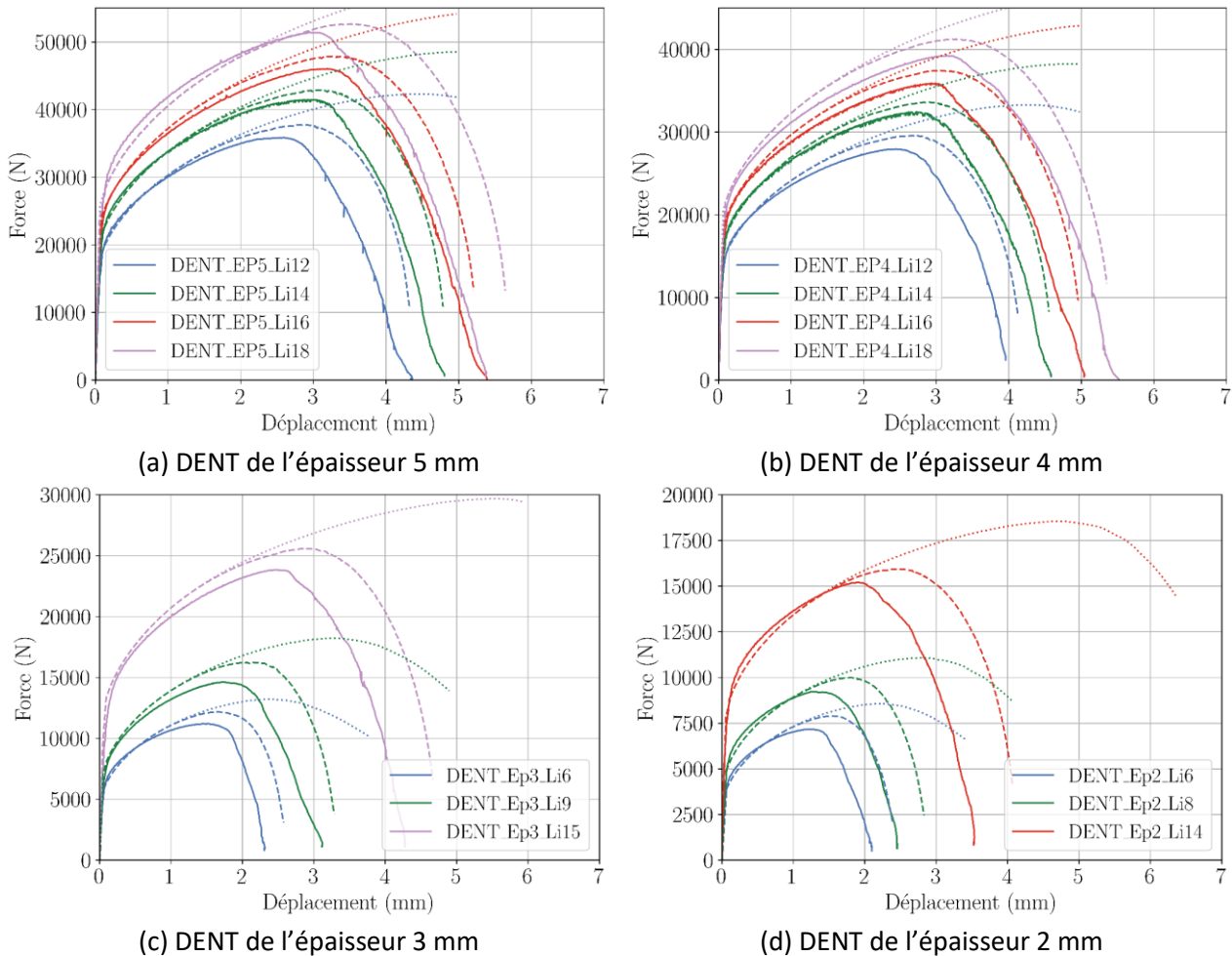


Figure 7-34 Comparaison entre les résultats des simulations et des essais de DENT à l'état neuf

7.3.3 Simulations des DENT

Les essais de DENT ont aussi été simulés avec les modèles de GTN identifiés sur les essais de CT. Les courbes force-déplacement à l'état neuf (M1) sont présentées sur la Figure 7-34. Les courbes continues sont les résultats expérimentaux. Les courbes en tirets représentent les résultats des calculs avec endommagement. Les courbes pointillées sont les résultats de calculs élasto-plastiques. La divergence entre les courbes élasto-plastiques et les courbes avec endommagement apparaît avant la force maximale (F_{max}) de la courbe avec endommagement. Donc, les éprouvettes sont déjà endommagées avant F_{max} pour des calculs. Quand on compare des courbes de calculs avec endommagement et expérimentales, les déplacements à la force maximale simulés surestiment les valeurs expérimentales. Ceci avait déjà été constaté sur les calculs de CT25 à l'épaisseur 5 mm et 7,5 mm, où la triaxialité des contraintes est relativement faible. Un exemple de champ de fraction de cavités à F_{max} est tracé sur le maillage endommagé sur la Figure 7-35(a). La fissure est plus longue au centre qu'au bord avec une différence de trois éléments (soit 0,6 mm). Le champ de déformation

plastique est comparé avec le résultat de corrélation des images sur la Figure 7-35 (b). Ils correspondent au déplacement à la F_{max} de l'essai. On note une bonne cohérence avec le calcul.

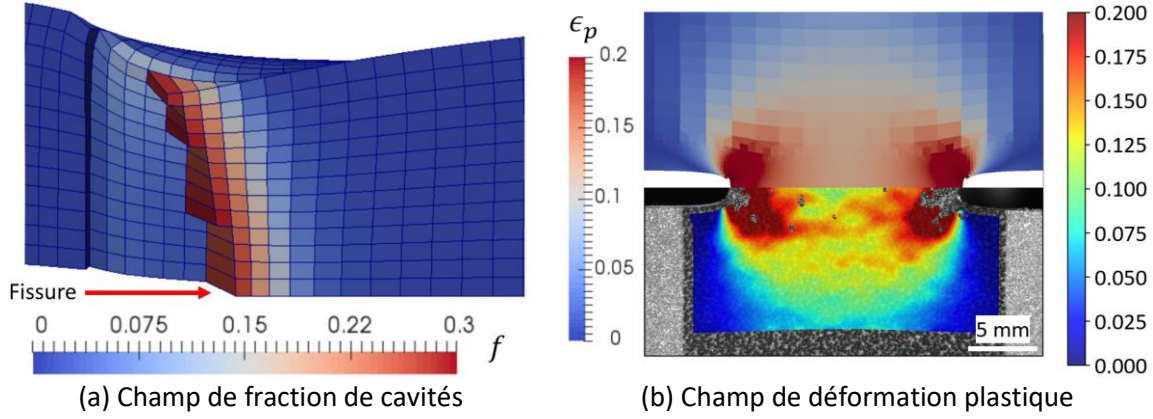
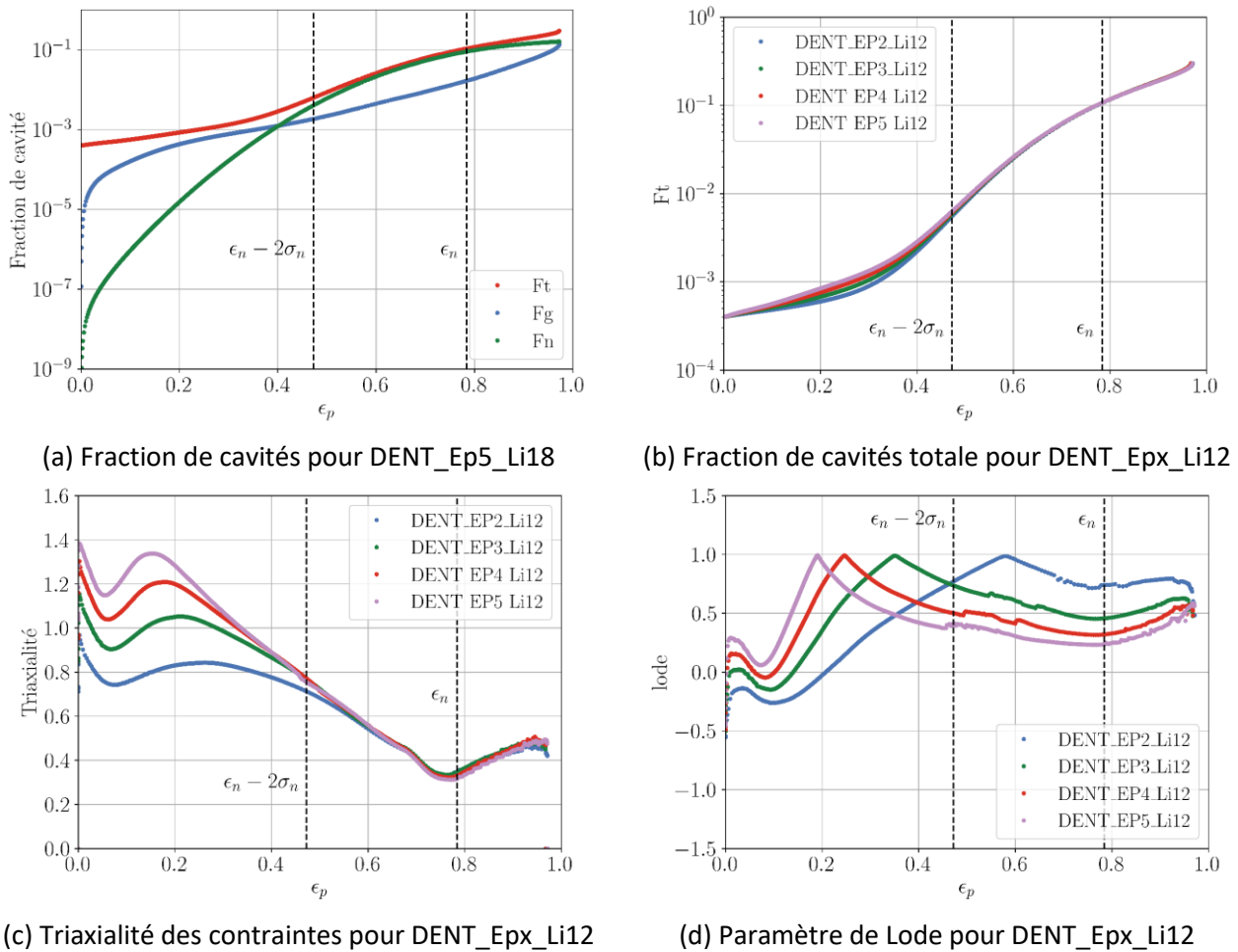


Figure 7-35 Champ de fraction de cavités et de la déformation plastique à la F_{max} pour la DENT_Ep5_Li18 à l'état neuf



(c) Triaxialité des contraintes pour DENT_Epx_Li12

(d) Paramètre de Lode pour DENT_Epx_Li12

Figure 7-36 Évolutions des paramètres en fonction de la déformation plastique pour les simulations de DENT à l'état neuf (M1)

Les évolutions de fraction de cavités en fonction de déformation plastique sont tracées sur la Figure 7-36 (a et b). La différence avec les CT se trouve sur l'évolution de la fraction de cavités de croissance. Du fait que, pour la même épaisseur, la triaxialité des contraintes des éprouvettes DENT est inférieure à celle des CT (voir la Figure 7-36 (a) à l'épaisseur de 5mm). La triaxialité des contraintes diminue avec l'épaisseur, ce qui réduit la vitesse de croissance de cavités (voir la Figure 7-36 (b)). On note que l'effet de l'épaisseur de l'éprouvette DENT sur la triaxialité des contraintes est remarquable pour $\epsilon_p \leq 0,6$. Pour les grandes déformations, les courbes de triaxialité des contraintes pour différentes épaisseurs coïncident quasiment. Les évolutions du paramètre de Lode en fonction de déformation plastique ressemblent à celles des CT, avec la présence d'un pic. Comme les épaisseurs sont réduites, la déformation plastique à $L = 1$ est plus grande que la déformation atteinte sur CT. Tout comme pour les simulations de CT, le paramètre de Lode à grande déformation augmente quand l'épaisseur diminue.

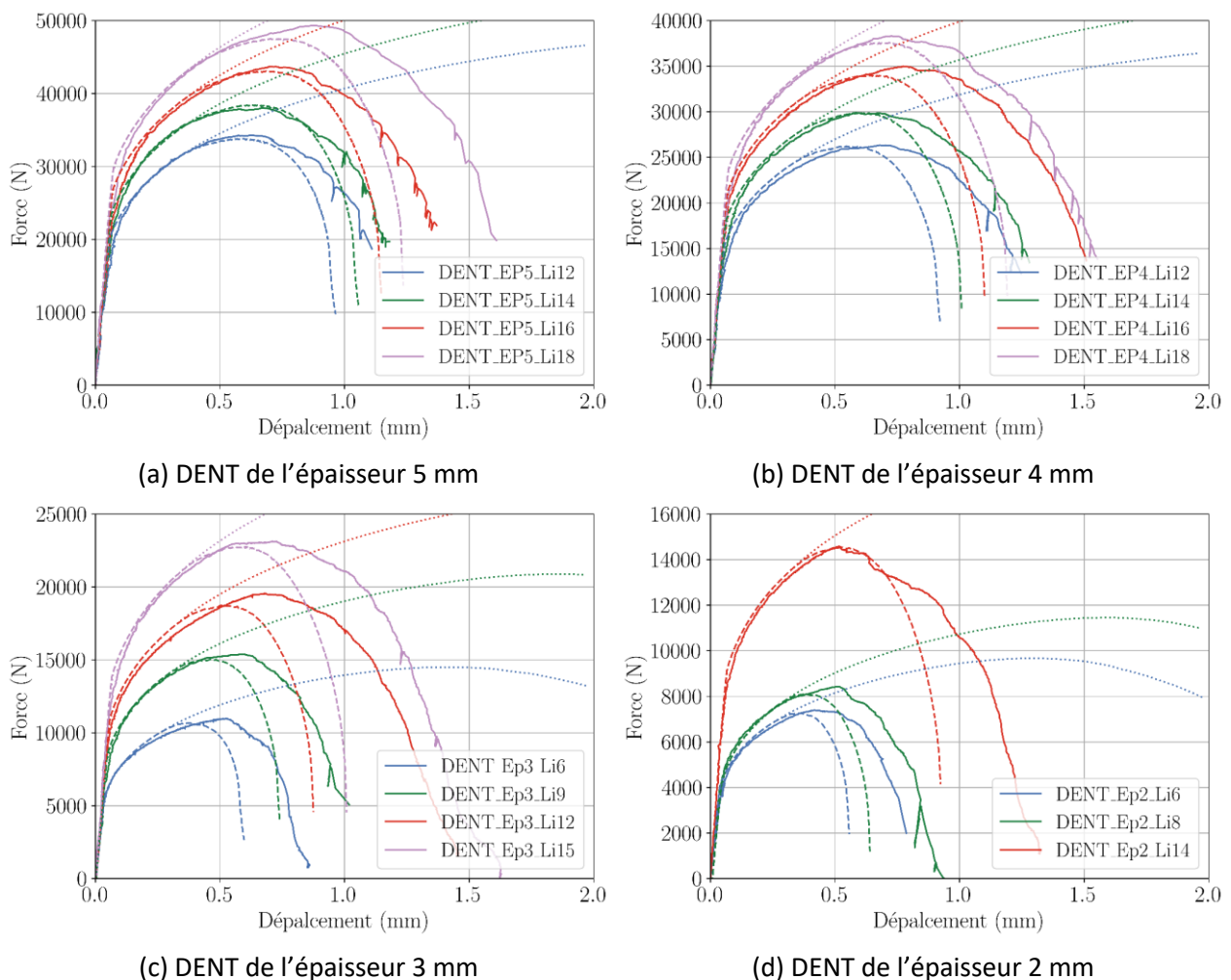


Figure 7-37 Comparaison entre les résultats des simulations et des essais de DENT à l'état vieilli

La Figure 7-37 présente les courbes force-déplacement des calculs de DENT à l'état vieilli (M2). Contrairement à l'état neuf (M1), les calculs d'endommagement sous-estiment l'endommagement des éprouvettes DENT. Le $CMOD$ à force maximale est sous-estimé par les simulations. La Figure 7-38 (c et d) présentent le front de fissure pendant la propagation. On voit que la fissure se propage plus vite au centre qu'au bord. Ceci s'explique par la plus grande déformation plastique au centre par rapport au bord. La Figure 7-38 (a et b) présentent la distribution de la déformation plastique et de la contrainte σ_{yy} sur le front de fissure. Dans les éléments proches du centre de l'épaisseur, la déformation plastique est plus grande, mais la contrainte est plus petite. Parce que la fraction de cavités augmente, mais la rigidité diminue. Les empreintes des fissures présentées dans le chapitre 6 (voir la Figure 7-38 (e)) ne mettent pas en évidence une inclinaison aussi grande. Donc, le modèle GTN avec la loi de germination en déformation plastique ne peut pas bien simuler la phase d'endommagement pour les DENT. Ça explique aussi que la chute de force est plus rapide sur les simulations que les essais.

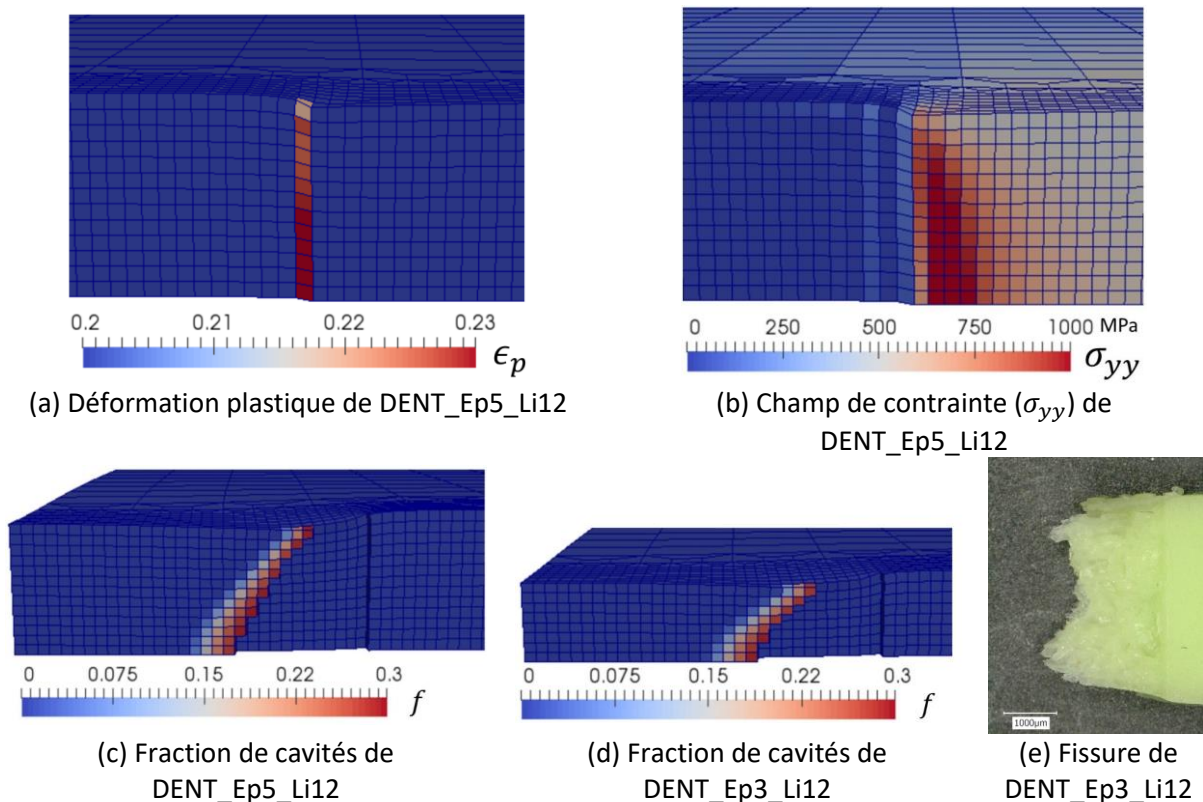


Figure 7-38 Champ de fraction de cavités et déformation plastique pour des simulations de DENT à l'état vieilli

Les évolutions de fraction de cavités en fonction de la déformation plastique sont tracées sur la Figure 7-39 (a et b). Comme à l'état neuf, la diminution de triaxialité des contraintes de CT à DENT (voir la Figure 7-39 (c) à l'épaisseur de 5 mm) engendre une croissance faible de cavités (voir la Figure 7-39 (a)). L'effet de l'épaisseur sur la triaxialité des contraintes existe avant

l'activation de germination ($\epsilon_p \leq 0,15$). Quand l'épaisseur de l'éprouvette diminue, la triaxialité des contraintes diminue. Donc, la fraction de cavités est plus petite (voir la Figure 7-39 (b) quand $\epsilon_p \leq 0,15$). Une fois la germination activée, la fraction de cavités est dominée par la partie de germination. De ce fait, les évolutions de fraction de cavités en fonction de la déformation plastique coïncident quand $\epsilon_p > 0,15$ (voir la Figure 7-39 (d)).

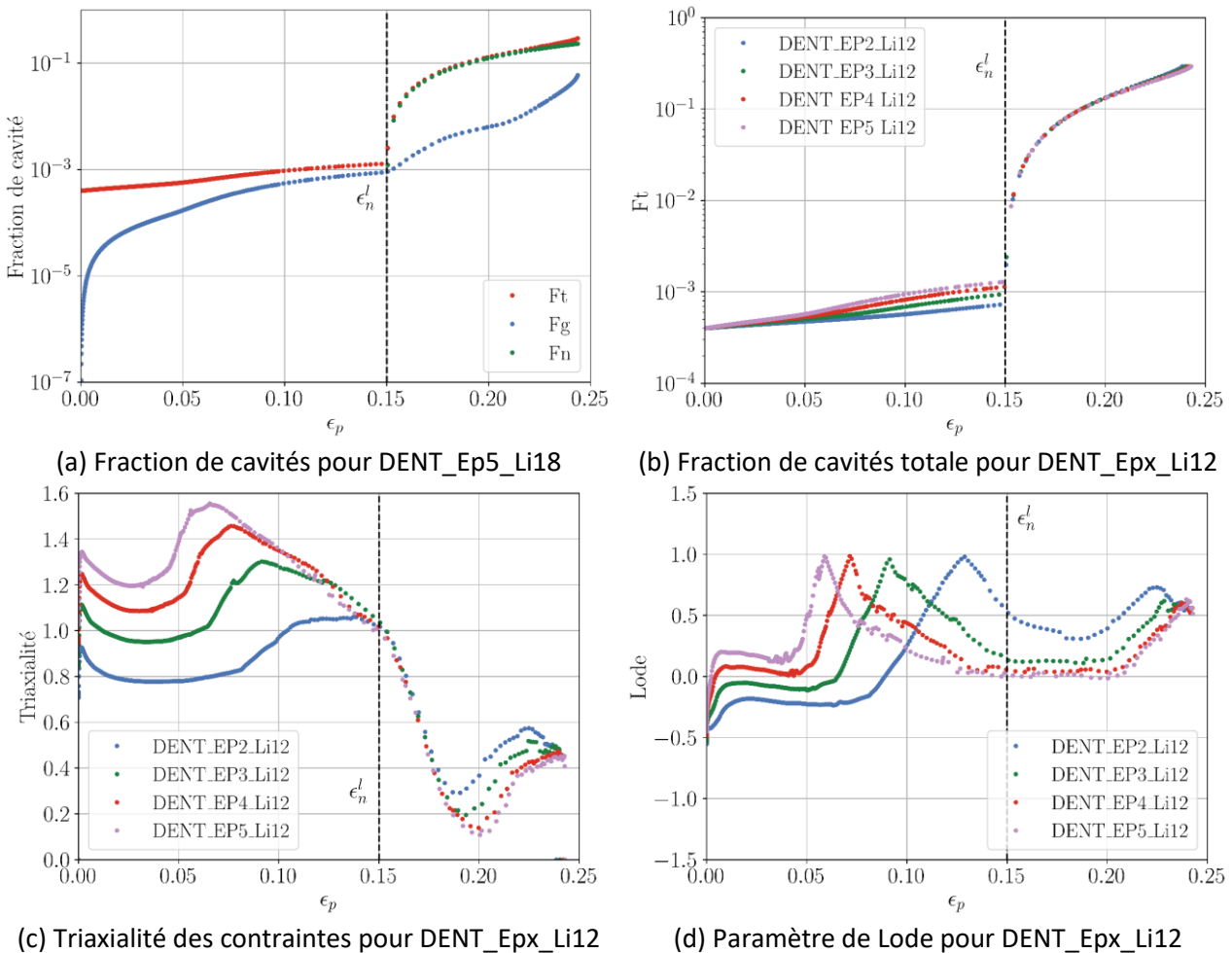


Figure 7-39 Évolution des paramètres en fonction de la déformation plastique pour des simulations de DENT à l'état vieilli (M2)

7.4 Conclusions

Dans ce chapitre, des simulations sur des éprouvettes CT et DENT sont effectuées sous Cast3M. Des calculs élastiques ont montré que les formules de l'ASTM E1820 pour relier la complaisance et la longueur de fissure marchent mieux que l'ISO 12135 sur des calculs en 3D avec ou sans entailles latérales. Dans les calculs élasto-plastiques, la loi de comportement identifiée avec les essais de traction est utilisée. La courbe $J - da$ calculée par la norme ASTM E1820 coïncide avec le résultat obtenu avec la méthode « G-theta » implantée dans Cast3M.

Le meilleur accord est obtenu en utilisant le contour qui passe le milieu du ligament (noyau quasi-élastique).

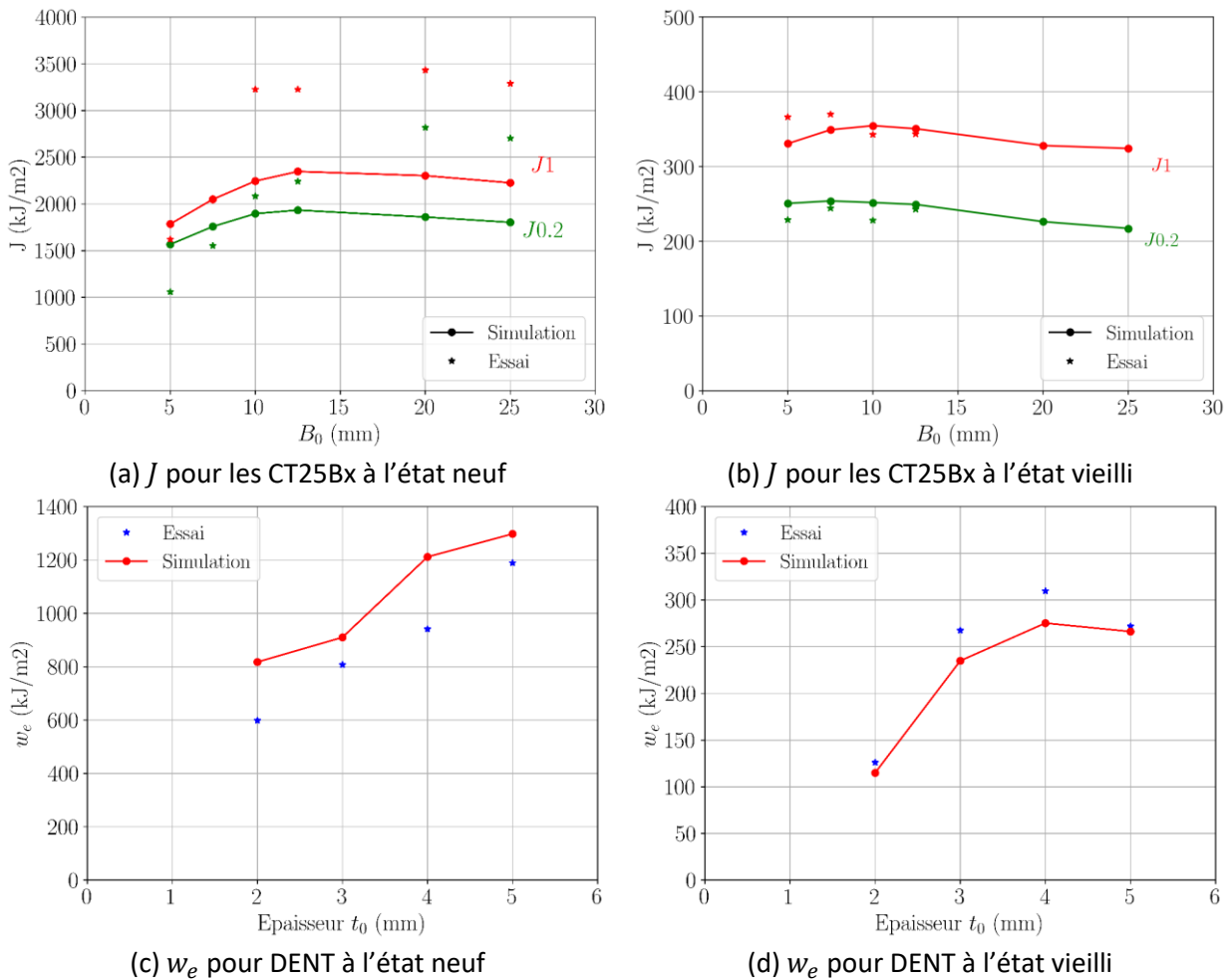


Figure 7-40 Comparaison de ténacité (J ou w_e) entre les simulations et les essais

Les calculs avec endommagement ont été effectués avec le modèle GTN qui est identifié sur les calculs de CT. Le modèle identifié à l'état neuf surestime la force en faible épaisseur. Mais, l'avancée de fissure est surestimée après amorçage pour toutes les épaisseurs. Donc, la ténacité $J_{0,2}$ ou J_1 dans les simulations n'est pas conforme aux essais sur CT à l'état neuf (voir la Figure 7-40 (a)). Les simulations surestiment la ténacité à faible épaisseur mais sous-estiment la ténacité à grande épaisseur. Les écarts viennent principalement de la différence de da entre les essais et les simulations. Cette différence se reflète dans le calcul de J . Par ailleurs, l'acier 316L(N) à l'état neuf a une ténacité assez grande avec des niveaux de déformation bien plus grande que ce qui est envisagé par les normes. L'utilisation d'une éprouvette suffisamment grande serait nécessaire pour obtenir des essais valides. En outre, les éprouvettes CT utilisées couvrent une grande plage de la triaxialité des contraintes. Cela augmente la difficulté d'identifier un modèle d'endommagement qui pourrait bien simuler les

essais pour toutes les géométries des éprouvettes CT. On note que les valeurs de $J_{0,2}$ et J_1 sur la Figure 7-40 (a) sont obtenues par les intersections des courbes $J - da$ et des droites d'émoussement ajustées selon les essais de CT25B12,5 avec un décalage de 0,2 mm ou 1 mm. Donc, les $J_{0,2}$ sont différents que ce que on a mesuré dans Chapitre 5. Pour les éprouvettes DENT à l'état neuf (voir la Figure 7-40 (c)), comme on est dans un cas de faible triaxialité des contraintes, les simulations surestiment w_e comme les éprouvettes CT à faible épaisseur surestiment J .

Les simulations de CT25Bx, CT50Bx et CT100Bx montrent que les mesures avec ces éprouvettes ne sont pas valides au sens des normes. Seule la simulation de la CT200B100 conduit à une valeur de $J_{0,2}$ inférieure à J_{max} . Cette valeur « valide » est de 2350 kJ/m².

Mais à l'état vieilli, la ténacité de l'acier 316L(N) est largement réduite. Les simulations avec le modèle GTN en utilisant la loi linéaire de germination (voir la Figure 7-40 (b et d)), conformément bien aux essais CT et DENT. Un léger écart persiste pour les calculs avec des éprouvettes DENT.

Chapitre 8

Conclusions et perspectives

Sommaire

8.1	Conclusions	195
8.2	Perspectives	200

8. Conclusions et perspectives

8.1 Conclusions

Le premier objectif de cette thèse est de développer une méthode d'analyse pour l'étude de la ténacité des matériaux avec des « petites » éprouvettes. Pour rappel, on appelle « petite » éprouvette une éprouvette qui ne peut pas satisfaire les critères de validité des normes. Un second objectif est de développer un modèle pour décrire le comportement et l'endommagement en rupture ductile de l'acier inoxydable austénitique 316L(N). La démarche adoptée combine une approche expérimentale (203 essais) et une approche numérique. Les résultats obtenus ont permis d'étudier les mécanismes d'endommagement et de rupture sur une grande plage de triaxialité. 16 essais de ténacité ont été réalisés sur des éprouvettes homothétiques allant de la CT8 à la CT100. L'effet de l'épaisseur a également fait l'objet d'une attention particulière avec notamment la réalisation d'essais sur CT25 couvrant un rapport B/W compris entre 0,2 et 1.

L'étude bibliographique a été développée en quatre parties. La première partie a raconté le déroulement d'un essai de ténacité avec des éprouvettes CT. Les différences entre la norme ISO 12135 et ASTM E1820, surtout la pente d'émoussement et la correction de rotation, peuvent conduire à des valeurs de ténacité très différentes pour le même matériau. La deuxième partie s'est consacrée à l'état de l'art sur l'effet de la taille et l'épaisseur de l'éprouvette sur la ténacité du matériau. On constate que ces effets pourraient être liés à l'état de contrainte et au confinement plastique. Ils dépendent aussi de la propriété du matériau. La méthode de travail essentiel a été présentée dans la troisième partie, qui propose une manière alternative de caractériser la ténacité de produit mince. L'étude de vieillissement de 316L(N) à la fin du chapitre 2 montre que les précipités intergranulaires et intragranulaires pourraient modifier les propriétés mécaniques du matériau.

L'acier 316L(N) est un acier inoxydable austénitique à basse teneur en carbone et à azote contrôlé. Cet alliage sous forme d'une plaque épaisse de diamètre de 2000 mm et de l'épaisseur de 350 mm a été livré pour cette étude. Les observations microscopiques montrent que la taille du grain varie de 9 μm à 813 μm mais avec une valeur moyenne de 154 μm . Des inclusions riches en Al, Mg, Ca et O ont été observées à l'état neuf. En nombre, 90% des inclusions sont de taille inférieure à 3 μm . En fraction surfacique, les inclusions de taille supérieure à 5 μm prédominent. La fraction surfacique totale d'inclusion a été mesurée et vaut $4,3 \times 10^{-4}$. Afin d'évaluer la robustesse de la méthode de recherche, le matériau étudié

a été vieilli à 750°C en 2000 h. Le traitement thermique n'a pas altéré la structure des grains mais induit la formation des précipités submicroniques. Ces précipités ont été analysés par EDX. Ils sont constitués de phase de Laves riche en Mo intergranulaires et intragranulaires, de phases de σ intergranulaires et de carbures de chrome intergranulaires, ce qui est cohérent avec la littérature. La fraction surfacique des précipités est $5,6 \times 10^{-2}$.

La caractérisation expérimentale de l'acier 316L(N) a été effectuée dans le chapitre 4 avec des éprouvettes non fissurées. La méthode de suivi de contour a été utilisée pour mesurer la déformation diamétrale. Les essais ST montrent un écrouissage important avec $R_m > 2R_{p0,2}$ en deux états. Le vieillissement thermique a renforcé l'écrouissage et réduit la ductilité. En utilisant deux vitesses de déformation, on constate qu'il n'y a pas d'effet sur le comportement élasto-plastique. Les essais NTx ont mis en évidence que la diminution du rayon de l'entaille augmente la triaxialité des contraintes et ainsi la force maximale. L'allongement de l'éprouvette à la force maximale diminue avec la diminution du rayon de l'entaille. Du point de vue de l'endommagement, une forme de « cup and cone » a été observée sur les faciès de rupture à l'état neuf (M1). Il existe des grandes cupules de taille supérieure à 10 μm , générées sur les sites des inclusions, et aussi des petites cupules amorcées sur une seconde population. Les surfaces coupées et polies des éprouvettes ST rompues ont montré que les endommagements internes prédominants se produisent soit par fragmentation des inclusions, soit par décohésion de l'interface matrice-inclusion. Les essais de traction effectués in-situ dans un MEB ont montré que l'évolution de ces endommagements sur les inclusions se produit dès la limite d'élasticité sans seuil de déformation. On constate un mécanisme de croissance et coalescence des grandes cupules pour l'endommagement à l'état neuf. Les faciès de rupture de l'état vieilli (M2) sont très différents de l'état neuf, avec un aspect plus lisse et polygonal et un mode de rupture mixte (intragranulaire / intergranulaire) sans grosse cupule avec la présence de fissures secondaires. La majorité des cupules ont une taille inférieure à 5 μm . Les essais de traction in-situ dans MEB a mis en évidence une évolution linéaire des endommagements des précipités en fonction de la déformation plastique. L'endommagement à l'état vieilli se produit donc par la germination, croissance (faible) et coalescence des cavités sur les phases submicroniques précipitées au cours du traitement thermique. Les essais interrompus réalisés sur les NTx interrompus et analysés en tomographie ont montré une compétition entre l'endommagement par la triaxialité des contraintes au centre de l'éprouvette et l'endommagement par la déformation au bord de l'éprouvette. Les lois de comportement des deux états sont déterminées par les simulations

en éléments finis et les résultats expérimentaux sur ST et NTx. Ils présentent une bonne cohérence entre des courbes numériques et expérimentales. Ces lois de comportement ont été vérifiées dans les essais de FGx. Il existe un petit écart avec les essais FGx à l'état vieilli (M2). On a montré que le critère de Hosford avec un coefficient de 24 marche mieux que le critère de von Mises. Mais, à la raison de la disponibilité du logiciel, le critère de von Mises avec une diminution de 40 MPa sur la limite d'élasticité a été adopté.

Dans la deuxième partie de l'étude expérimentale, les essais de ténacité avec des éprouvettes CT ont été effectués. En variant l'épaisseur des éprouvettes CT25Bx, l'effet de l'épaisseur de l'éprouvette sur la ténacité a été étudié. L'effet est différent entre le matériau neuf et vieilli. Aucun essai de CT25Bx à l'état neuf n'est valide au sens des normes ($J_{0,2} > J_{max}$). Plus l'éprouvette est épaisse, plus le J est grand. Une dépendance de la pente d'émoussement sur l'épaisseur est observée. Elle augmente quand l'épaisseur de l'éprouvette augmente. On note aussi que les pentes d'émoussement sont supérieures à celle de l'ASTM E1820 et inférieures à celle de l'ISO 12135. Une pente d'émoussement expérimentale a donc été déterminée à chaque épaisseur par une régression linéaire sur la courbe $J - da$. Elle a été vérifiée par la mesure en optique sur des essais interrompus. Les $J_{0,2}$ caractérisés par la pente d'émoussement expérimentale présentent une évolution non monotone (Figure 8-1 (a)). $J_{0,2}$ augmente jusqu'à une valeur maximale à l'épaisseur de 8 mm et puis diminue. Mais à l'état vieilli (M2), tous les essais de CT25Bx sont valides au sens de $J_{0,2} \leq J_{max}$. Les courbes $J - da$ sont assez proches. Ainsi, les valeurs de $J_{0,2}$ sont plus constantes (Figure 8-1 (b)). La limite de validité des normes (J_{max}) caractérise bien l'indépendance de la ténacité ($J_{0,2}$).

L'effet de la taille de l'éprouvette a été étudié avec des éprouvettes CT homothétiques. À l'état neuf, les courbes $J - da$ correspondant à différentes tailles sont quasi identiques avant l'amorçage (dans la phase d'émoussement). Aucun des essais sur les CT homothétiques n'est valide. Une éprouvette CT100B50 reste encore une éprouvette trop petite, car $J_{0,2} > J_{max}$. Les valeurs de $J_{0,2}$ de CT50B25 et CT100B50 sont plus grandes que celle de CT25B12,5. Elles ne correspondent pas aux valeurs de $J_{0,2}$ mesurées sur les CT25Bx (Figure 8-1 (a)). L'augmentation homothétique de la taille de l'éprouvette conduit à une augmentation de ténacité dans le domaine non valide (la taille de l'éprouvette est plus petite que celle demandée par les normes). À l'état vieilli, les essais sur CT homothétiques sont valides sauf pour la CT8B4. Ces essais valides (éprouvettes plus grandes que CT8B4) ne présentent pas de grande différence sur leurs courbes $J - da$. Les valeurs de $J_{0,2}$ sont plus constantes que sur matériau neuf (Figure 8-1 (b)). Ces résultats montrent également que dans le domaine de

validité des normes il est possible de mesurer une ténacité indépendante de la taille. Dans le cas de la CT8B4 (non valide tel que $J_{0,2} > J_{max}$), on constate une valeur $J_{0,2}$ plus grande (non conservative) que les autres. Ce qui montre que la diminution homothétique de la taille de l'éprouvette conduit à l'augmentation de la ténacité. Dans le cas du matériau neuf, la dépendance à la taille (largeur et épaisseur) est à relier à la non-validité des essais.

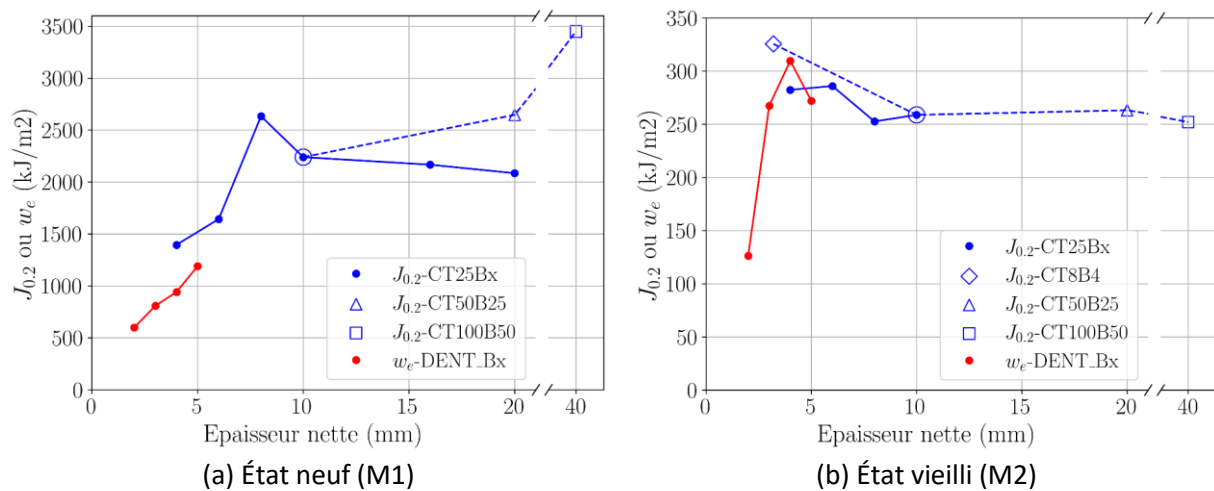


Figure 8-1 Évolution de ténacité ($J_{0,2}$ ou w_e) en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette

L'application de la méthode du travail essentiel de rupture (EWF) a été réalisée dans le chapitre 6. Le dimensionnement des éprouvettes DENT a été fait par les calculs élasto-plastiques avec la loi identifiée par les essais de traction. L'allongement de l'éprouvette a été mesuré avec un suivi de marqueurs à l'aide de caméra. La méthode de corrélation des images a été employée pour visualiser les champs mécaniques locaux. Ces résultats ont permis de vérifier le confinement de plasticité et la plastification complète du ligament de l'éprouvette avant l'amorçage. Des empreintes des fissures ont été faites pendant certains essais dans le but de vérifier l'amorçage à la force maximale. La relation entre le travail total et la longueur de ligament est bien linéaire, ce qui permet de séparer le travail total en une contribution de travail essentiel et une contribution de travail plastique. À l'état neuf, le travail essentiel augmente de façon monotone en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette. Il a étendu l'évolution non monotone de $J_{0,2}$ de CT25Bx à faible épaisseur avec un petit écart de 200 kJ/m^2 (14%) pour l'épaisseur de 5 mm (Figure 8-1 (a)). À l'état vieilli, le travail essentiel augmente en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette jusqu'à 4 mm et puis diminue. En comparant avec les $J_{0,2}$ mesurés par les essais de CT, l'évolution non monotone globale a été retrouvée (Figure 8-1 (b)). Mais la ténacité plus faible à l'état vieilli conduit à une épaisseur critique (pic de l'évolution) plus petite. L'étude fractographique des éprouvettes DENT ne présente pas grande différence avec les essais précédents. Le mode de rupture mixte intergranulaire et

intragranulaire à l'état vieilli a été confirmé par des analyses chimiques cartographiques sur les faciès de rupture.

Pour ce qui est de la simulation, les calculs élastiques ont permis de discuter la pertinence des formules de complaisance des normes. Les formules de la norme l'ASTM E1820 décrivent mieux la relation entre la longueur de fissure et la complaisance de l'éprouvette CT que la norme ISO 12135. Dans les calculs élasto-plastiques, la loi identifiée par les essais de traction a été utilisée. Avec la procédure G-theta, la courbe $J - da$ calculée par l'ASTM E1820 a été vérifiée en utilisant un contour qui passe par le milieu du ligament (noyau quasi-élastique). Les évolutions de champs suivant le ligament de l'éprouvette CT ont montré que l'état de contrainte n'est pas en déformation plane, même dans le plan central. Les évolutions de champs suivant le front de fissure de l'éprouvette CT ont montré l'homogénéité de contrainte et de la déformation plastique dans l'épaisseur grâce à l'existence des entailles latérales. Elles ont montré aussi l'augmentation de la triaxialité des contraintes quand l'éprouvette devient plus épaisse. La position du centre de rotation des éprouvettes CT a été étudié et se situe sur 42%-46% de ligament, ce qui est proche de la position dans les normes (50% de ligament). Les calculs élasto-plastiques des essais DENT ont montré qu'il n'y pas de grande différence de l'évolution des champs dans l'épaisseur et sur le ligament quand les deux dimensions changent, sauf l'augmentation de triaxialité des contraintes quand l'épaisseur de l'éprouvette augmente.

Les études fractographiques des éprouvettes de traction et de ténacité ont montré la possibilité de l'utilisation d'un modèle GTN pour simuler l'endommagement de l'acier 316L(N). Les paramètres d'endommagement du modèle de Gurson ont été identifiés de manière inverse sur les données expérimentales des essais de ténacité avec les éprouvettes CT. À l'exception des CT de faible épaisseur (faible triaxialité des contraintes), les calculs avec endommagement couplé reproduisent bien les courbes force-ouverture à l'état neuf. La forme du front de fissure est similaire à ce que l'on a observé dans les essais. À l'état vieilli, les résultats des essais de traction in-situ ont montré une évolution linéaire de la germination des cavités sur les précipités. La loi de germination dans le modèle GTN a donc été modifiée afin d'introduire ce nouveau mécanisme. Ce modèle a permis de bien simuler les essais CT à l'état vieilli. L'effet de l'épaisseur et de la taille de l'éprouvette ont été analysés avec les calculs d'endommagement. On a pu retrouver l'évolution non monotone de J en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette à l'état neuf et pour chaque groupe d'éprouvette (W fixé et B_0 variable). En effet, les simulations montrent qu'à W fixé, $J_{0,2}$ tend vers un plateau quand B_0

augmente. Ce plateau dépend néanmoins de la largeur W à l'état neuf dans le domaine de non-validité. En revanche, l'unicité du plateau de ténacité est vérifiée à l'état vieilli ; les tailles des éprouvettes étant conformes aux normes. Si les tendances sont correctement décrites par les simulations, il existe encore des différences avec les résultats expérimentaux surtout à l'état neuf. On attribue ces différences à la mesure de la longueur de fissure selon la méthode directe dans les simulations et selon la complaisance dans les essais.

8.2 Perspectives

Dans cette thèse, le couplage d'une démarche expérimentale et numérique a fourni une base de données riche pour étudier l'endommagement et la ténacité de l'acier 316L(N). Pour établir une procédure de caractérisation de la ténacité utilisant des éprouvettes non standards, trois pistes de travail pourraient être suivies à l'avenir.

Premièrement, des essais valides sur le matériau neuf pourraient être réalisés (par exemple : CT200B100). Ces essais valides permettraient de déterminer la ténacité du matériau neuf et puis de la comparer avec des $J_{0,2}$ non valides. Inversement, à l'état vieilli, un seul essai non valide est présenté. Des éprouvettes CT8Bx pourraient être mises en œuvre dans le but d'étudier l'évolution de $J_{0,2}$ en fonction de l'épaisseur sur l'état vieilli.

Deuxièmement, les essais de DENT et la méthode du travail essentiel de rupture ont permis de mesurer la ténacité à faible épaisseur. Les éprouvettes ont été dimensionnées pour respecter le confinement de la plasticité. Cela a conduit à des éprouvettes de grande taille. Des études (Hilhorst, Pardoen and Jacques, 2022) ont montré la possibilité de réduire la largeur et la hauteur de l'éprouvette DENT en adaptant la longueur de ligament dans le but d'économiser le matériau. Ainsi, des éprouvettes de largeur et de hauteur plus petites pourraient être testées avec l'acier 316L(N). Dans cette étude, nous avons choisi de ne pas adapter les éprouvettes ayant un petit ligament afin de simplifier l'usinage et la campagne expérimentale. Par ailleurs, le dimensionnement des éprouvettes DENT a été réalisé par calculs aux éléments finis. D'un point de vue d'un ingénieur, il serait utile de disposer une table de référence (ou un abaque) indiquant les dimensions des éprouvettes DENT selon les propriétés du matériau (par exemple : $R_{p0,2}$, R_m ou coefficient d'érouissage). Ceci nécessiterait la réalisation de calculs sur des matériaux modèles.

Troisièmement, les deux modèles GTN identifiés permettent de bien reproduire la majorité des essais. Cependant, il existe encore des incohérences surtout à l'état neuf. Les simulations à faible épaisseur (faible triaxialité des contraintes) présentent un écart relativement grand

par rapport aux données expérimentales. Donc, la fraction de cavité à la coalescence (f_c) et la rupture (f_f) pourraient être ajoutés dans l'optimisation pour ajuster le modèle GTN. De plus, une loi de germination pilotée par un critère mixte en déformation et en contrainte pourrait être introduite dans le modèle GTN. Une loi non gaussienne de germination serait aussi un autre choix pour les calculs à l'état neuf. Quand on compare les essais et les simulations, la mesure directe de l'avancée de fissure à l'état neuf n'est pas comparable avec celle estimée par la complaisance. De plus à l'état neuf, les essais montrent une dépendance de la pente d'érousement à l'épaisseur de l'éprouvette. Mais les modèles numériques ne simulent pas correctement cette dépendance et ne peuvent pas reproduire la pente d'érousement expérimentale (Figure 8-2). Une solution pourrait consister à simuler les décharges et à analyser ces simulations comme des essais réels. Pour l'érousement, des calculs élasto-plastiques en changeant la taille d'élément ou en ajoutant un rayon de front de fissure pourraient également être réalisés. De plus, les matériaux modèles pourraient être introduits dans ces calculs pour vérifier et étudier l'effet de l'érousement sur l'estimation de longueur de fissure.

Cette thèse a considéré deux états de l'acier 316L(N). Tous les essais CT de matériau neuf ne sont pas valides. Et la plupart des essais CT du matériau vieilli sont valides. Donc, un matériau ayant une ténacité intermédiaire ou un vieillissement thermique avec un duré plus court pourrait être considéré pour étudier l'effet de l'épaisseur et la taille de l'éprouvette sur la ténacité.

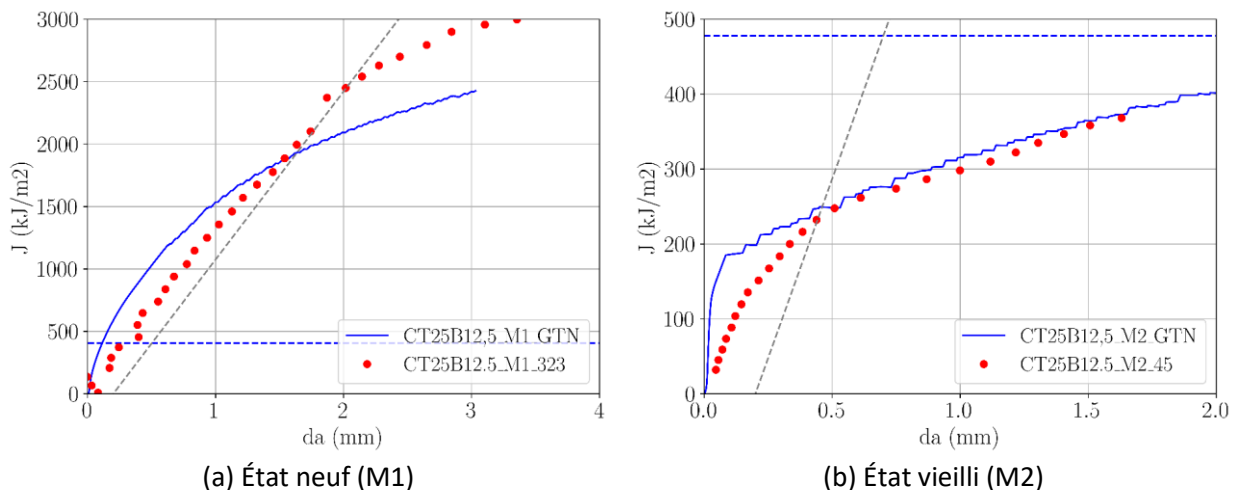


Figure 8-2 Comparaison des courbes $J - da$ numérique et expérimentale (CT25B12,5)

Annexes

Sommaire

Annexe A. Plans des éprouvettes	203
Annexe B. Ajustement des courbes $J - da$ pour les essais de ténacité	212
Annexe C. Effet de la mise en contact de l'entaille latérale de l'éprouvette CT	215
Annexe D. Vérification de contour optimal sur CT	216
Annexe E. Vérification de la plasticité sur le ligament des éprouvettes DENT	218
Annexe F. Essais de ténacité avec des éprouvettes CT8B4 à l'état neuf	221
Annexe G. Vérification de l'isotropie du matériau vieilli	222
Annexe H. Bilan des résultats expérimentaux	225
Annexe I. Simulations des essais de traction avec le modèle GTN	231
Annexe J. Simulations de l'émoussement de l'éprouvette CT	233

Annexe A. Plans des éprouvettes

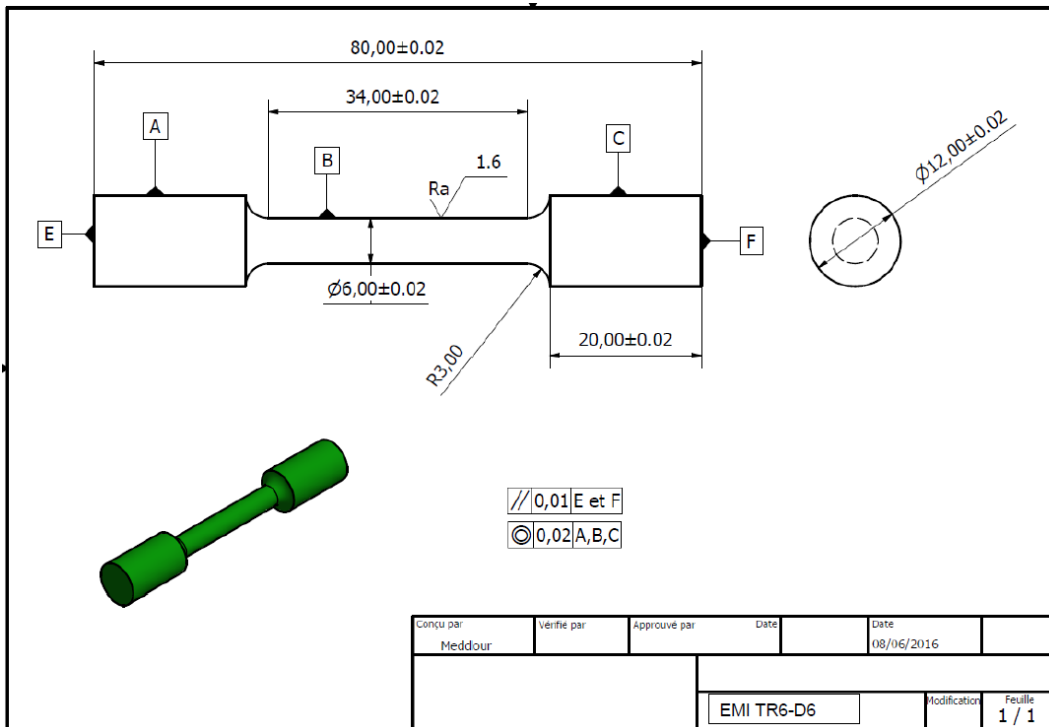


Figure A-1 Plan de l'éprouvette de traction ST

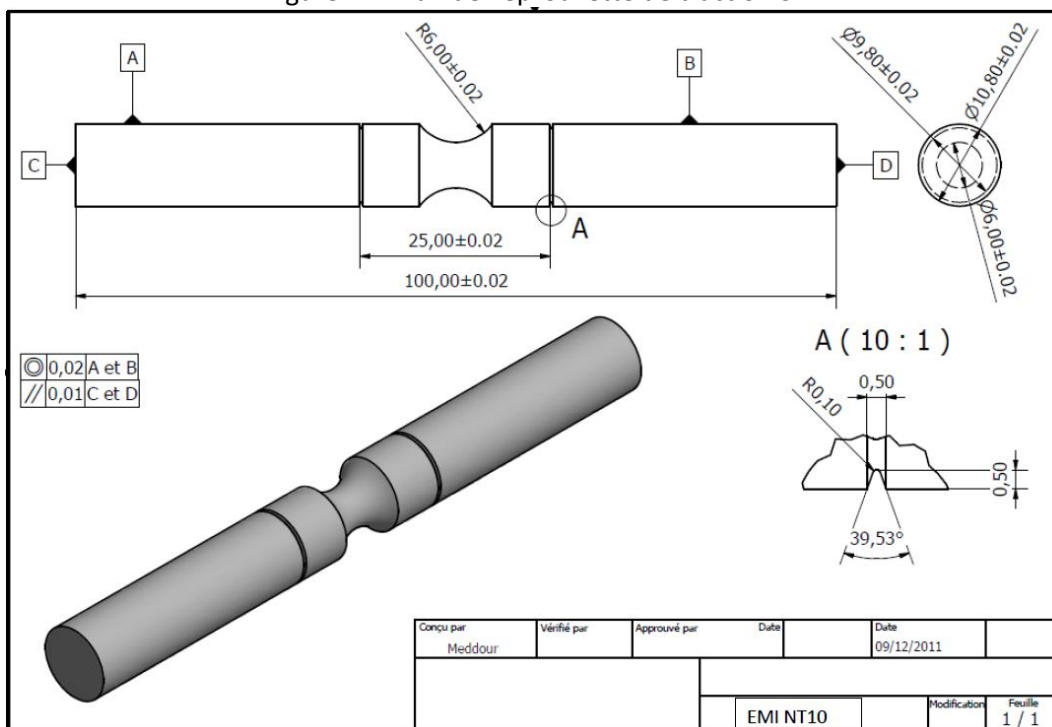


Figure A-2 Plan de l'éprouvette de traction NT10

Annexe A Plan des éprouvettes

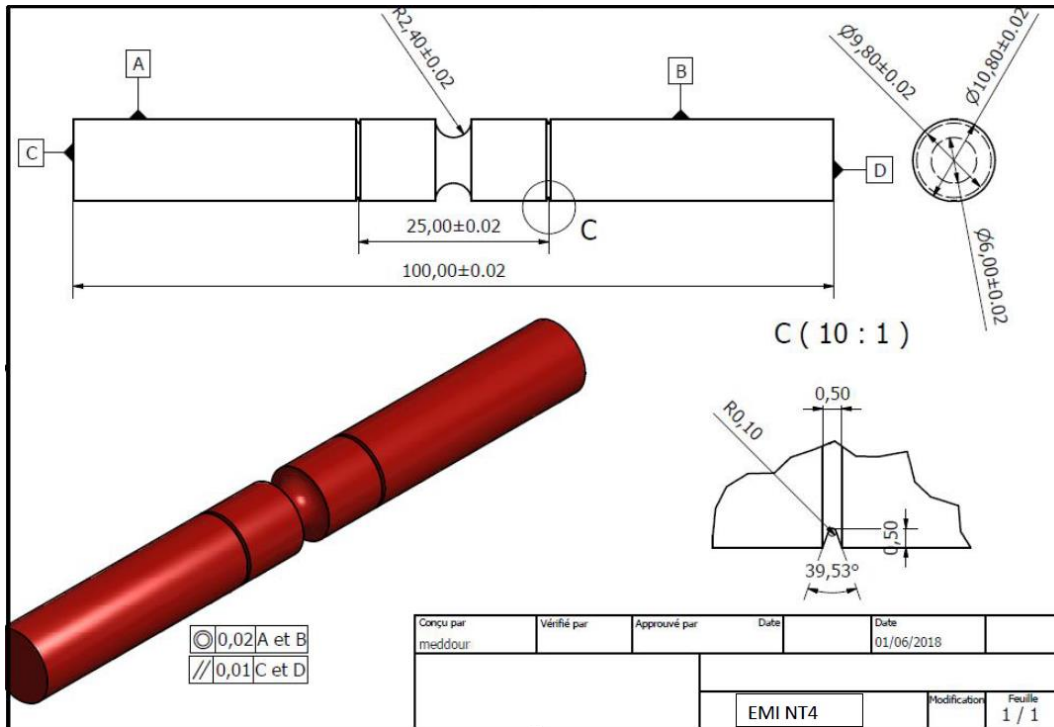


Figure A-3 Plan de l'éprouvette de traction NT4

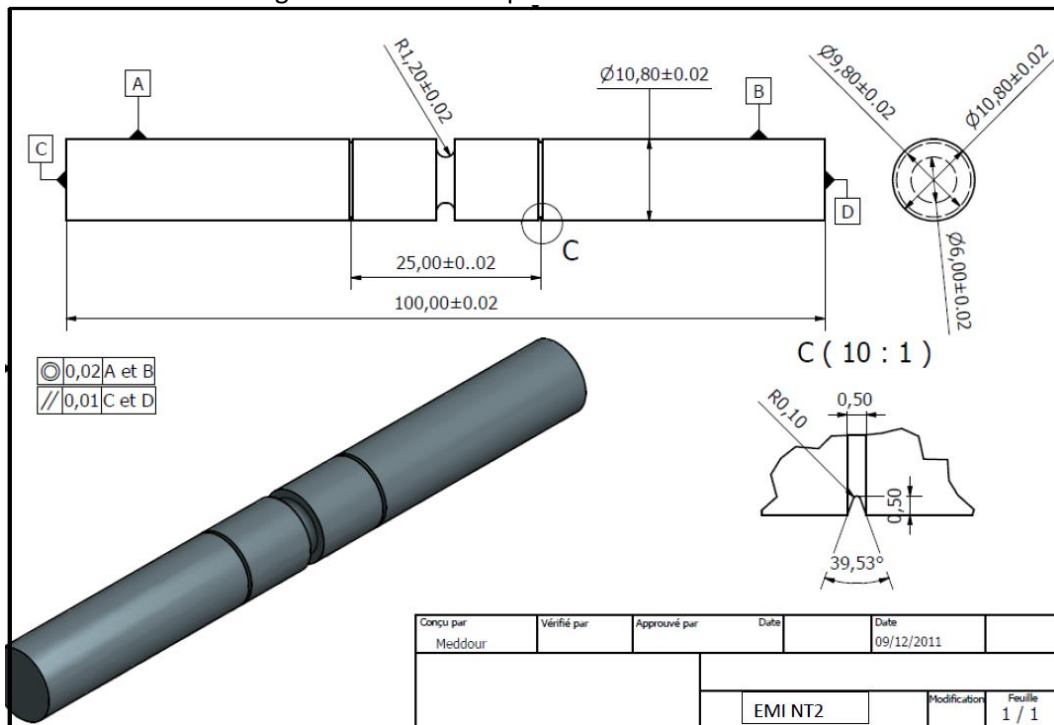


Figure A-4 Plan de l'éprouvette de traction NT2

Annexe A Plan des éprouvettes

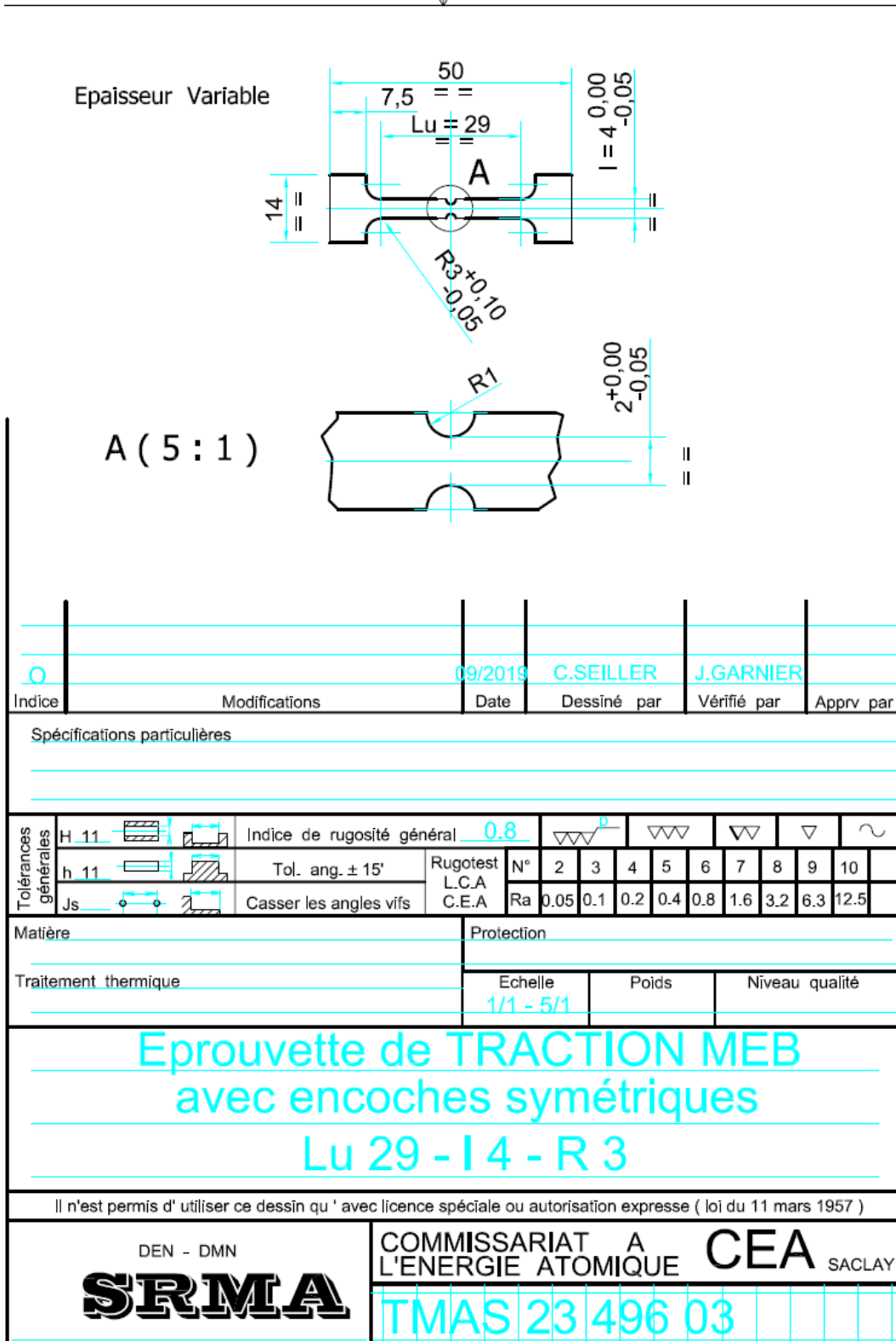


Figure A-5 Plan de l'éprouvette de traction in-situ au MEB

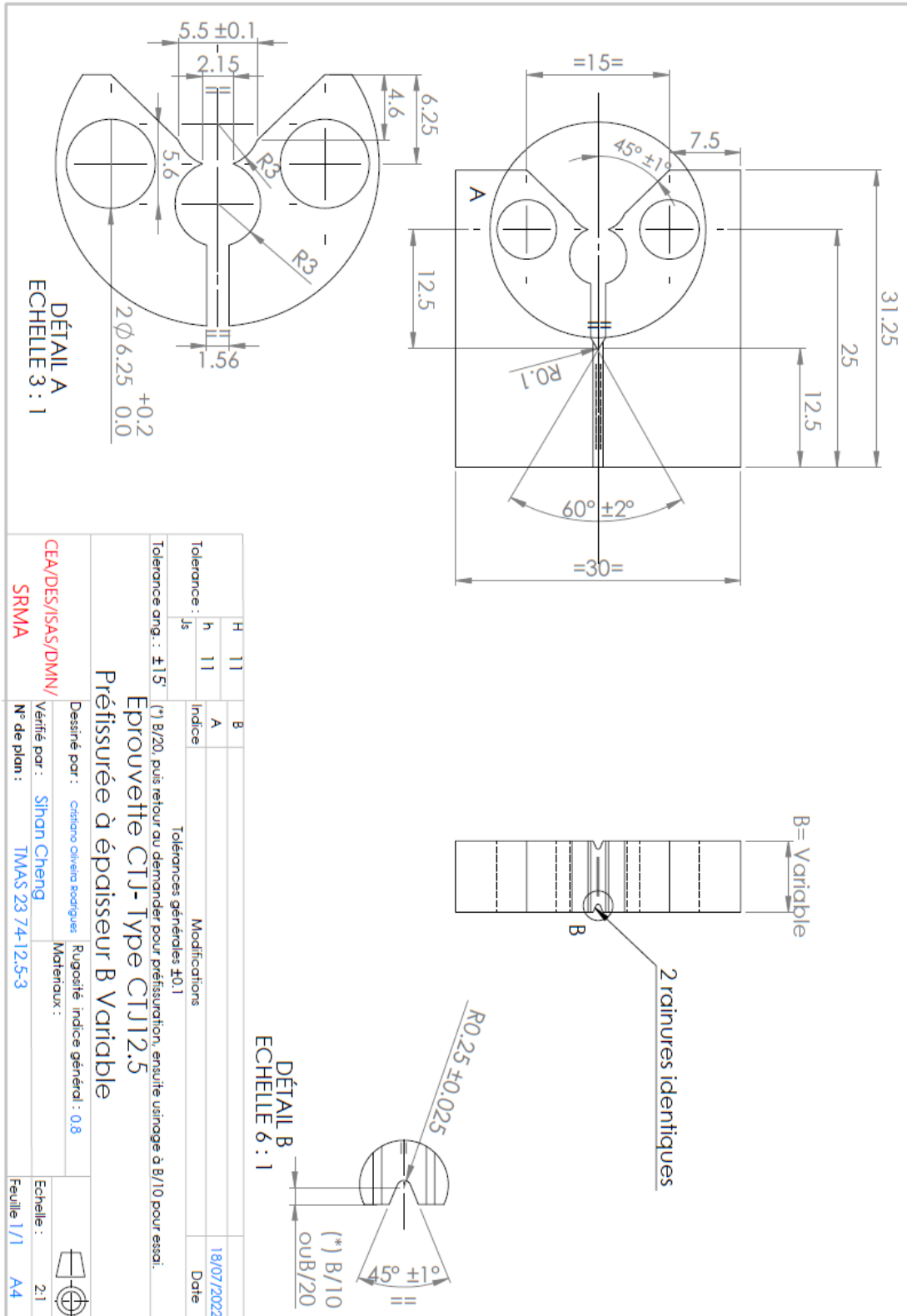


Figure A-6 Plan de l'éprouvette CT25Bx

Annexe A Plan des éprouvettes

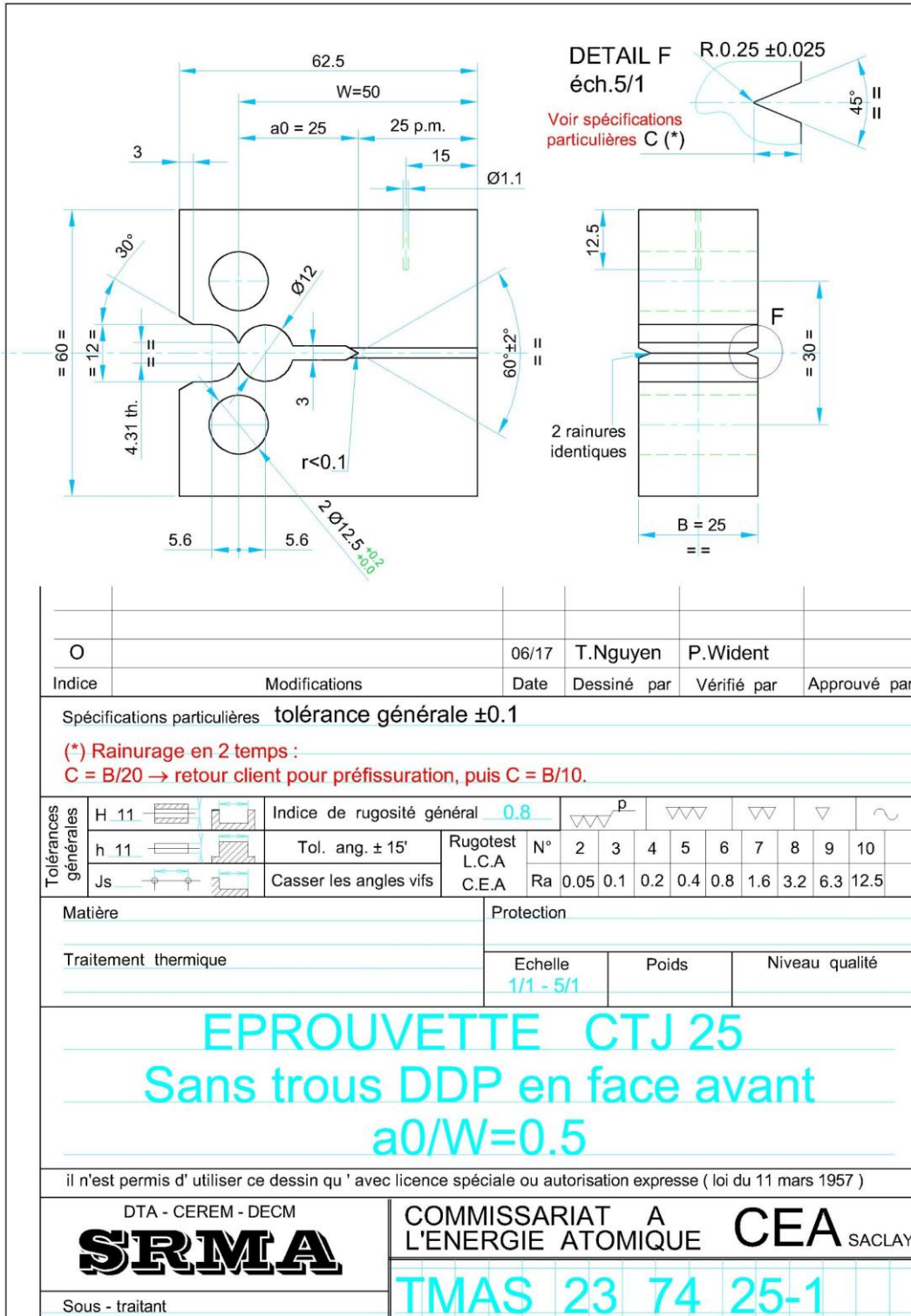


Figure A-7 Plan de l'éprouvette CT50B25

Annexe A Plan des éprouvettes

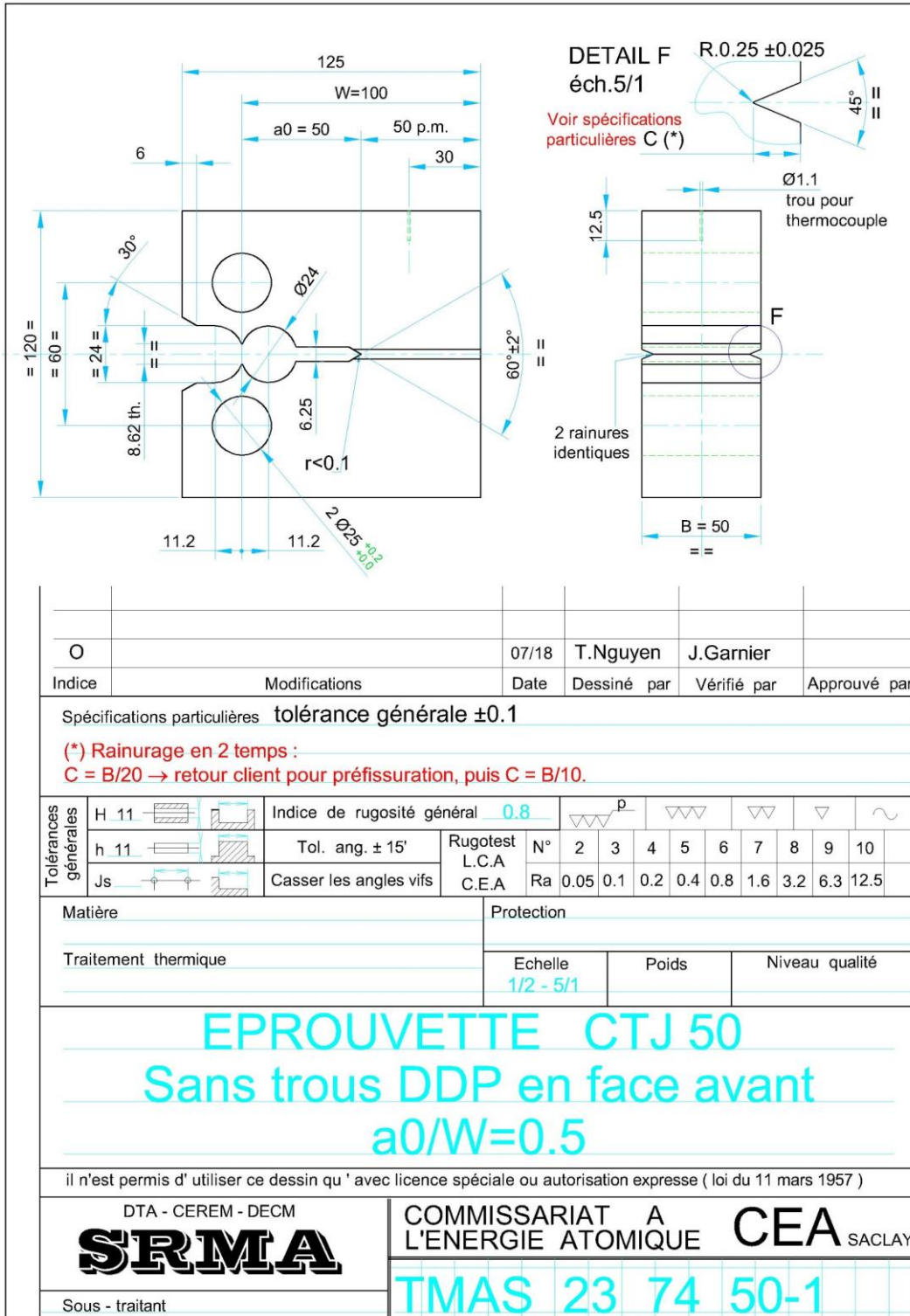


Figure A-8 Plan de l'éprouvette CT100B50

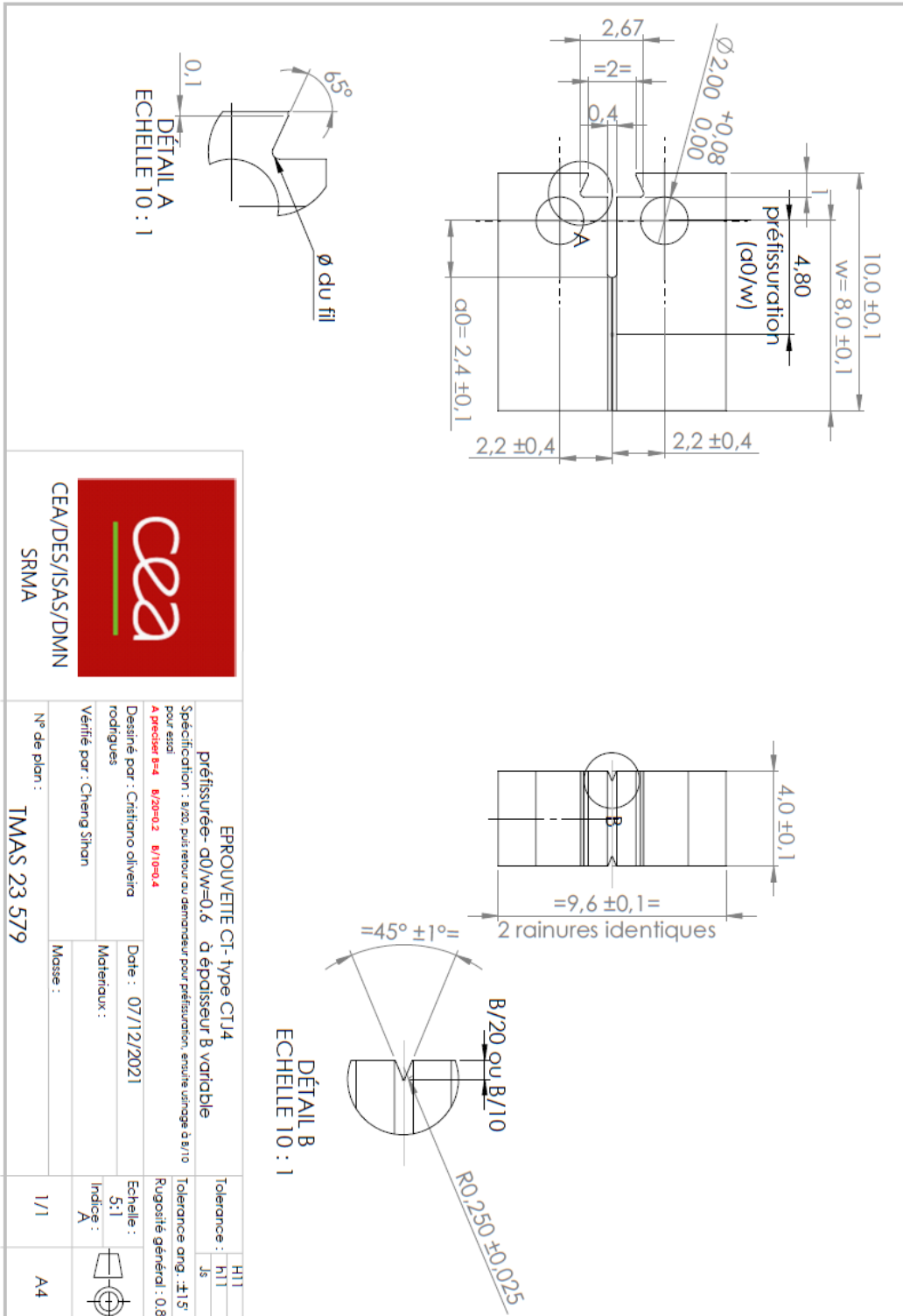


Figure A-9 Plan de l'éprouvette CT8B4

Annexe A Plan des éprouvettes

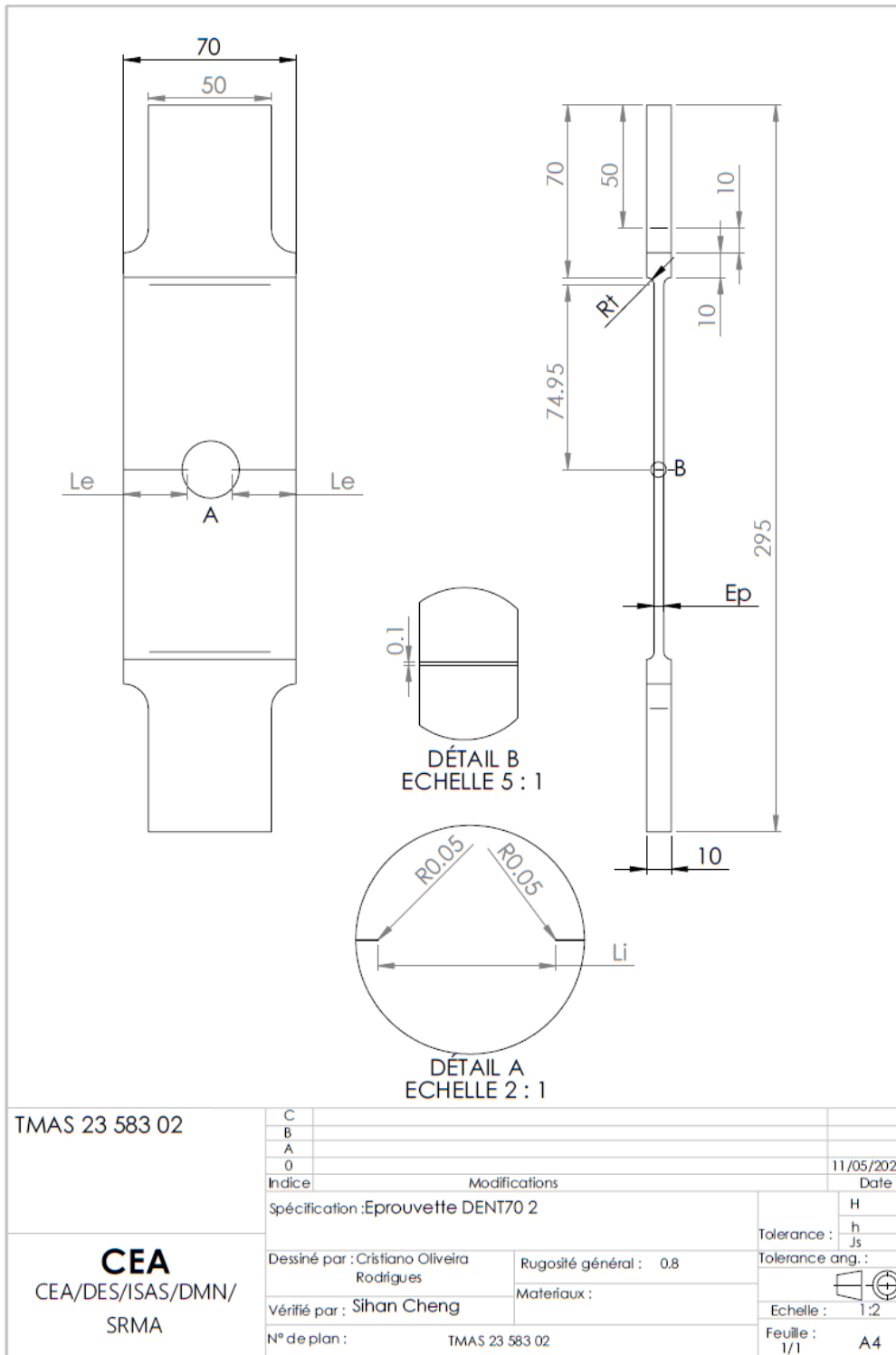


Figure A-10 Plan de l'éprouvette DENT de largeur 70 mm

Annexe A Plan des éprouvettes

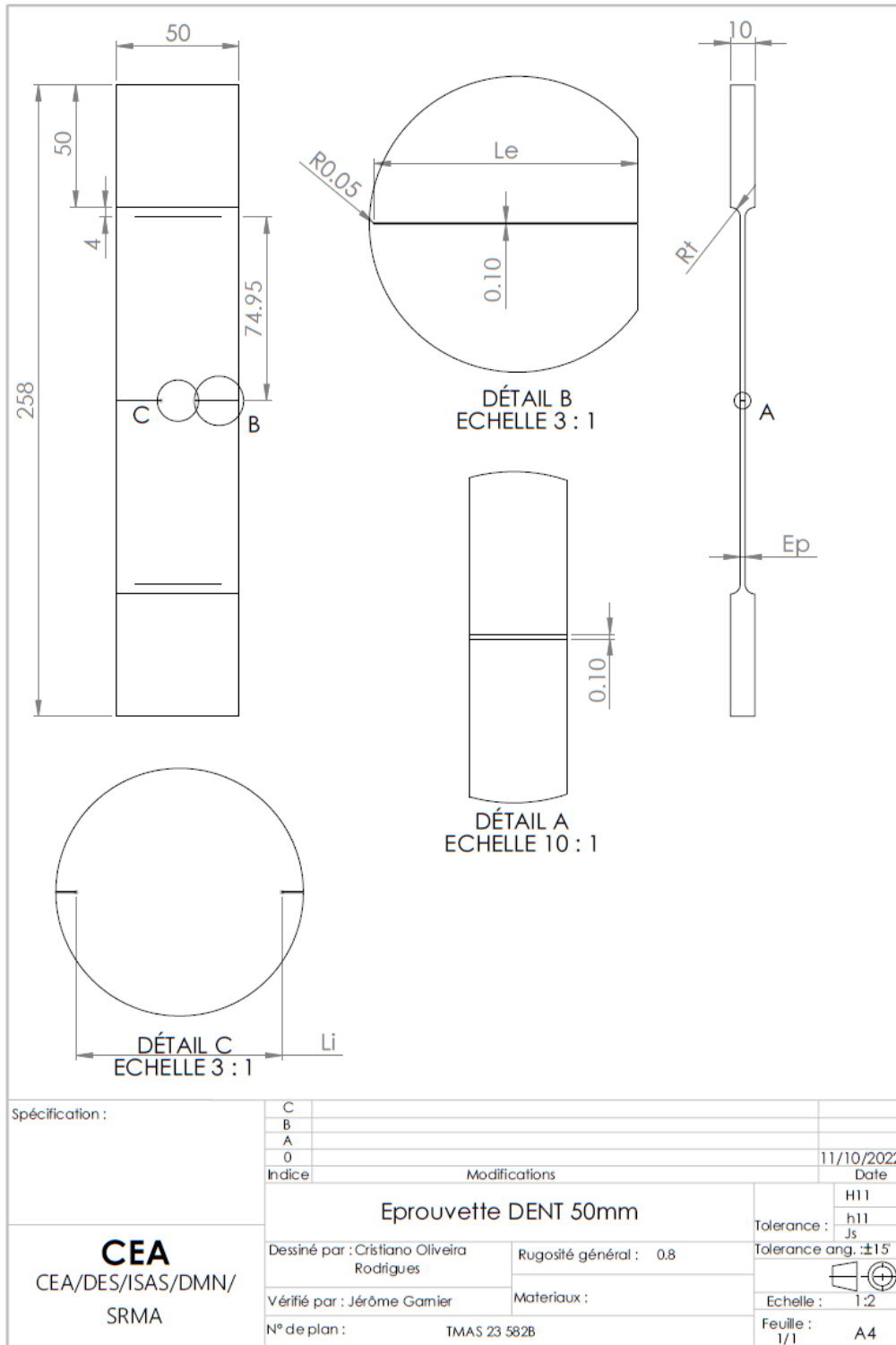


Figure A-11 Plan de l'éprouvette DENT de largeur 50 mm

Annexe B. Ajustement des courbes $J - da$ pour les essais de ténacité

Les résultats d'ajustement de courbe $J - da$ pour les essais de CT sont présentés dans cette partie. La formule à ajuster est de forme suivante : $J = Y_1 * (1 - e^{-Y_2 * da})$.

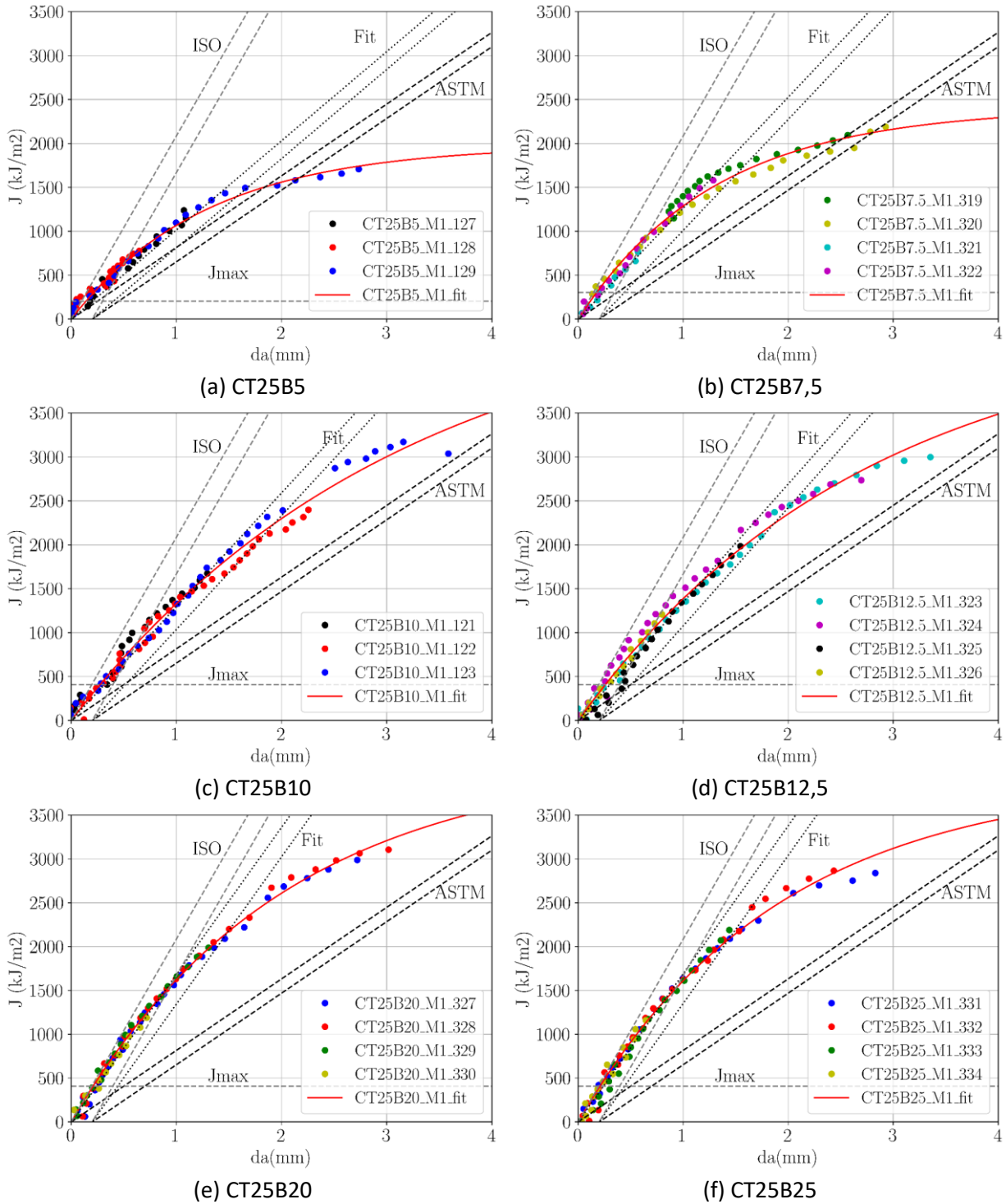


Figure B-1 Ajustement des courbes $J - da$ pour les éprouvettes CT25Bx à l'état neuf (M1)

Annexe B Ajustement des courbes $J - da$ pour les essais de ténacité (CT)

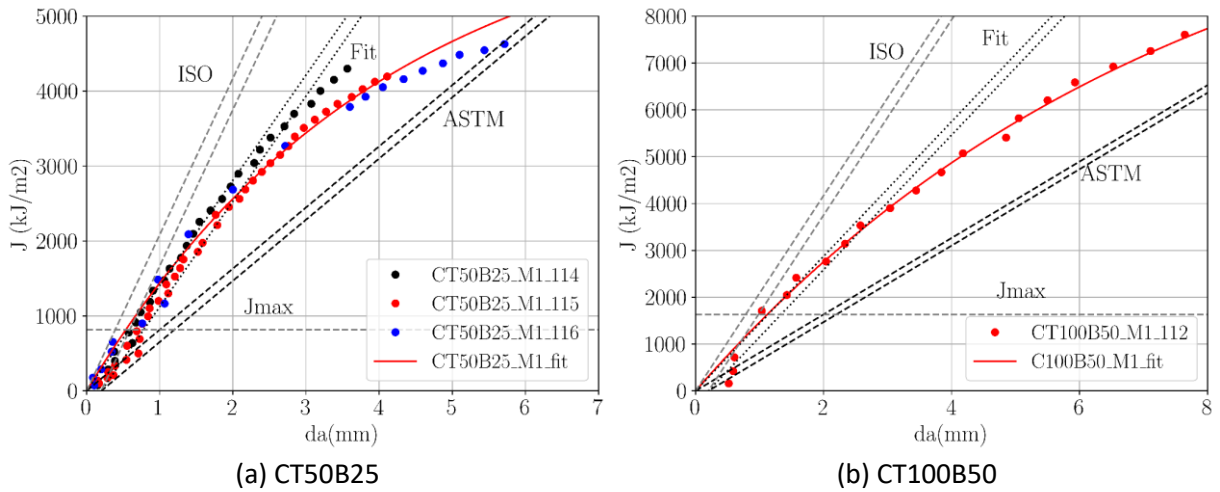


Figure B-2 Ajustement des courbes $J - da$ pour les éprouvettes CT homothétiques à l'état neuf

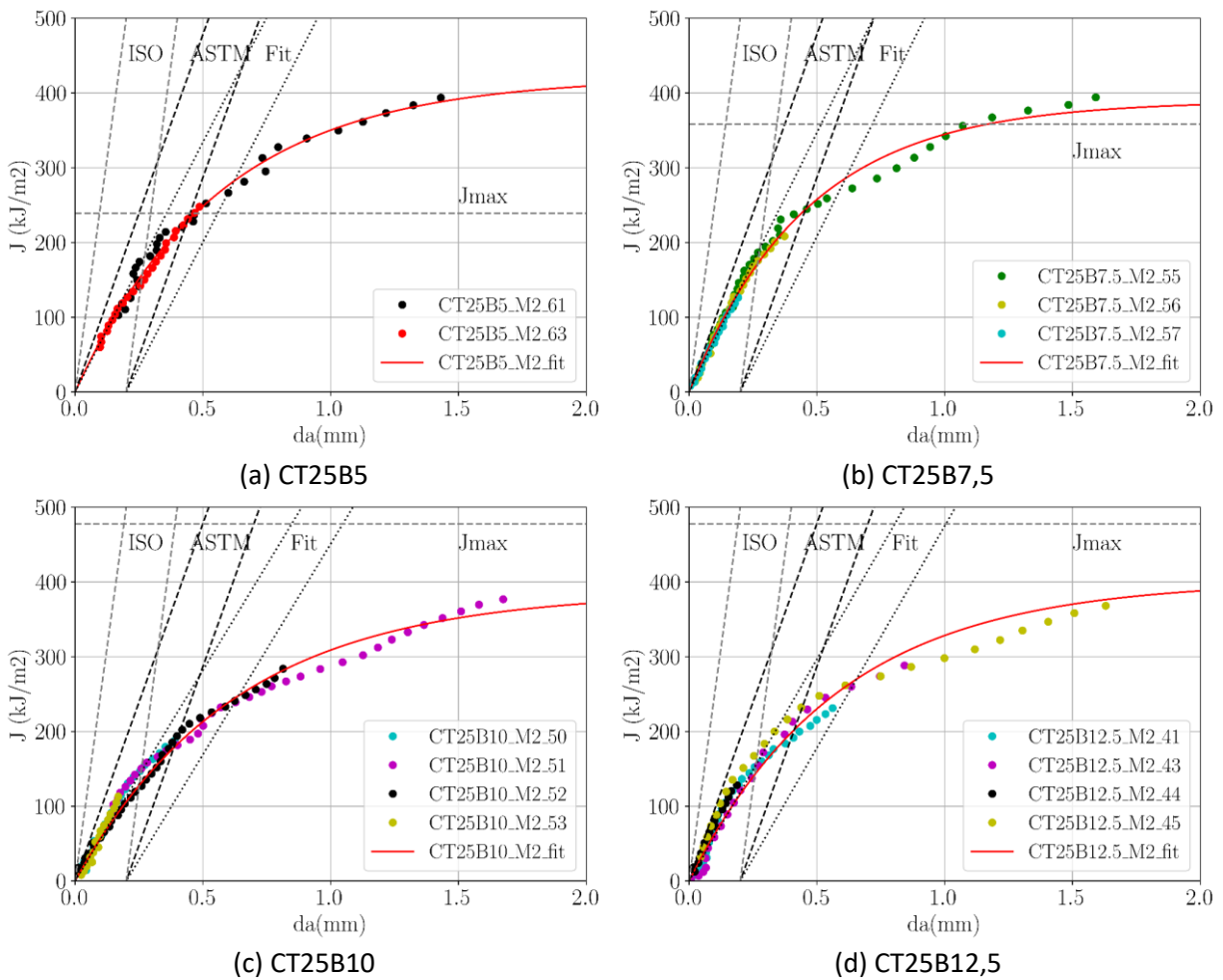


Figure B-3 Ajustement des courbes $J - da$ pour les éprouvettes CT25Bx à l'état vieilli (M2)

Annexe B Ajustement des courbes $J - da$ pour les essais de ténacité (CT)

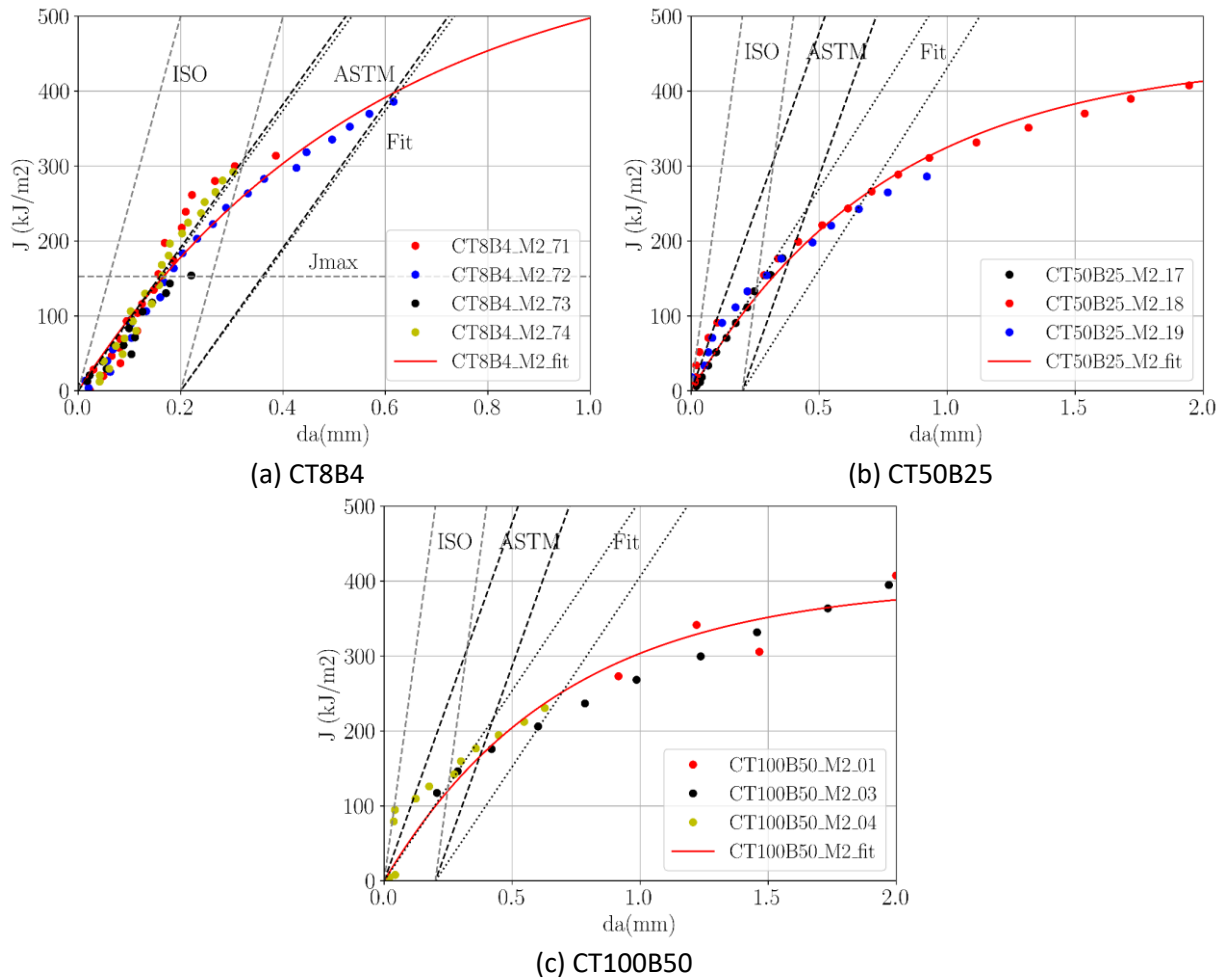


Figure B-4 Ajustement des courbes $J - da$ pour les éprouvettes CT homothétiques à l'état vieilli

Tableau B-1 Résultats d'ajustement de courbe $J - da$ et la pente d'émoussement

Eprouvette	Etat neuf (M1)			Etat vieilli (M2)		
	Y_1	Y_2	Pente d'émoussement	Y_1	Y_2	Pente d'émoussement
CT8B4	----	----	----	601,6	1,75	935,4
CT25B5	1979,5	0,78	1015,2	420,9	1,78	668,1
CT25B7,5	2403,3	0,77	1263,0	389,4	2,16	693,5
CT25B10	4885,6	0,32	1295,1	363,3	1,83	563,6
CT25B12,5	4549,1	0,36	1345,7	401,4	1,71	593,4
CT25B20	4139,6	0,49	1680,1	----	----	----
CT25B25	3925,6	0,53	1689,2	----	----	----
CT50B25	6571,2	0,25	1404,9	446,3	1,30	539,0
CT100B50	11842,68	0,13	1417,2	397,1	1,45	507,9

Annexe C. Effet de la mise en contact de l'entaille latérale de l'éprouvette CT

Les CT présentent un état de compression en face arrière. Ce qui engendre, pour les grandes ouvertures, un contact des entailles, voir la Figure C-4. Un test a été conduit avec une condition de contact modifiée afin de tenir compte de ce phénomène. Dans ce calcul, un test est réalisé à chaque pas, sur les éléments de l'entaille en face arrière repérés en rouge sur la Figure C-1, une condition aux limites est ajoutée pour bloquer les éléments dont la position en Y dépasse le plan XOY . La Figure C-3 présente une image du maillage déformé. Cet ajout dans les conditions aux limites est sans impact sur la courbe force-ouverture (Figure C-2). En revanche, cette condition ajoute des difficultés dans la convergence. Cette modification n'a donc pas été retenue pour les calculs présentés dans cette thèse.

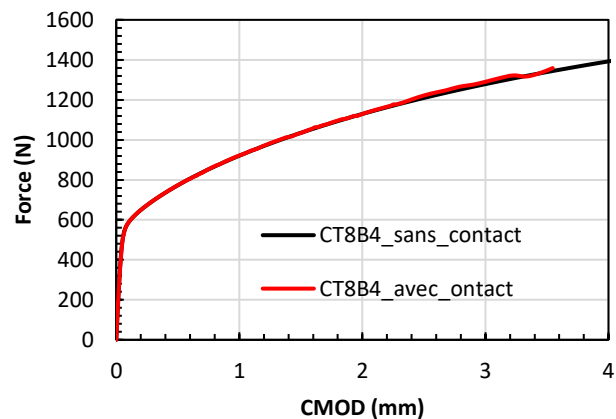
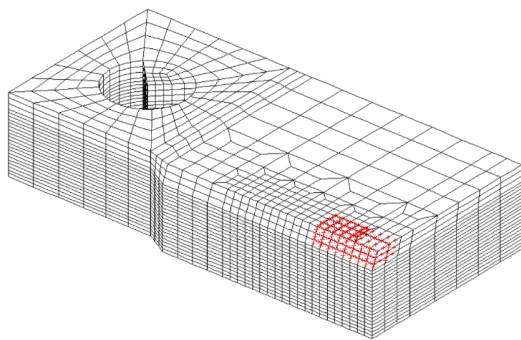


Figure C-1 Maillage de CT8B4 et des éléments (en rouge) pour la condition de contact

Figure C-2 Courbes force-ouverture pour vérifier le contact

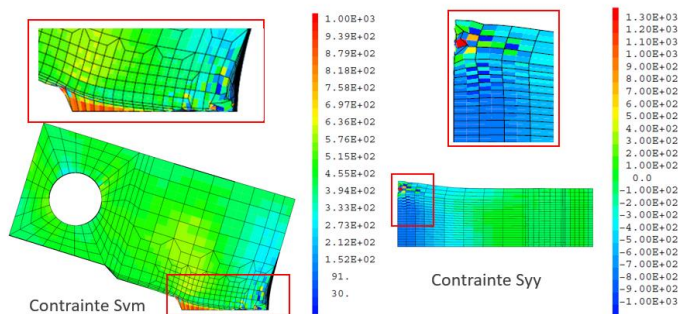


Figure C-3 Éléments écrasés par le contact des entailles latérales en face arrière

Figure C-4 Éprouvette CT50B25 ouverte présentant un contact des entailles latérales en face arrière

Annexe D. Vérification de contour optimal sur CT

Dans le calcul de J avec la procédure G-theta, le contour passant le milieu de ligament est celui qui donne le meilleur accord avec la norme. Une analyse de la sensibilité paramétrique a été effectuée sur i) des calculs élasto-plastique sans endommagement et, ii) des calculs élasto-plastique couplés avec endommagement. Deux lois de comportement ont été testées : i) celle du matériau neuf décrite dans le chapitre 4 et chapitre 7 et, ii) une loi élasto-plastique parfait (EPP) avec le même $R_{0,2}$ que le matériau neuf. Contrairement aux autres CT, le plan des CT8B4 diffère des autres CT. Les géométries des éprouvettes sont présentées dans l'Annexe A. Dans l'ensemble des cas, les résultats obtenus avec le contour passant le milieu de ligament sont en bon accord avec la norme ASTM E1820. Il n'existe donc pas d'effet notable du type de calcul (avec ou sans endommagement), de la loi de comportement (avec écrouissage et plastique parfait), et de la géométrie de l'éprouvette (CT8B4, CT25B12,5) sur le calcul de J mesuré avec la procédure G-theta.

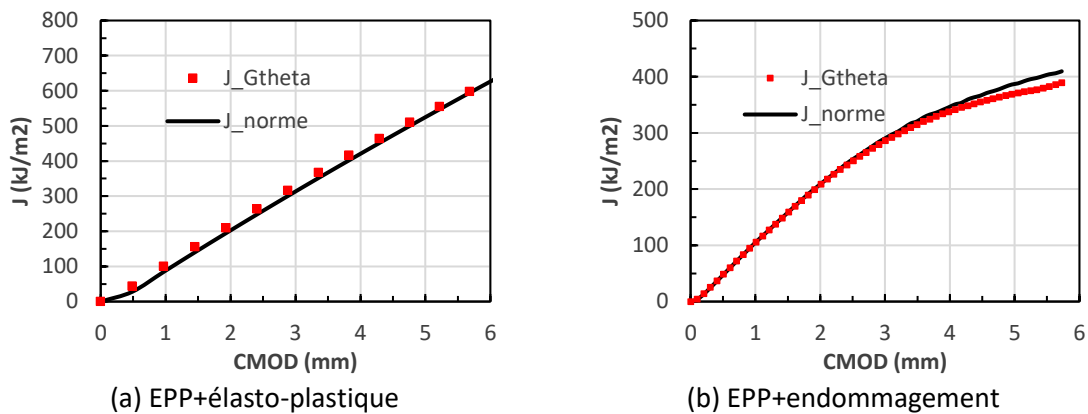


Figure D-1 Courbes $J - CMOD$ pour CT25B12,5 selon G-theta et l'ASTM E1820

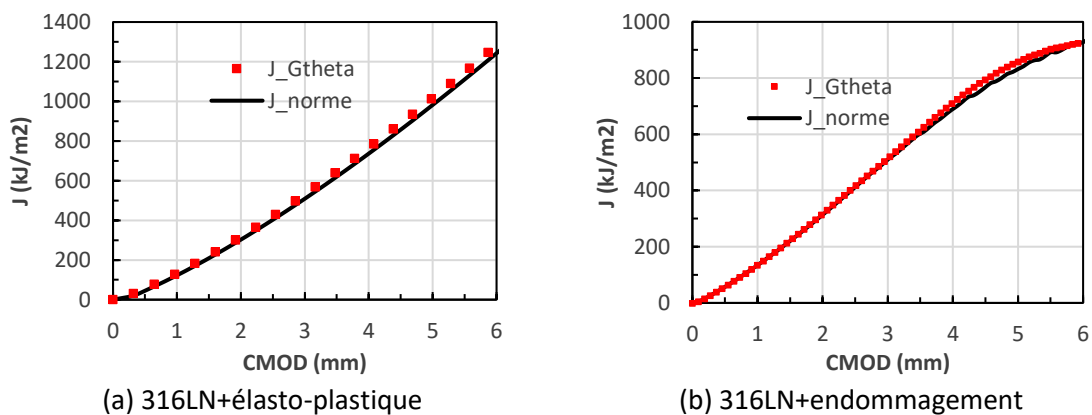
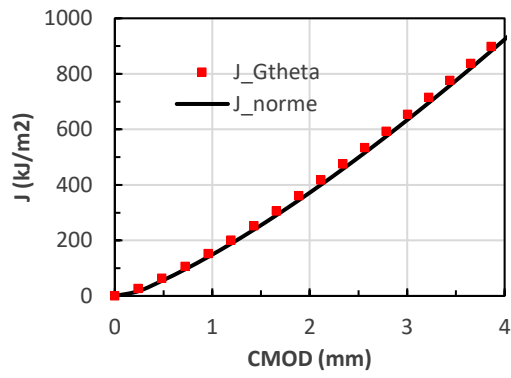
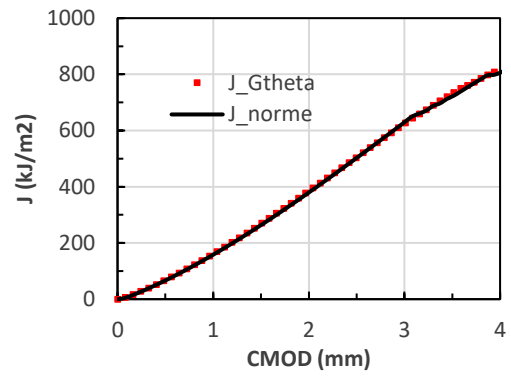


Figure D-2 Courbes $J - CMOD$ pour CT16B8 selon G-theta et l'ASTM E1820



(a) 316LN+élasto-plastique



(b) 316LN+endommagement

Figure D-3 Courbes $J - CMOD$ pour CT8B4 selon G-theta et l'ASTM E1820

Annexe E. Vérification de la plasticité sur le ligament des éprouvettes DENT

Pour vérifier la plastification du ligament des éprouvettes DENT, les champs de déformation (ϵ_{yy}) à l'amorçage (à la force maximale), mesuré par corrélation d'images, sont tracés dans cette partie. La valeur maximale de l'échelle est fixée à 0,1 sur l'état neuf et 0,03 sur l'état vieilli. Le ligament est bien plastifié pour chaque géométrie de l'éprouvette.

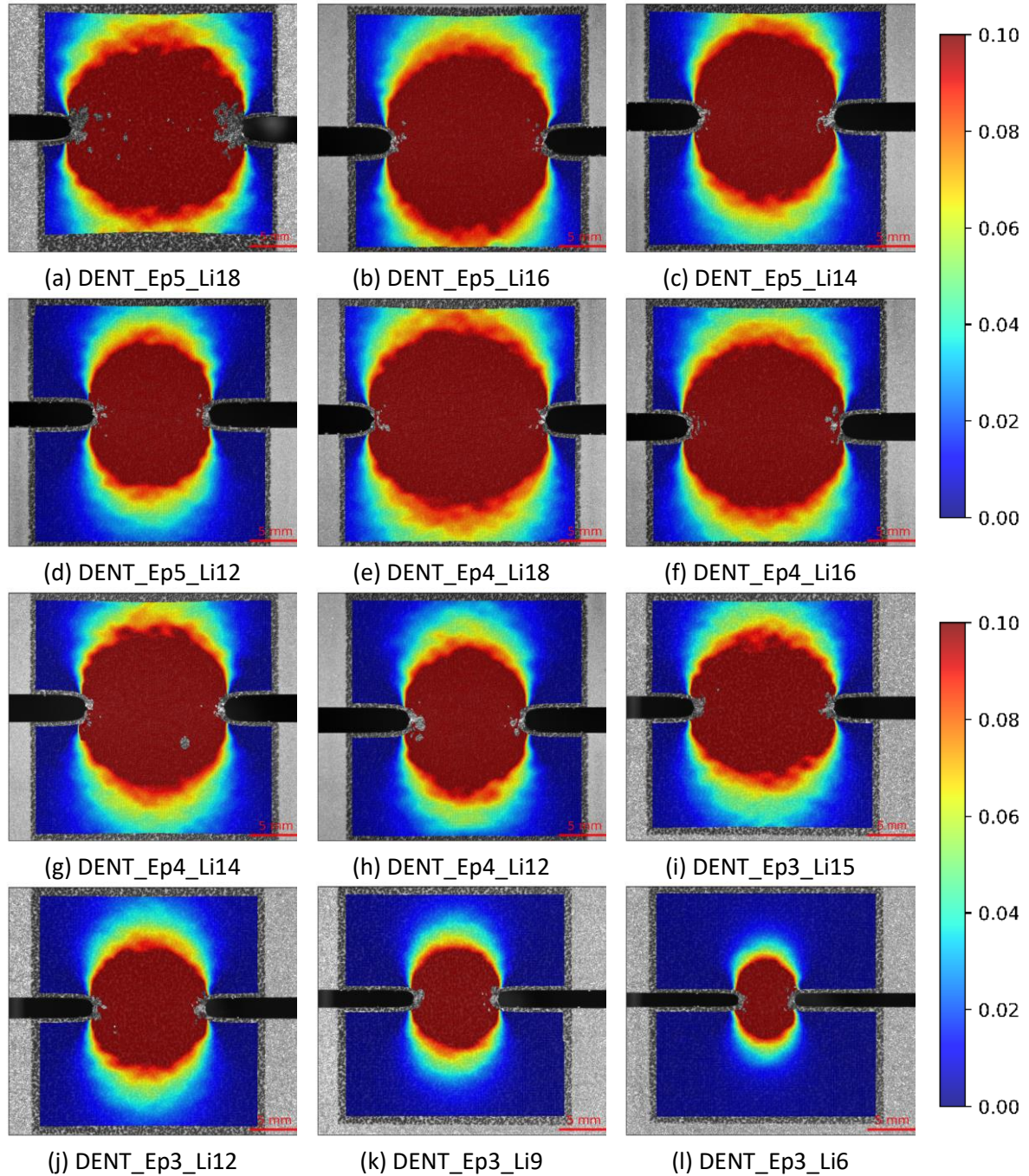


Figure E-1 Champ de déformation ϵ_{yy} à F_{max} pour des éprouvettes DENT à l'état neuf (I)

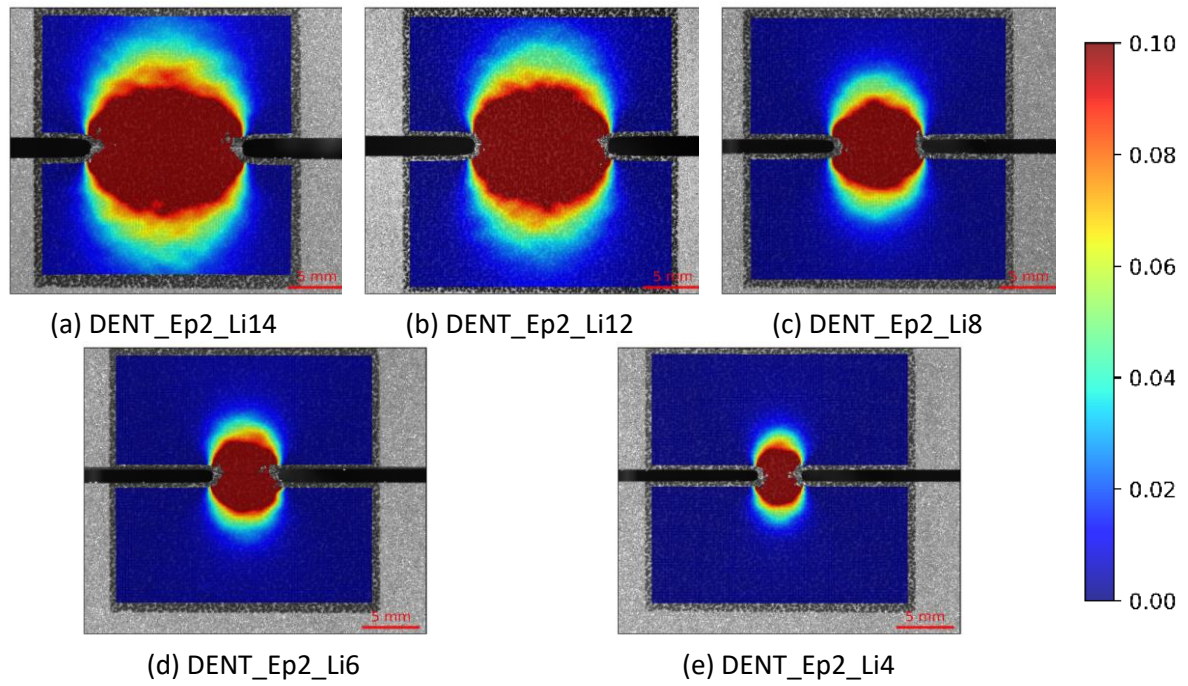


Figure E-2 Champ de déformation ϵ_{yy} à F_{max} pour des éprouvettes DENT à l'état neuf (II)

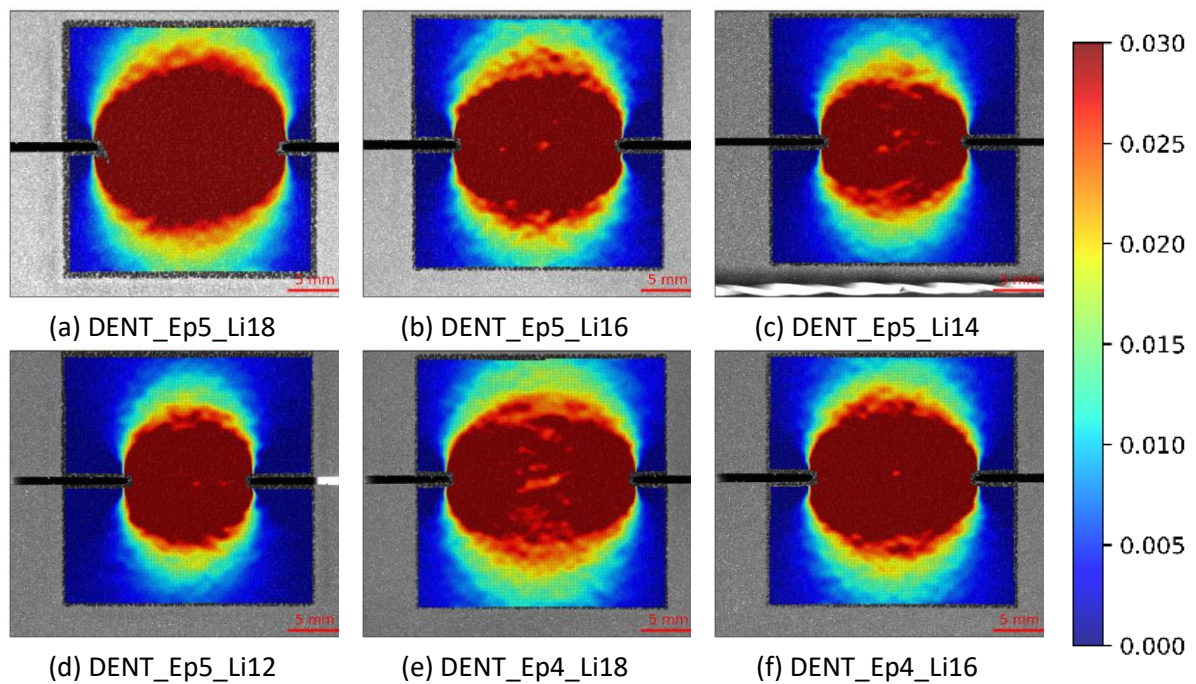


Figure E-3 Champ de déformation ϵ_{yy} à F_{max} pour des éprouvettes DENT à l'état vieilli (I)

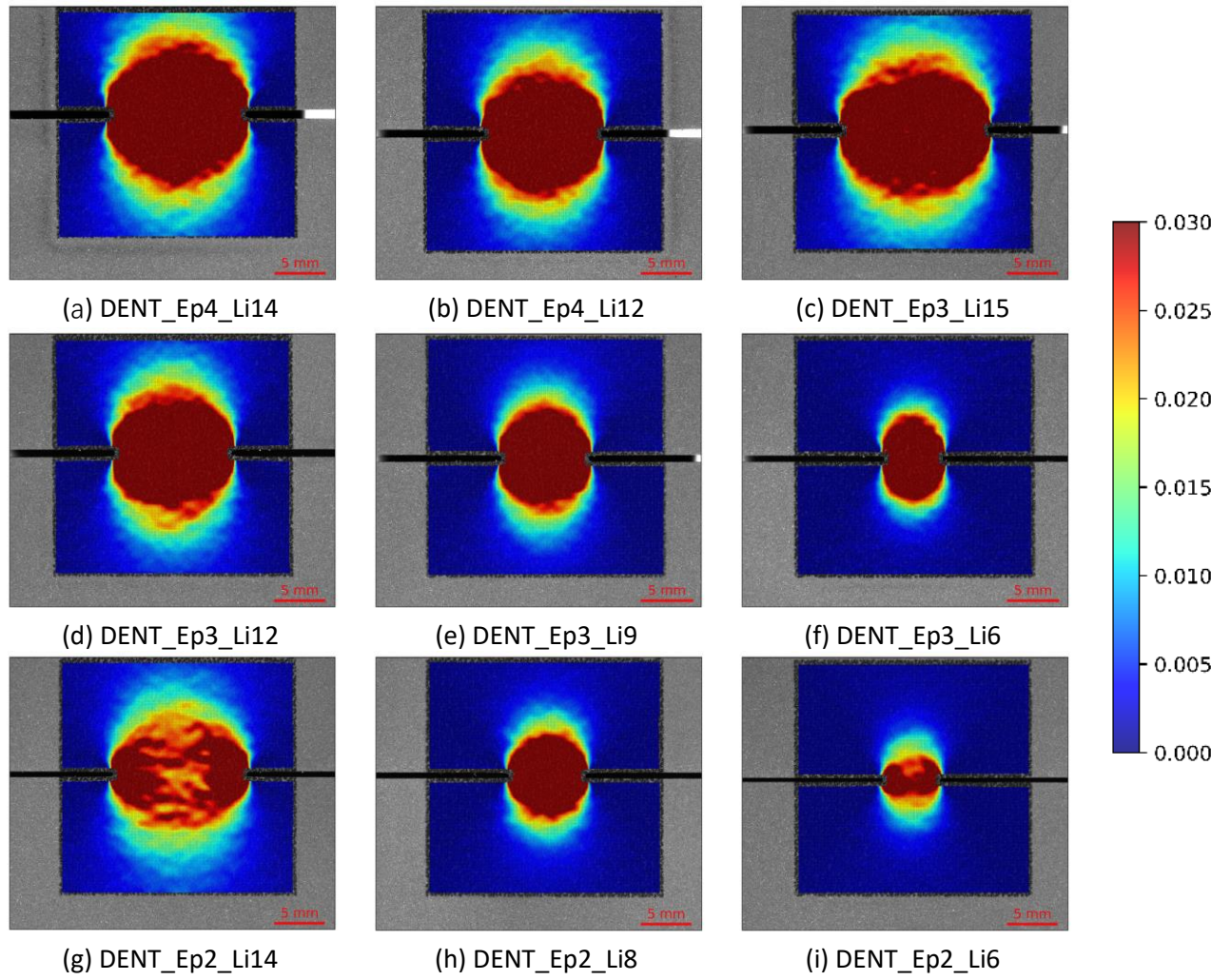


Figure E-4 Champ de déformation ϵ_{yy} à F_{max} pour des éprouvettes DENT à l'état vieilli (II)

Annexe F. Essais de ténacité sur éprouvettes CT8B4 à l'état neuf

Des essais de ténacité ont également été effectués avec des éprouvettes CT8B4 à l'état neuf. Cependant, l'ouverture de l'éprouvette est assez grande à l'état neuf. La rotation de l'éprouvette entraîne un contact entre l'éprouvette et l'extensomètre au niveau de la face avant comme illustré sur la Figure F-1 (a). La modification du point de contact de l'extensomètre change la position de mesure de l'ouverture. Ne voulant pas ré-usiner les lames de l'extensomètre, l'éprouvette CT a été ré-usinée comme indiqué sur la Figure F-1 (b), afin de rendre plus aigu le point de contact et permettre une plus grande ouverture libre. Malgré le faible niveau de contrainte en face avant sur la géométrie initiale, cet usinage qui a ouvert les trous de goupilles a conduit à une déformation plastique parasite, conduisant à une surestimation du CMOD (comme entouré par le cercle rouge sur la Figure F-1 (b)). Si ce type d'essai doit être reconduit sur l'alliage à l'état neuf, il faudra revoir le plan de l'éprouvette CT8B4 ou/et modifier la géométrie des lames de l'extensomètre. La courbe de force-ouverture est présentée sur la Figure F-1 (c). On déduit que la déformation plastique autour de trou de goupille apparaît avant la force maximale. Bien que la mesure du CMOD ne soit pas fiable, l'essai a été analysé, la courbe $J - da$ est présentée sur la Figure F-1 (d).

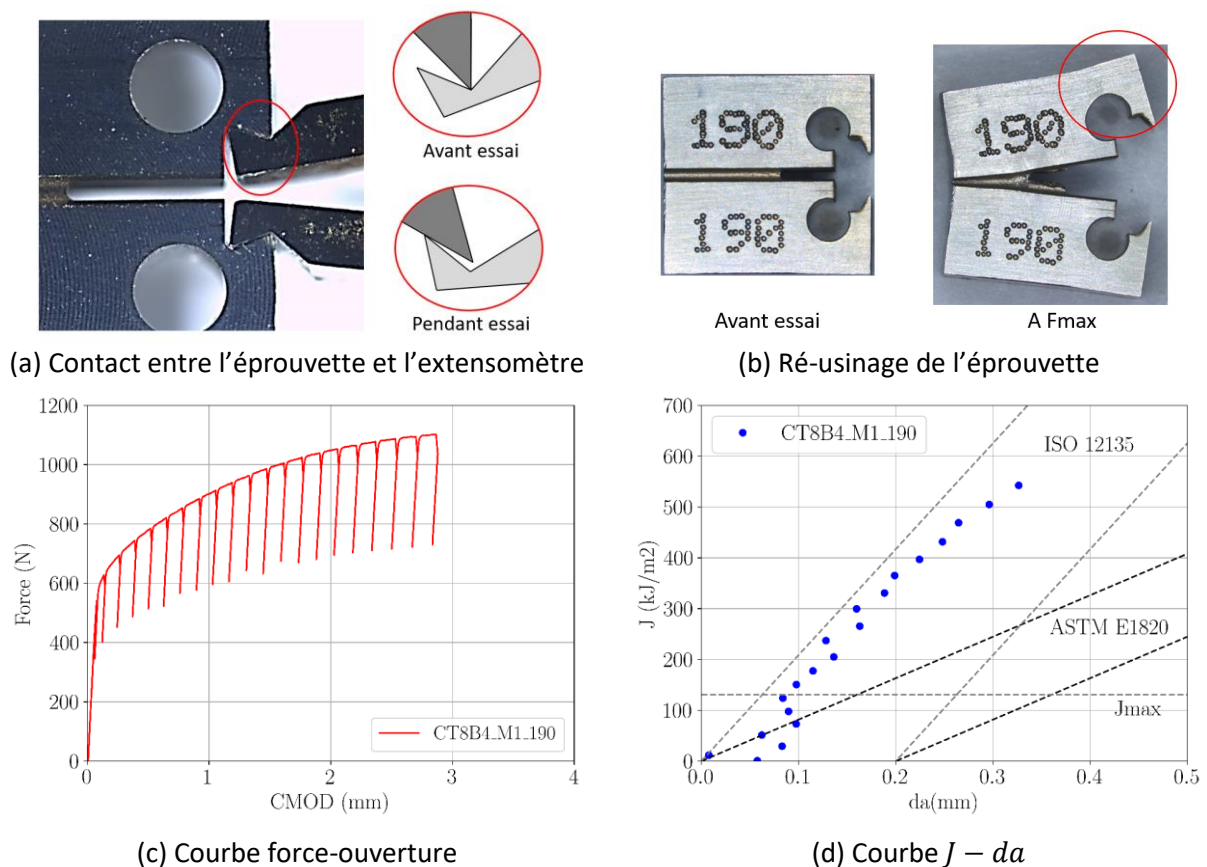


Figure F-1 Essai de ténacité de l'éprouvette CT8B4

Annexe G. Vérification de l'isotropie du matériau vieilli

L'isotropie en traction du matériau vieilli a été vérifiée. Des éprouvettes lisses ont été usinées et testées selon le plan présenté la Figure G-1. Les éprouvettes ont été prélevées dans trois sens : L, S et T. Pour chacun des sens quatre éprouvettes ont été testées. La vitesse de chargement est $\dot{\epsilon}_{ent} = 2,5 \times 10^{-4} s^{-1}$. La longueur utile est 23 mm. Donc la vitesse de déplacement du vérin est 0,35 mm/min.

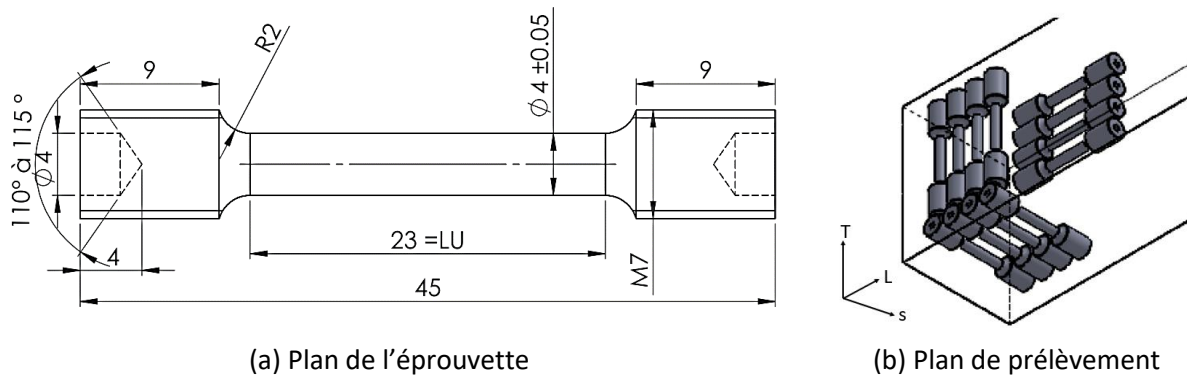


Figure G-1 Usinage des éprouvettes

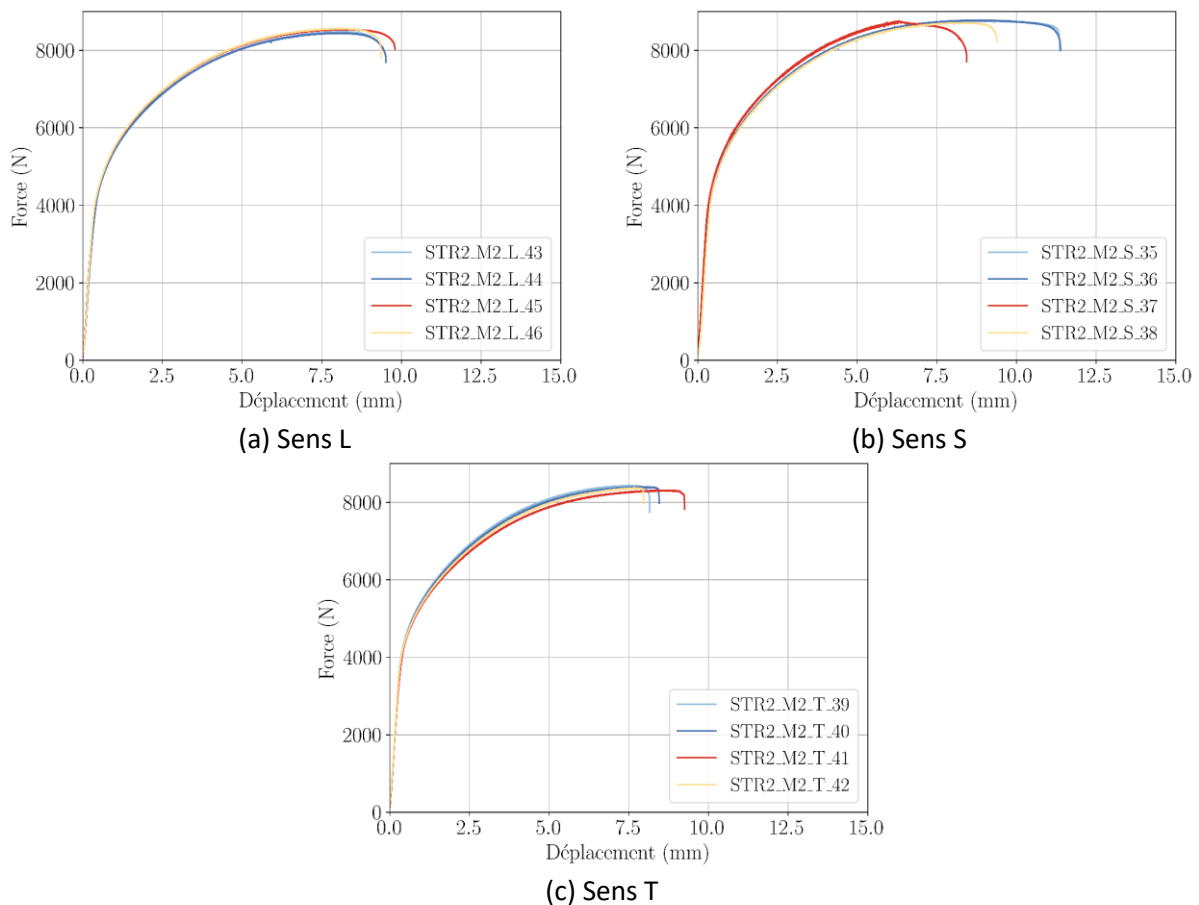


Figure G-2 Courbes de force-déplacement

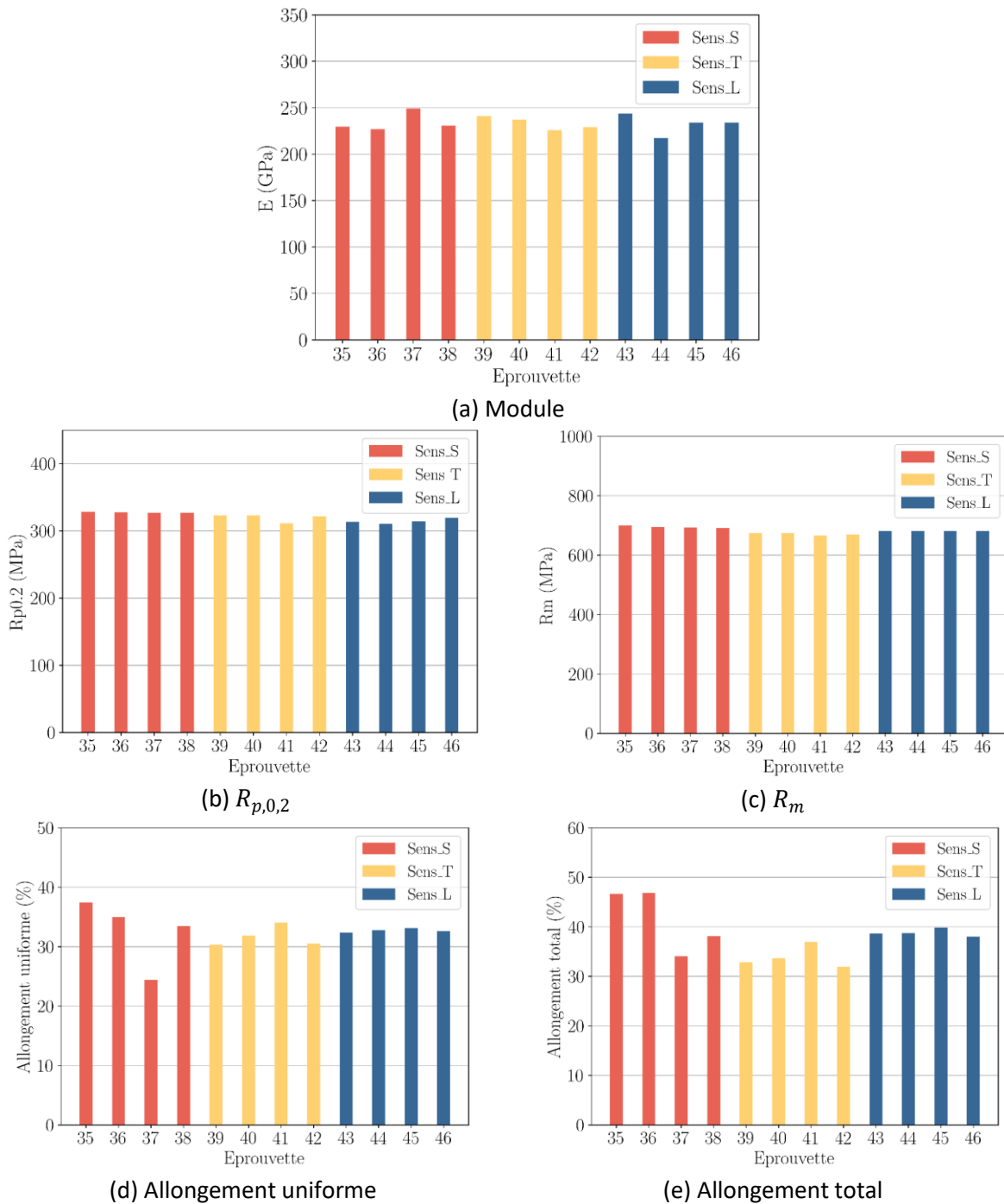


Figure G-3 Résultats des essais de traction

Les courbes de force-déplacement sont présentées sur la Figure G-1. Dans tous les trois sens, les essais sont bien reproductifs. Les valeurs de module de Young, la limite d'élasticité ($R_{p,0,2}$), la résistance de traction (R_m), l'allongement uniforme et total sont comparées et présentées sur la Figure G-3. Seul l'allongement uniforme des essais réalisés dans le sens S présente une

légère dispersion (de l'ordre de 25% en relatif). Le comportement en traction est donc considéré comme isotrope.

Annexe H. Bilan des résultats expérimentaux

Tableau H-1 Résultats des essais de traction sur éprouvettes lisses

	Éprouvette	E (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_g (%)	A (%)	Z_{profil} (%)	Z_{mesure} (%)
État neuf	ST_M1_05	198	255	560	59	74	83,3	81,2
	ST_M1_07	201	266	552	56	68	74,2	80,6
État vieilli	ST_M2_17	204	296	665	29	34	34,4	41,2
	ST_M2_18	200	285	666	32	37	37,6	38,6

A_g : allongement uniforme ; A : allongement total

Tableau H-2 Résultats des essais de traction sur éprouvettes entaillées

	Éprouvette	F/S_0 max (MPa)	V_{Fmax} (mm)	V_{rup} (mm)	$\Delta\phi/\phi_0$ à F_{max}	$\Delta\phi/\phi_0$ à rupture	Z_{profil} (%)	Z_{mesure} (%)
État neuf	NT10_M1_01	612	2.83	5,22	0,22	0,50	82,63	78,95
	NT10_M1_08	617	2.61	4,97	0,22	0,54	81,45	79,01
	NT10_M1_10	617	2.65	4,91	0,23	0,56	80,78	79,65
	NT4_M1_02	669	2.05	3,95	0,19	0,46	71,91	76,17
	NT4_M1_09	677	1.97	4,01	0,20	0,51	76,40	78,50
	NT2_M1_03	723	1.71	3,35	0,19	0,45	66,76	69,53
	NT2_M1_04	724	1.68	3,27	0,16	0,42	71,44	71,96
État vieilli	NT10_M2_11	777	1.39	1,55	0,134	0,151	31,83	26,33
	NT10_M2_12	766	1.08	1,36	0,098	0,134	26,39	33,76
	NT4_M2_13	830	0.78	0,92	0,089	0,112	23,64	24,39
	NT4_M2_14	840	0.77	0,88	0,092	0,108	25,29	25,17
	NT2_M2_16	905	0.67	0,76	0,077	0,088	20,99	20,18

V_{Fmax} : déplacement à la force maximale ; V_{rup} : déplacement à la rupture

Tableau H-3 Résultats des essais de traction sur éprouvettes de déformation plane

	Éprouvette	F_{max} (kN)	V_{Fmax} (mm)	V_{rup} (mm)	$Z_{largeur}$ (%)	$Z_{épaisseur}$ (%)
État neuf	FG2_M1_146	95,62	2,91	3,88	13,56	52,08
	FG2_M1_147	96,47	3,19	4,01	13,01	47,87
	FG6_M1_142	92,09	2,77	3,84	12,83	61,01
	FG6_M1_144	92,87	2,69	3,90	11,55	58,44
État vieilli	FG2_M2_06	111,94	1,23	1,38	3,80	17,51
	FG2_M2_07	113,94	1,32	1,40	3,57	18,94
	FG6_M2_11	109,61	1,33	1,43	4,51	22,31
	FG6_M2_12	108,24	1,21	1,29	4,48	23,78

Annexe H Bilan des résultats expérimentaux

Tableau H-4 Résultats des essais de traction in-situ au MEB

État neuf	166	dl/l_0 plastique	0,12	0,27	0,51	0,69	0,76
		$\Delta\phi/\phi_0$ (%)	1,35	3,14	4,93	10,54	19,96
		F/S_0 (Mpa)	357	455	519	567	518
	167	dl/l_0 plastique	0,18	0,33	0,57	0,69	0,73
		$\Delta\phi/\phi_0$ (%)	1,45	3,61	5,30	10,36	16,87
		F/S_0 (Mpa)	388	493	549	580	507
	168	dl/l_0 plastique	0,18	0,36	0,61	0,75	---
		$\Delta\phi/\phi_0$ (%)	0,94	3,28	5,85	11,01	17,80
		F/S_0 (Mpa)	379	495	552	586	533
État vieilli	82	dl/l_0 plastique	0,03	0,14	0,30	0,43	---
		$\Delta\phi/\phi_0$ (%)	0,19	2,01	4,27	9,20	---
		F/S_0 (Mpa)	434	565	649	682	---
		N_{inter} zone 1	1	20	43	47	48
		N_{inter} zone 2	0	7	26	36	35
		N_{inter} zone 3	0	2	31	65	83
		N_{intra} zone 1	1	4	22	22	65
		N_{intra} zone 2	0	0	7	15	52
		N_{intra} zone 3	0	0	5	29	59
	83	dl/l_0 plastique	0,15	0,28	0,48	---	---
		$\Delta\phi/\phi_0$ (%)	1,68	4,71	10,13	---	---
		F/S_0 (Mpa)	584	651	681	---	---

N_{inter} : nombre des endommagements sur les précipités intergranulaires ; N_{intra} : nombre des endommagements sur les précipités intragranulaires

Annexe H Bilan des résultats expérimentaux

Tableau H-5 Résultats des essais de ténacité sur éprouvettes CT à l'état neuf

Éprouvette	Essai type	F_{max} (kN)	$CMOD_{F_{max}}$ (mm)	F_{fin} (kN)	$CMOD_{fin}$ (mm)	a_0 (mm)	a_f (mm)	$da_{émouss}$ (mm)	J_{fin} (kJ/m ²)	$J_{0,2}$ (kJ/m ²)	J_{max} (kJ/m ²)
CT25B5_M1_127	Moyen	---	---	3,30	7,58	15,43	16,19	---	---	1395,09	204
CT25B5_M1_128	Court	---	---	3,19	5,51	15,34	15,70	---	---		
CT25B5_M1_129	Long	3,33	7,64	---	---	15,62	18,55	---	---		
CT25B7,5_M1_319	Long	4,87	7,98	---	---	15,52	18,63	---	---	1643,11	306
CT25B7,5_M1_320	Long	4,99	7,81	---	---	15,35	18,87	---	---		
CT25B7,5_M1_321	Court	---	---	4,72	5,15	---	---	0,58	765,61		
CT25B7,5_M1_322	Moyen	---	---	5,02	9,31	---	---	1,26	1580,43	2633,22	408
CT25B10_M1_121	Court	---	---	7,43	10,23	15,68	16,70	---	---		
CT25B10_M1_122	Moyen	---	---	7,66	12,09	15,56	17,35	---	---		
CT25B10_M1_123	Long	7,64	12,76	---	---	15,64	19,92	---	---	2239,32	408
CT25B12,5_M1_323	Long	9,61	11,28	---	---	15,43	19,41	---	---		
CT25B12,5_M1_324	Long	9,09	11,36	---	---	15,63	19,84	---	---		
CT25B12,5_M1_325	Moyen	---	---	9,48	11,25	---	---	1,32	1944,20	2166,70	408
CT25B12,5_M1_326	Court	---	---	8,66	7,73	---	---	0,86	1197,91		
CT25B20_M1_327	Long	15,70	11,40	---	---	15,52	19,22	---	---	2084,58	408
CT25B20_M1_328	Long	16,32	10,92	---	---	15,58	19,52	---	---		
CT25B20_M1_329	Moyen	---	---	16,09	10,83	---	---	1,23	1988,61		
CT25B20_M1_330	Court	---	---	15,19	7,24	---	---	0,80	1188,23	2646,58	816
CT25B25_M1_331	Long	21,87	9,46	---	---	15,22	19,15	---	---		
CT25B25_M1_332	Long	20,88	11,24	---	---	15,40	18,77	---	---		
CT25B25_M1_333	Moyen	---	---	21,13	11,87	---	---	0,80	1160,80	3450,21	1632
CT25B25_M1_334	Court	---	---	18,96	7,29	---	---	1,32	2189,62		
CT50B25_M1_114	Moyen	---	---	37,94	21,51	31,32	35,26	---	---		
CT50B25_M1_115	Moyen	---	---	37,57	20,38	31,08	35,67	---	---	2646,58	816
CT50B25_M1_116	Long	37,83	19,96	---	---	31,01	38,85	---	---		
CT100B50_M1_111	Long	143,70	32,68	---	---	61,50	19,15	61,34	75,44	3450,21	1632
CT100B50_M1_112	Long	143,99	36,60	---	---	61,20	19,15	60,27	75,67		

a_0 : longueur de fissure initiale ; a_f : longueur de fissure finale après essai ; $da_{émouss}$: longueur de propagation à l'émoussement

Annexe H Bilan des résultats expérimentaux

Tableau H-6 Résultats des essais de ténacité sur éprouvettes CT à l'état vieilli

Éprouvette	Essai type	F_{max} (kN)	$CMOD_{F_{max}}$ (mm)	F_{fin} (kN)	$CMOD_{fin}$ (mm)	a_0 (mm)	a_f (mm)	$J_{0,2}$ (kJ/m ²)	J_{max} (kJ/m ²)
CT8B4_M2_71	Long	1,01	1,51	---	---	4,90	5,45	325,55	152,96
CT8B4_M2_72	Long	0,98	1,46	---	---	4,87	5,53		
CT8B4_M2_73	Court	---	---	0,91	0,98	4,79	4,98		
CT8B4_M2_74	Moyen	---	---	1,00	1,61	4,86	5,17		
CT25B5_M2_61	Long	2,94	1,69	---	---	15,27	17,04	282,34	239,00
CT25B5_M2_62	Court	---	---	2,90	1,19	15,22	15,30		
CT25B5_M2_63	Moyen	---	---	3,03	1,73	15,28	15,65		
CT25B7,5_M2_55	Long	4,49	1,48	---	---	15,32	17,12	285,98	358,50
CT25B7,5_M2_56	Moyen	---	---	4,60	1,52	15,19	15,53		
CT25B7,5_M2_57	Court	---	---	4,30	1,04	15,25	15,38		
CT25B10_M2_50	Moyen	---	---	6,06	1,39	15,23	15,53	252,65	478,00
CT25B10_M2_51	Long	5,97	1,29	---	---	15,25	17,49		
CT25B10_M2_52	Moyen	---	---	6,07	1,49	15,27	16,17		
CT25B10_M2_53	Court	---	---	5,80	0,93	15,19	15,30		
CT25B12,5_M2_41	Moyen	---	---	7,57	1,65	15,22	15,82	258,81	478,00
CT25B12,5_M2_42	Long	7,64	1,77	---	---	15,28	17,38		
CT25B12,5_M2_43	Moyen	---	---	7,86	1,58	15,40	16,44		
CT25B12,5_M2_44	Court	---	---	7,41	1,05	15,17	15,36		
CT25B12,5_M2_45	Long	7,52	1,68	---	---	15,43	17,50		
CT50B25_M2_17	Court	---	---	27,56	1,67	30,40	30,78	252,08	956,00
CT50B25_M2_18	Long	28,38	2,33	---	---	30,42	34,78		
CT50B25_M2_19	Moyen	---	---	27,93	2,18	30,45	31,70		
CT100B50_M2_01	Long	106,95	2,87	---	---	60,76	69,59	263,18	1912,00
CT100B50_M2_02	Long	104,87	3,39	---	---	60,65	70,45		
CT100B50_M2_03	Moyen	---	---	104,68	3,38	60,75	63,39		
CT100B50_M2_04	Court	---	---	100,07	2,34	60,89	61,46		

Annexe H Bilan des résultats expérimentaux

Tableau H-7 Résultats des essais de traction sur éprouvettes DENT à l'état neuf

N°	W_D (mm)	t_0 (mm)	l_0 (mm)	F_{max} (kN)	V_{Fmax} (mm)	w_f (kJ/m ²)	J_c (kJ/m ²)	w_e (kJ/m ²)	$w_f \sim l_0$			
215	50	2	4	5,14	0,97	856,97	437,14	598,23	$y = 67,276x + 598,23$			
217				5,19	0,99	935,33	462,55					
212			6	7,18	1,26	979,15	523,57					
213				7,17	1,18	944,25	488,98					
209			8	9,33	1,39	1099,41	559,79					
210				9,23	1,26	1125,68	483,94					
211			9,46	1,49	1161,18	608,90						
203			12	13,33	1,81	1449,78	676,90					
205				13,31	1,91	1460,88	726,62					
207			14	15,20	1,91	1507,53	719,99					
208				15,07	1,98	1518,15	732,62					
218			3	6	17,39	1,45	1173,43			624,99	807,50	$y = 60,892x + 807,5$
219					11,21	1,45	1169,17			617,30		
221				9	14,63	1,75	1281,39			621,11		
223	14,82	1,84			1435,17	749,70						
224	12	21,15		2,23	1534,94	798,37						
226		20,94		2,15	1528,99	812,65						
227	15	23,85		2,47	1767,24	872,68						
229		22,96		2,47	1672,67	856,42						
230	70	4	12	27,96	2,45	1828,65	968,00	940,95	$y = 74,921x + 940,95$			
231				27,89	2,50	1836,57	983,12					
233			14	32,44	2,72	2032,18	1062,27					
234				32,30	2,75	2002,61	1078,84					
236			16	35,91	2,99	2132,45	1130,06					
237				35,49	2,85	2081,13	1081,66					
239			18	39,25	3,15	2282,41	1159,84					
241				39,88	3,10	2322,15	1145,25					
242			5	12	35,99	2,60	1967,00			1052,98	1189,1	$y = 68,409x + 1189,1$
243					35,86	2,59	1957,48			1066,98		
245				14	41,47	2,87	2182,95			1151,94		
246					41,31	2,94	2201,26			1190,14		
248				16	46,05	3,20	2327,39			1247,86		
249					45,89	3,09	2344,81			1193,05		
201	18	50,80		3,24	27085,07	15981,96						
202		51,54		2,94	2333,06	1142,22						

N° : numéro de l'éprouvette ; W_D : largeur ; t_0 : épaisseur ; l_0 : longueur de ligament

Annexe H Bilan des résultats expérimentaux

Tableau H-8 Résultats des essais de traction sur éprouvettes DENT à l'état vieilli

N°	W_D (mm)	t_0 (mm)	l_0 (mm)	F_{max} (kN)	V_{Fmax} (mm)	w_f (kJ/m ²)	J_c (kJ/m ²)	w_e (kJ/m ²)	$w_f \sim l_0$	
101	50	2	6	6,89	0,27	291,59	120,43	126,17	$y = 27,478x + 126,17$	
103			8	8,83	0,51	368,57	193,28			
104			8	8,41	0,37	319,82	142,72			
120			14	14,59	0,52	511,09	186,87			
89		3	6	6	10,98	0,52	401,87	231,11	267,46	$y = 23,92x + 267,46$
90				6	11,06	0,51	423,05	227,56		
92			9	14,20	0,59	458,13	250,17			
94			12	19,56	0,68	592,08	256,26			
95			15	23,13	0,73	608,79	285,06			
97		70	4	12	26,33	0,68	561,97	275,18	309,66	$y = 21,205x + 309,66$
99	14			14	30,64	0,79	625,40	318,01		
100				14	29,89	0,58	558,61	218,06		
105	16			16	35,00	0,77	673,09	312,31		
106				16	35,05	0,76	688,46	311,07		
107	18			18	38,31	0,72	665,25	280,01		
108				18	38,39	0,73	684,69	282,43		
109	5		12	12	35,13	0,66	509,17	279,93	271,9	$y = 19,381x + 271,9$
110				12	34,30	0,62	521,34	264,53		
112			14	14	38,01	0,67	514,55	216,35		
114		14		43,69	0,72	528,14	282,95			
115		18	18	48,97	0,83	576,62	279,79			
116			18	49,31	0,88	608,71	287,41			

Annexe I. Simulations des essais de traction avec le modèle GTN

Les essais de traction sur éprouvettes NTx ont simulés avec le modèle GTN qui a été identifié par les essais de ténacité. Ces résultats sont intéressants car ils permettent d'évaluer la fiabilité du modèle à basse triaxialité. Les maillages de NTx sont identiques à ceux du chapitre 4. Les résultats sont comparés avec les essais sur les figures I-1 à I-3. Les simulations élasto-plastiques ne sont pas reportées ici, elles ont déjà été présentées dans le chapitre 4. À l'état vieilli, malgré une légère dispersion sur la déformation à rupture, les simulations utilisant le modèle GTN sont un bon accord avec les essais. En revanche, à l'état neuf, le modèle surestime notablement l'endommagement à basse triaxialité. Il serait intéressant de ré-identifier le modèle GTN en ajoutant les éprouvettes NT dans le processus d'identification inverse.

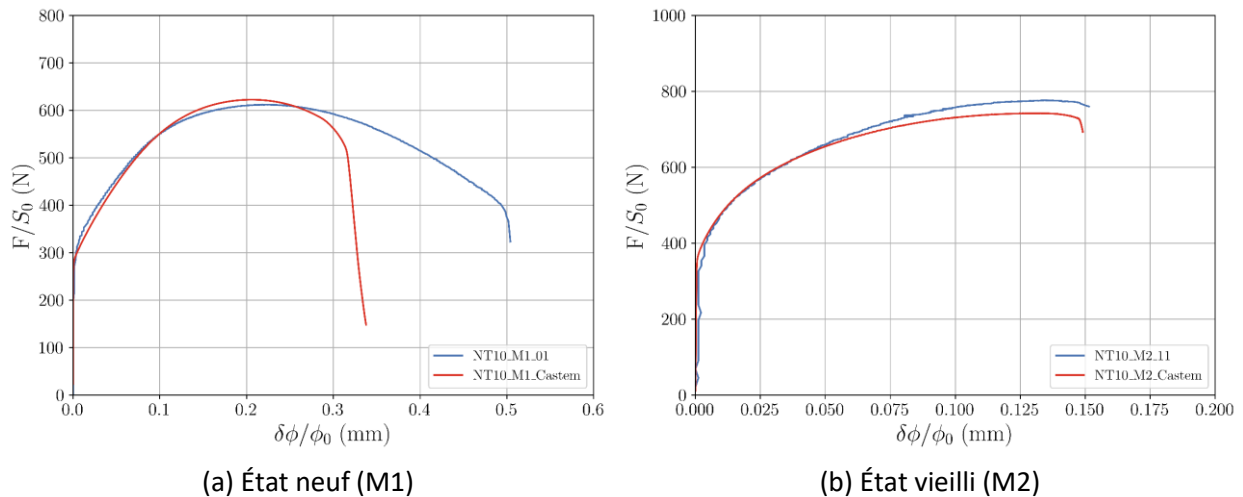


Figure I-1 Résultats de NT10

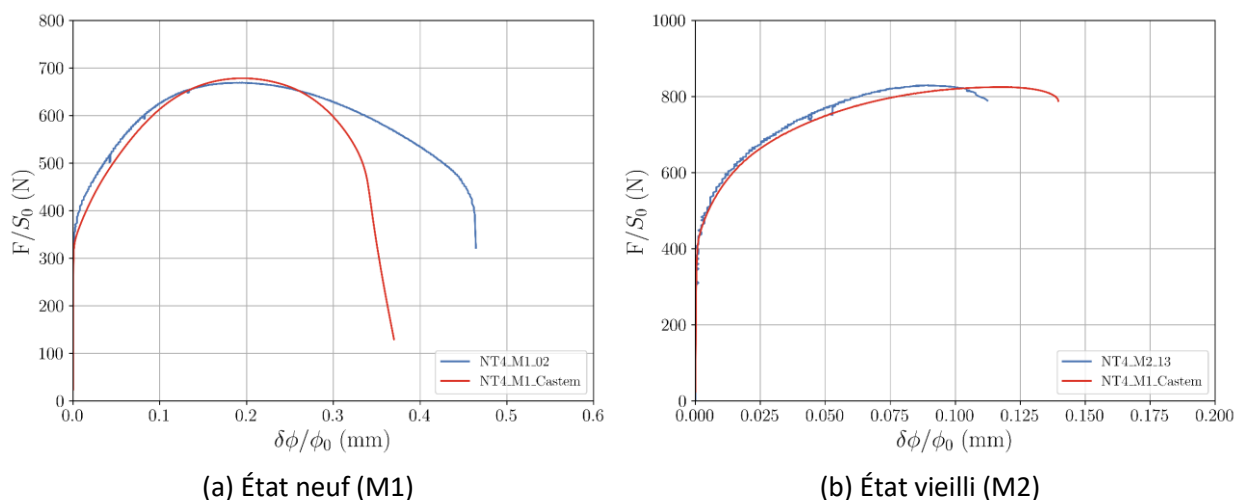


Figure I-2 Résultats de NT4

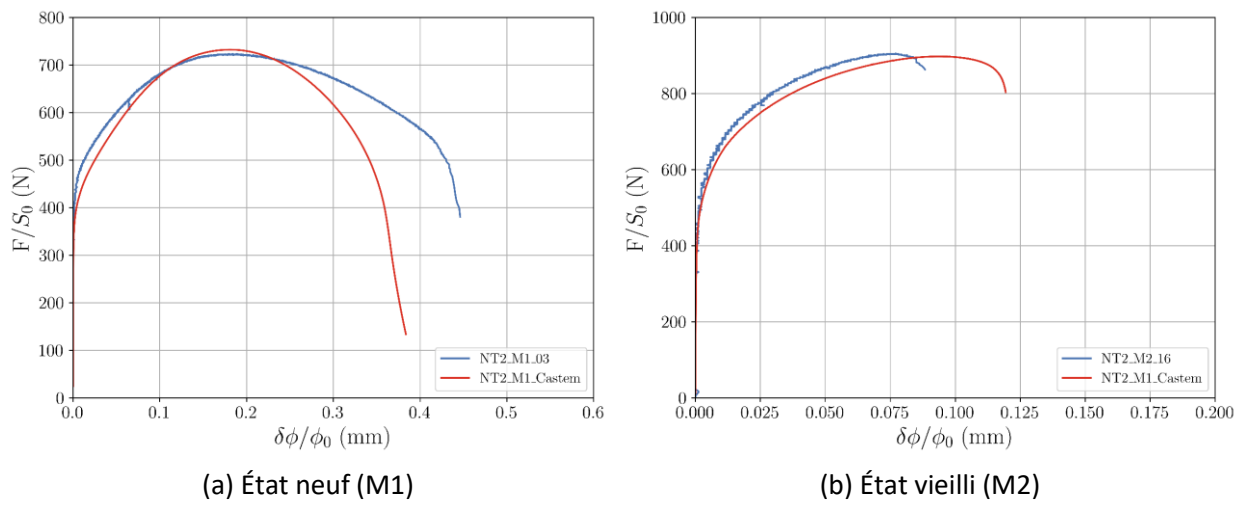


Figure I-3 Résultats de NT2

Annexe J. Simulations de l'érouissement de l'éprouvette CT

L'érouissement de l'éprouvette CT a été étudié en réalisant les simulations élasto-plastiques avec des décharges partielles. Les simulations ont été réalisées sur l'éprouvette CT25B12,5 avec deux logiciels : Cast3M et Zset (développé par Centre des Matériaux). Le même maillage et la même loi de comportement a été utilisée pour faire les calculs. Les résultats sont présentés sur la Figure J-1. Les courbes force-ouverture issues de ces deux logiciels ne présentent pas de différence sur l'enveloppe des courbes (voir la Figure J-1 (a)). L'avancée de fissure est évaluée par la méthode de complaisance et aussi par mesure directe sur le maillage. Les avancées sont présentées sur la Figure J-1 (b). On trouve une grande différence entre les résultats de Cast3M (points verts) et ceux de Zset (points bleus) selon la méthode de complaisance. La propagation de fissure est d'abord légèrement négative puis positive selon Zset. La propagation de fissure est toujours négative avec Cast3M. L'origine de cette différence n'a pas été identifiée. Un benchmark utilisant un troisième code pourrait être effectué sur les mêmes calculs afin d'identifier l'origine de la différence entre les codes. La Figure J-1 (b) présente la mesure directe (ligne continue rouge) et les résultats de méthode indirecte de complaisance (courbe en pointillés bleus pour Zset et verts pour Cast3M). Possiblement, il y a un effet du taux d'érouissage. Donc, les calculs avec différents érouissages pourraient être réalisés pour étudier cet effet. Du fait de cette écart, c'est la mesure directe qui été reconsidérée dans cette thèse.

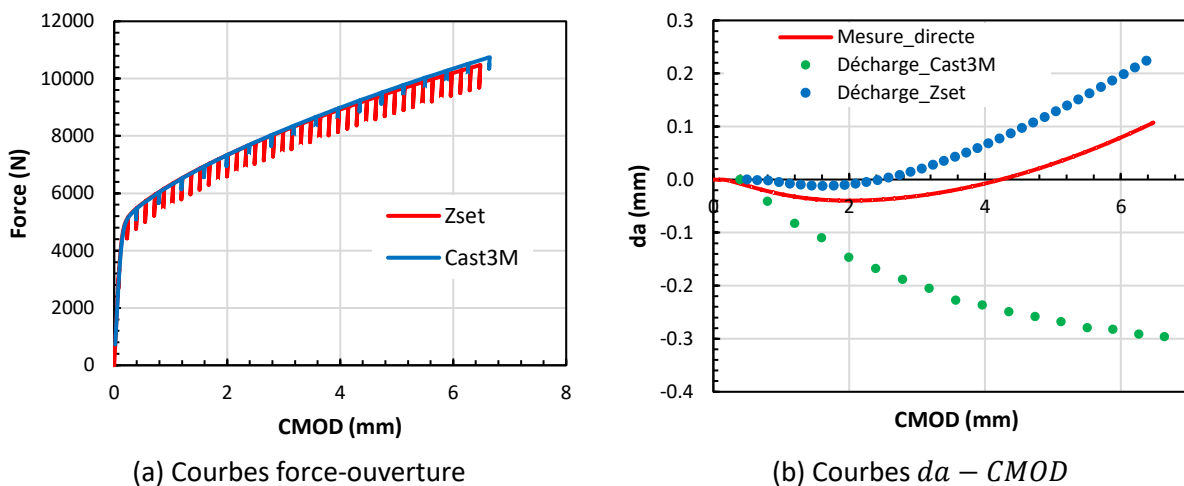


Figure J-1 Résultats de simulations de CT25B12,5

Bibliographie

Abduluyahed, A.A. and Kurzydłowski, K.J. (1998) 'Tensile properties of a type 316 stainless steel strained in air and vacuum', *Materials Science and Engineering: A*, 256(1), pp. 34–38.

Alomari, A.S., Kumar, N. and Murty, K.L. (2019) 'Creep Behavior and Microstructural Evolution of a Fe-20Cr-25Ni (Mass Percent) Austenitic Stainless Steel (Alloy 709) at Elevated Temperatures', *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50(2), pp. 641–654.

AREVA (2015) 'Synthèse réalisation et caractérisation d'une plaque épaisse en 316L(N)'.

ASTM E1820 (2023) Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness.

Bao, C. and Cai, L. (2011) 'Investigation on compliance rotation correction for compact tensile specimen in unloading compliance method', *Acta Mechanica Solida Sinica*, 24(2), pp. 144–152.

Broberg, K. (1975) 'On stable crack growth', *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 23(3), pp. 215–237.

Brochard, J. et al. (1995) 'Numerical evaluation of the energy release rate for nonlinear fracture mechanics. Formulation of the G- θ method and application with Castem 2000'.

Chen, C. and Qian, X. (2022) 'A non-contact approach to measure J-R curve for side-grooved specimens using digital image correlation', *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 121, p. 103549.

Chen, S.Y. and Gan, D. (1986) 'Effects of grain boundary carbides on the tensile and impact properties of type 316 stainless steel', *Materials Science and Engineering*, 84, pp. 65–76.

Chu, C. and Needleman, A. (1980) 'Void nucleation effects in biaxially stretched sheets'.

Cotterell, B. and Reddel, J. (1977) 'The essential work of plane stress ductile fracture', *International journal of fracture*, 13(3), pp. 267–277.

Cravero, S. and Ruggieri, C. (2007) 'Estimation procedure of J-resistance curves for SE(T) fracture specimens using unloading compliance', *Engineering Fracture Mechanics*, 74(17), pp. 2735–2757.

Destuynder, P., Djaoua, M. and Lescure, S. (1983) 'Quelques remarques sur la mécanique de la rupture élastique'.

Fahr, D. (1973) Analysis of stress-strain behavior of type 316 stainless steel. Oak Ridge National Lab.(ORNL), Oak Ridge, TN (United States).

François, D. (2007) 'Essais de mesure de la ténacité - Mécanique de la rupture', Étude et propriétés des métaux.

Frómeta, D. et al. (2020) 'Identification of fracture toughness parameters to understand the fracture resistance of advanced high strength sheet steels', *Engineering Fracture Mechanics*, 229, p. 106949.

Gan, D. (1982) 'Tensile and fracture properties of type 316 stainless steel after creep', *Metallurgical Transactions A*, 13(12), pp. 2155–2163.

Ganesan, V., Laha, K. and Mathew, M.D. (2014) 'Influence of Nitrogen Content on the Evolution of Creep Damage in 316 LN Stainless Steel', *Procedia Engineering*, 86, pp. 58–65.

Garbarz, B. and Pickering, F.B. (1988) 'Effect of pearlite morphology on impact toughness of eutectoid steel containing vanadium', *Materials Science and Technology*, 4(4), pp. 328–334.

Gholipour, H., Biglari, F.R. and Nikbin, K. (2019) 'Experimental and numerical investigation of ductile fracture using GTN damage model on in-situ tensile tests', *International Journal of Mechanical Sciences*, 164, p. 105170.

Gray Jr, R., Loss, F. and Menke, B. (1978) 'Development of JR Curve Procedures, NRL-EPRI Research Program (RP 886.2)', Evaluation and Prediction of Neutron Embrittlement in Reactor Pressure Vessel Materials. Annual Progress Report for CY.

Guery, A. et al. (2018) 'Caractérisation des produits K46, plaque épaisse et virole', Rapport GT316.

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(1), pp. 2–15.

Hancock, J. and Mackenzie, A. (1976) 'On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states', *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 24(2–3), pp. 147–160.

- Hilhorst, A., Pardoën, T. and Jacques, P.J. (2022) 'Optimization of the essential work of fracture method for characterization of the fracture resistance of metallic sheets', *Engineering Fracture Mechanics*, 268, p. 108442.
- Hosford, W.F. (1972) 'A Generalized Isotropic Yield Criterion', *Journal of Applied Mechanics*, 39(2), pp. 607–609.
- ISO 12135 (2021) Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness, ISO.
- Joyce, J.A. and Link, R.E. (1995) 'Effects of constraint on upper shelf fracture toughness', *ASTM special technical publication*, 1256, pp. 142–177.
- Kang, Y.-L. et al. (2005) 'Experimental investigations of the effect of thickness on fracture toughness of metallic foils', *Materials Science and Engineering: A*, 394(1), pp. 312–319.
- Kazuhiro Kimura et al. (2014) 'Creep strength and microstructural evolution of Type 316L(N) stainless steel', *Proc. ECCC Creep & Fracture*.
- Konopik, P. and Viehrig, H.W. (2015) 'Fracture toughness determination of P91 steel according to ASTM E1820 and ISO 12135', *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, (Vol. 69, nr 2), pp. 64–68.
- Lai, M.O. and Ferguson, W.G. (1986) 'Effect of specimen thickness on fracture toughness', *Engineering Fracture Mechanics*, 23(4), pp. 649–659.
- Landes, J. (1995) 'The blunting line in elastic-plastic fracture', *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 18(11), pp. 1289–1297.
- Landes, J.D. and Begley, J.A. (1972) 'Test Results from J-Integral Studies: An Attempt to Establish a Testing Procedure'.
- Li, X. et al. (2020) 'Evaluation and comparison of fracture toughness for metallic materials in different conditions by ASTM and ISO standards', *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 187, p. 104189.
- Loss, F.J. (1980) *Structural Integrity of Water Reactor Pressure Boundary Components*. NAVAL RESEARCH LAB WASHINGTON DC.

Lucon, E. et al. (2006) 'Use of Miniaturized Compact Tension Specimens for Fracture Toughness Measurements in the Upper Shelf Regime', *Journal of ASTM International*, 3(1), p. JAI13235.

Lucon, E. and Scibetta, M. (2008) 'Miniature Compact Tension Specimens for Upper Shelf Fracture Toughness Measurements on RPV Steels', *Journal of ASTM International*, 5, pp. 1–10.

Ma, H.-Y. et al. (2023) 'Fracture mechanism of 316L/BNi-2 brazed joints using experiment and microstructure-based model', *Journal of Manufacturing Processes*, 101, pp. 1167–1175.

Marchal, Y., Walhin, J.-F. and Delannay, F. (1997) 'Statistical procedure for improving the precision of the measurement of the essential work of fracture of thin sheets', *International Journal of Fracture*, 87(2), pp. 189–199.

O'Brien, D. and Ferguson, W. (1982) 'On the J-integral blunting line for soft materials', *International Journal of Fracture*, 20(2), pp. R39–R43.

Ono, H., Kasada, R. and Kimura, A. (2004) 'Specimen size effects on fracture toughness of JLF-1 reduced-activation ferritic steel', *Journal of Nuclear Materials*, 329–333, pp. 1117–1121.

Padilha, A.F. and Rios, P.R. (2002) 'Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels', *ISIJ International*, 42(4), pp. 325–327.

Pardoen, T. and Delannay, F. (2000) 'A method for the metallographical measurement of the CTOD at cracking initiation and the role of reverse plasticity on unloading', *Engineering Fracture Mechanics*, 65(4), pp. 455–466.

Pardoen, T., Marchal, Y. and Delannay, F. (1999) 'Thickness dependence of cracking resistance in thin aluminium plates', *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 47(10), pp. 2093–2123.

Pardoen, T., Marchal, Y. and Delannay, F. (2002) 'Essential work of fracture compared to fracture mechanics-towards a thickness independent plane stress toughness', *Engineering Fracture Mechanics*, 69(5), pp. 617–631.

Park, D.-Y., Tyson, W.R. and Gravel, J.-P. (2017) 'CANMET SENT test method, updates and applications', *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 156, pp. 8–16.

R. E. Link et al. (1991) 'Something new on size and constraint effects for J–R curves'.

Rice, J. and Sorensen, E.P. (1978) 'Continuing crack-tip deformation and fracture for plane-strain crack growth in elastic-plastic solids', *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 26(3), pp. 163–186.

Rice, J.R. (1968) 'A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks'.

Rieth, M. et al. (2004) 'Creep of the Austenitic Steel AISI 316L (N)', *Experiments and Models*.

Rink, M., Andena, L. and Marano, C. (2014) 'The essential work of fracture in relation to J-integral', *Engineering Fracture Mechanics*, 127, pp. 46–55.

Sahoo, S. et al. (2018) 'Ductile Tearing Resistance Indexing of Automotive Grade DP 590 Steel Sheets: EWF Testing Using DENT Specimens', *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(4), pp. 2018–2023.

Samuel, E.I., Choudhary, B.K. and Bhanu Sankara Rao, K. (2002) 'Influence of temperature and strain rate on tensile work hardening behaviour of type 316 LN austenitic stainless steel', *Scripta Materialia*, 46(7), pp. 507–512.

Saxena, A. and Hudak, S. (1978) 'Review and extension of compliance information for common crack growth specimens', *International Journal of Fracture*, 14(5), pp. 453–468.

Schwalbe, K.-H. and Heerens, J. (1985) 'Proposed modifications of ASTM E813-81 standard test method for JIc', *Nuclear Engineering and Design*, 87, pp. 101–107.

Seok, C.-S. and Kim, S.-Y. (2002) 'Effect of specimen configurations on the fracture resistance curve', *Nuclear Engineering and Design*, 214(1), pp. 47–56.

Shahani, A.R. et al. (2010) 'Experimental and numerical investigation of thickness effect on ductile fracture toughness of steel alloy sheets', *Engineering Fracture Mechanics*, 77(4), pp. 646–659.

Shankar, P. et al. (1999) 'Effect of thermal aging on the room temperature tensile properties of AISI type 316LN stainless steel', *Journal of Nuclear Materials*, 264(1), pp. 29–34.

Shen, G. et al. (2010) 'Effect of side grooves on compliance, j-integral and constraint of a clamped se(t) specimen', in. *American Society of Mechanical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division (Publication) PVP*, pp. 81–89.

- Shih, C. (1981) 'Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks', *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 29(4), pp. 305–326.
- Shih, C.F., de Lorenzi, H.G. and Andrews, W.R. (1977) 'Elastic compliances and stress-intensity factors for side-grooved compact specimens', *International Journal of Fracture*, 13(4), pp. 544–548.
- Simmons, J.W. (1996) 'Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels', *Materials Science and Engineering: A*, 207(2), pp. 159–169.
- Soboyejo, W. (2002) *Mechanical Properties of Engineered Materials*. Boca Raton: CRC Press.
- Springmann, M. and Kuna, M. (2005) 'Identification of material parameters of the Gurson–Tvergaard–Needleman model by combined experimental and numerical techniques', *Computational Materials Science*, 32(3), pp. 544–552.
- Stein, F. and Leineweber, A. (2021) 'Laves phases: a review of their functional and structural applications and an improved fundamental understanding of stability and properties', *Journal of Materials Science*, 56(9), pp. 5321–5427.
- Stone, R.H.V. et al. (1985) 'Microstructural aspects of fracture by dimpled rupture', *International Metals Reviews*.
- Sunilkumar M R et al. (2020) 'Fracture Toughness Analysis of Automotive-Grade Dual-Phase Steel Using Essential Work of Fracture (EWF) Method', *Metals*, 10.8, p. 1019.
- Sunilkumar M R (2021) 'Fracture toughness analysis of automotive steel in plane stress'.
- Tvergaard, V. and Needleman, A. (1984) 'Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar', *Acta metallurgica*, 32(1), pp. 157–169.
- Vincent (2009) 'Programmes de fluage long terme et de vieillissements thermiques de l'acier 316 L(N) pour la qualification et la justification de la durée de vie des structures'.
- Voce E. (1948) 'The relationship between stress and strain for homogeneous deformation', *Journal of the Institute of Metals*, 74, pp. 537–562.

- Wang, X. et al. (2021) 'In-situ EBSD investigation of plastic damage in a 316 austenitic stainless steel and its molecular dynamics (MD) simulations', *Journal of Materials Research and Technology*, 13, pp. 823–833.
- Wedberg, D., & Lindgren, L. E. (2015). Modelling flow stress of AISI 316L at high strain rates. *Mechanics of Materials*, 91, 194-207.
- Wu, J. and Mai, Y.-W. (1996) 'The essential fracture work concept for toughness measurement of ductile polymers', *Polymer Engineering & Science*, 36(18), pp. 2275–2288.
- Xue, L. (2007) 'Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids subject to triaxial loading', *International Journal of Solids and Structures*, 44(16), pp. 5163–5181.
- Yildiz, R.A. and Yilmaz, S. (2020) 'Experimental Investigation of GTN model parameters of 6061 Al alloy', *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 83, p. 104040.
- Zhang, S. et al. (2020) 'Calculation and comparison on fracture toughness of specific reliability between ASTM and ISO standards', *Materials Research Express*, 7(2), p. 026529.
- Zhang, T. and Zhao, Y. (2023) 'A study on the parameter identification and failure prediction of ductile metals using Gurson–Tvergaard–Needleman (GTN) model', *Materials Today Communications*, 34, p. 105223.
- Zhu, X.-K. (2016) 'Review of fracture toughness test methods for ductile materials in low-constraint conditions', *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 139–140, pp. 173–183.

RÉSUMÉ

Les essais de ténacité permettent de mesurer les propriétés de résistance d'un matériau vis-à-vis de l'amorçage et de la propagation de fissure. La réalisation de ces essais nécessite l'utilisation d'éprouvettes suffisamment grandes afin de mesurer une propriété valide. Cependant, il existe de nombreux cas pour lesquels il n'est pas possible d'obtenir des éprouvettes de dimensions suffisantes. En combinant une approche expérimentale et la simulation, cette thèse vise à développer des méthodes de mesure de la ténacité d'un matériau ductile à l'aide de petites éprouvettes. Un acier 316L(N) a été retenu pour cette étude car il est largement utilisé dans l'industrie nucléaire. Afin d'évaluer la robustesse de la démarche, l'étude a été conduite sur l'alliage à l'état neuf et sur un état moins ductile vieilli à 750°C en 2000h.

L'étude a été faite sur une large gamme d'éprouvettes non fissurées (lisses, axisymétriques entaillées, doublement entaillées (DENT), de déformation plane) et fissurées (CT) de géométries variables. Les éprouvettes fissurées ont été analysées en terme de courbe $J - da$ et les éprouvettes non fissurées (DENT) en terme de travail essentiel de rupture. Cette large base d'essais, combinée avec des expertises fractographiques et des essais interrompus, a permis d'identifier la séquence d'endommagement et d'ajuster un modèle de comportement et d'endommagement couplé (type GTN). La confrontation entre expériences et simulations a permis de discuter l'effet de taille sur la mesure de J , les limites de validité des normes et la compétition entre rupture par déchirement ductile et instabilité pastique.

MOTS CLÉS

Ténacité, propagation de fissure, éprouvette miniaturisée, travaille essentiel, effet de l'épaisseur, effet de taille, 316L(N)

ABSTRACT

Fracture toughness tests allow measuring a material's properties resisting crack initiation and propagation. They require the specimen size to be large enough to measure a valid value. However, there are numerous cases where obtaining specimens of adequate dimensions is impossible. By combining an experimental approach with simulations, this thesis aims to develop methods for measuring the toughness of a ductile material using small specimens. This study is carried out on 316L(N) stainless steel, which is widely used in the nuclear industry. To assess the robustness of the approach, the material was studied at its as-received state and at an aged state at 750°C for 2000 hours, which is less ductile.

A broad range of uncracked specimens (smooth and notched tensile, double edge notched tensile (DENT), and flat-grooved) and cracked specimens (CT) with variable geometries was studied. The cracked specimens were analyzed in terms of $J - da$ curve, and the uncracked specimens (DENT) in terms of essential work of fracture. These tests, combined with fractographic analysis and interrupted tests, allow identifying the damage sequence and adjusting a coupled plastic behavior and damage model (GTN type). The comparison between experiences and simulations facilitated discussions on the size effect on J measurement, the validity limits of standards, and the competition between rupture by ductile tearing and plastic instability.

KEYWORDS

Fracture toughness, crack propagation, miniaturized specimen, essential work, thickness effect, size effect, 316L(N)