

Etude de la compétition déchirure ductile / rupture fragile : Application à la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés.

Vincent Le Corre

▶ **To cite this version:**

Vincent Le Corre. Etude de la compétition déchirure ductile / rupture fragile : Application à la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés.. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole Centrale de Lille, 2006. Français. NNT : . tel-00142227v2

HAL Id: tel-00142227

https://theses.hal.science/tel-00142227v2

Submitted on 6 May 2007

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

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

N° d'ordre : 24

ECOLE CENTRALE DE LILLE

THESE

Présentée pour obtenir le grade de

DOCTEUR

En

MECANIQUE

Par

Vincent LE CORRE

DOCTORAT DELIVRE CONJOINTEMENT PAR L'ECOLE CENTRALE DE LILLE ET L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

ETUDE DE LA COMPETITION DECHIRURE DUCTILE / RUPTURE FRAGILE : APPLICATION A LA TENUE MECANIQUE DES TUBES EN ACIER C-Mn ET DE LEURS JOINTS SOUDES

Soutenue le 22 Septembre 2006

- JURY -

M. Alain COMBESCURE	Professeur, INSA de Lyon	Président
M Philippe BOMPARD	Professeur, Ecole Centrale de Paris	Rapporteur
M. François HILD	Directeur de Recherche, LMT Cachan	Rapporteur
M. Benoît TANGUY	Chargé de Recherche, Ecole des Mines de Paris	Examinateur
M. Stéphane CHAPULIOT	Ingénieur, CEA Saclay	Examinateur
M. Antoine FISSOLO	HDR, Ingénieur, CEA Saclay	Examinateur
Mme Suzanne DEGALLAIX	Professeur, Ecole Centrale de Lille	Examinateur

RESUME

L'étude porte sur le comportement à rupture des structures minces soudées dans le domaine de transition fragile/ductile. Elle a pour objectif de proposer un critère permettant de définir les conditions pour lesquelles le risque de rupture par clivage reste nul sur une structure fissurée.

L'étude bibliographique montre que les difficultés de la prédiction du comportement à rupture d'une structure sont dues au fait que la probabilité de rupture dépend des champs mécaniques en pointe de fissure. Le domaine de transition fragile/ductile dépend donc de la géométrie étudiée.

Une contrainte seuil, en-dessous de laquelle le clivage ne peut avoir lieu, est définie à partir d'essais sur éprouvettes entaillées rompues à très basse température.

L'analyse numérique par éléments finis d'essais de rupture sur éprouvettes CT dans le domaine de transition fait apparaître une relation linéaire entre la probabilité de rupture et le volume de matière ayant dépassé la contrainte seuil, montrant ainsi la pertinence du critère proposé. De plus, plusieurs relations simplifiant l'identification des paramètres du critère sont établies.

Le critère est appliqué à un acier C-Mn de construction nucléaire, en s'intéressant plus particulièrement à la limite supérieure du domaine de transition. Un essai de rupture sur un tube aux dimensions d'utilisation est conçu, développé, réalisé et interprété grâce à une simulation numérique. Les résultats montrent premièrement qu'il existe sur la structure un décalage important du domaine de transition, dû au faible confinement de plasticité rencontré dans les structures minces, deuxièmement que le critère en contrainte seuil permet d'estimer simplement ce décalage.

ABSTRACT

This study deals with the fracture behaviour of welded thin structures in the ductile to brittle transition range. It aims to propose a criterion to define the conditions for which the risk of fracture by cleavage does not exist on a cracked structure.

The literature review shows that the difficulties of prediction of the fracture behaviour of a structure are related to the dependence of the fracture probability to the mechanical fields at the crack tip. The ductile to brittle transition range thus depends on the studied geometry of the structure.

A threshold stress, below which cleavage cannot take place, is defined using fracture tests on notched specimens broken at very low temperature.

The finite element numerical simulation of fracture tests on CT specimens in the transition range shows a linear relationship between the fracture probability and the volume exceeding the threshold stress, thus showing the relevance of the proposed criterion. Moreover, several relations are established allowing to simplify the identification of the criterion parameters.

The criterion is applied to a nuclear structural C-Mn steel, by focusing more particularly on the higher boundary of the transition range. A fracture test on a full-scale pipe is designed, developed, carried out and analysed using its numerical simulation. The results show firstly that, on the structure, the transition range is shifted in temperature, compared to laboratory specimens, due to the low plasticity constraint achieved in thin structures, and secondly that the threshold stress criterion allows to estimate simply this shift.

REMERCIEMENTS

Je remercie vivement l'ensemble des membres du jury, en commençant par Ph. Bompard et F. Hild pour l'analyse détaillée de ce travail qu'ils ont fourni en tant que rapporteurs. Je remercie A. Combescure pour avoir accepté de présider le jury ainsi que B. Tanguy pour le regard critique qu'il a porté sur ce travail.

Je tiens à remercier S. Degallaix, de l'Ecole Centrale de Lille, pour avoir accepté de diriger cette thèse. Je lui exprime ma reconnaissance pour l'ensemble de ses conseils avisés et pour son aide précieuse, notamment lors de la phase finale de ce travail.

Je tiens à exprimer ma gratitude envers S. Chapuliot, qui est à l'origine de ce travail, pour son encadrement quotidien. Il a su me communiquer son dynamisme, son enthousiasme et sa passion. Ce fut un réel plaisir de travailler ensemble.

Je remercie A. Fissolo pour l'opportunité qu'il m'a offert de réaliser mes premiers pas dans le monde de la recherche, ainsi que pour la confiance qu'il m'a témoignée durant ces trois années.

J'adresse mes plus vifs remerciements à S. Marie pour le temps qu'il a consacré à mes innombrables questions, autant sur les plans expérimentaux, numériques que bibliographiques. Ces discussions m'auront été indispensables durant ces trois années et j'en suis extrêmement reconnaissant.

Je remercie également tous ceux qui ont participé à ce travail : Y.Kayser pour ses nombreux conseils ; L. Ferry pour sa formation sur les moyens d'essai ; C. Niclaeys, A. Gaubert et S. Golder pour leur aide sur les observations au MEB ; M. Gaume, G. Goudet et Th. Le Grasse pour leur aide sur les essais.

Je veux également remercier l'ensemble des membres du LISN pour l'ambiance chaleureuse qui règne dans le laboratoire et qui a participé chaque jour au bon déroulement de la thèse.

Enfin je tiens à remercier ma famille et mes amis pour leurs encouragements. Je remercie tout particulièrement Gwen pour son soutien et son écoute.

SOMMAIRE GENERAL

INTRODUCTION 1

CHAPITRE I - BIBLIOGRAPHIE 7

I.1. Introduction 11

I.2. La Déchirure Ductile 11

I.3. La Rupture Fragile 26

I.4. Evaluation de la ténacité dans la zone de transition 36

I.5. Conclusions de l'Etude Bibliographique 52

I.6. Références 53

CHAPITRE II - DÉVELOPPEMENT D'UN CRITÈRE DE RUPTURE EN CONTRAINTE SEUIL 63

II.1. Introduction 67

II.2. Données Expérimentales 68

II.3. Analyse numérique des essais sur matériau 22NiMoCr37 74

II.4. Développement d'un critère probabiliste de rupture fragile à partir des essais sur éprouvettes CT 84

II.5. Développement d'une formule analytique de calcul du volume seuil 94

II.6. Discussion 100

II.7. Conclusions 103

II.8. Références 105

CHAPITRE III - CARACTÉRISATION DU MATÉRIAU TU42 C 107

III.1. Présentation du matériau 111

III.2. Comportement mécanique 114

III.3. Propriétés de résilience 116

III.4. Résistance à la déchirure ductile 117

III.5. Caractérisation de la partie supérieure de la courbe de transition 125

III.6. Conclusions sur la caractérisation du matériau TU42 C..... 133

III.7. Références 135

CHAPITRE IV - CARACTÉRISATION DES JOINTS SOUDÉS 137

IV.1. Introduction 141

IV.2. Etude Bibliographique sur les caractéristiques des Joints Soudés 141

IV.3. Présentation du joint soudé sur l'acier TU42 C 146

IV.4. Comportement du matériau en traction simple 153

IV.5. Résistance à la déchirure ductile..... 156

IV.6. Rupture dans la partie supérieure du domaine de transition 166

IV.7. Conclusions sur la Caractérisation des Joints Soudés 172

IV.8. Références 174

CHAPITRE V - IDENTIFICATION DU CRITÈRE EN CONTRAINTE SEUIL 177

V.1. Introduction 181

V.2. Interprétation des essais sur éprouvette AE 182

V.3. Interprétation des essais de mécanique de la rupture 189

V.4. Ajustement de la fonction de sensibilité F..... 210

V.5. Discussion..... 215

V.6. Conclusions sur l'identification du critère en contrainte seuil 218

V.7. Références 220

CHAPITRE VI - TEMPÉRATURE DE TRANSITION SUR STRUCTURE 223

VI.1. Introduction 227

VI.2. Dimensionnement de l'essai de rupture sur le tube 228

VI.3. Préparation de l'éprouvette et déroulement de l'essai 237

VI.4. Dépouillement de l'essai de rupture sur le tube 251

VI.5. Interprétations numérique de l'essai 257

VI.6. Conclusions sur la Température de Transition sur le Tube 268

VI.7. Références 270

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES 273

Conclusions 275

Perspectives 279

NOTATIONS

α_i		Rapport entre la contrainte principale maximale et la limite d'élasticité, à l'amorçage de la déchirure ductile
ε		Tenseur des déformations
ε_{eq}		Déformation équivalente au sens de Von Mises
ε_{el}		Composante élastique de la déformation
ε_{pl}		Composante plastique de la déformation
η		Coefficient reliant J_{pl} à l'aire sous la courbe *Force-Ouverture*
σ	*MPa*	Tenseur des contraintes
σ_{ec}	*MPa*	Contrainte d'écoulement $\sigma_{ec}=(\sigma_Y+Rm)/2$
σ_{el}	*MPa*	Composante élastique de la contrainte
σ_{pl}	*MPa*	Composante plastique de la contrainte
σ_{eq}	*MPa*	Contrainte équivalente au sens de Von Mises
σ_m	*MPa*	Contrainte hydrostatique
σ_u	*MPa*	Contrainte de normalisation
σ_Y	*MPa*	Limite d'élasticité
σ_{Y0}	*MPa*	Limite d'élasticité de référence
σ_{11}	*MPa*	Contrainte principale maximale
σ_{th}	*MPa*	Contrainte seuil
σ_c	*MPa*	Contrainte critique de décohésion matrice/particule
σ_f	*MPa*	Contrainte principale maximale à rupture (fragile) sur le ligament
σ_f *	*MPa*	Contrainte principale à rupture (fragile) au point d'amorçage
σ_W	*MPa*	Contrainte de Weibull

a	*mm*	Profondeur d'une fissure débouchante
A	*N.mm*	Aire sous la courbe *Force-Ouverture*
A_{el}	*N.mm*	Composante élastique de A
A_{pl}	*N.mm*	Composante plastique de A
B	*mm*	Epaisseur de l'éprouvette
b	*mm*	Taille du ligament
c	*mm*	Demi grand axe d'une fissure elliptique
C(a)	*mm/N*	Complaisance élastique d'une pièce comportant une fissure de longueur a
CID	μm	« Cleavage Initiation Distance », Distance au front de fissure d'un site d'amorçage de rupture fragile
CMOD	*mm*	« Crack Mouth Opening Displacement », ouverture des lèvres de fissure
CTOA	*deg.*	« Crack Tip Opening Angle », angle d'ouverture des lèvres au niveau de la pointe de fissure
CTOD	*mm*	« Crack Tip Opening Displacement », diamètre d'émoussement
DMS	μm	Distance of Maximum Stress, distance entre la pointe de fissure et le point où la contrainte principale est maximale
E	*MPa*	Module d'Young
F		Fonction de sensibilité au clivage
f, f_0, f^*, f_c	mm^{-3}	Fractions volumiques de cavité, courante, initiale, effective, critique

$G(\theta)$		Méthode introduite par [Destruynder - 83] permettant l'estimation de J
G_{fr}	*MPa*	Paramètre intrinsèque au matériau, représentatif de l'énergie de rupture
h		Taux de triaxialité des contraintes
J	*kJ/m²*	Intégrale de Rice
$J_{0.2}$	*kJ/m²*	Ténacité à l'amorçage, mesuré pour une propagation de 0.2 mm
J_{el}	*kJ/m²*	Composante élastique de J
J_i	*kJ/m²*	Ténacité du matériau à l'amorçage ductile
J_M	*kJ/m²*	Intégrale J Modifiée de Ernst
$J_{M,pl}$	*kJ/m²*	Composante plastique de J_M
J_{pl}	*kJ/m²*	Composante plastique de J
K_I	*MPa.m*$^{1/2}$	Facteur d'intensité des contraintes en mode I
M	*kN.m*	Moment de flexion
MB		Métal de Base d'un joint soudé
MD		Métal Déposé d'un joint soudé
n		Exposant d'écrouissage du matériau
P_R		Probabilité de rupture d'un volume V
p_0		Probabilité de rupture d'un volume élémentaire V_0
Q		Facteur de confinement
R	*µm*	Rayon des cavités dans un matériau ductile
R_0	*µm*	Rayon initial d'une cavité
R_i	*mm*	Rayon interne d'un tube
r_m	*mm*	Rayon moyen d'un tube
Rm	*mm*	Résistance à la traction
ReH,	*MPa*	Limite haute d'élasticité
ReL	*MPa*	Limite basse d'élasticité
SZW	*µm*	Stretch Zone Width, profondeur de la zone d'émoussement
t	*mm*	Epaisseur d'un tube
T_0	*°C*	Température de référence, pour une ténacité médiane de 100 MPa.m$^{1/2}$
T_{mat}		Module de déchirure, introduit par Paris
V_{th}	*mm*^{3}	Volume seuil : $\int_{\Omega(\sigma_{11} \geq \sigma_{th})} dV$
V_0	*mm*^{3}	Volume élémentaire de matière
W	*mm*	Largeur de l'éprouvette
ZAT		Zone Affectée Thermiquement d'un joint soudé

CT	Eprouvette de mécanique de la rupture « Compact Tension »
SENB	Eprouvette de mécanique de la rupture « Single Edge Notch Bending »
SENT	Eprouvette de mécanique de la rupture « Single Edge Notch Tension »
DENT	Eprouvette de mécanique de la rupture « Double Edge Notch Tension »
CCP	Plaque fissurée de traction « Centre Crack Panel »
DWTT	Eprouvette de mécanique de la rupture « Drop Weight Tear Test »

Introduction

Evaluer l'intégrité d'une structure consiste à prouver sa capacité à remplir ses fonctions mécaniques pour tous les modes de chargement, normaux ou accidentels, et tout au long de sa durée de vie. Dans le contexte de la sûreté nucléaire, pour les structures les plus importantes comme la cuve ou le circuit primaire, on envisage la présence d'une dégradation regroupant plusieurs aspects, comme par exemple des fissures. On cherche alors, dès le dimensionnement, à montrer la résistance mécanique pour ce mode dégradé.

On cherche également à monter la résistance mécanique d'une structure en présence d'une fissure lorsque des défauts ont été détectés lors d'une inspection, cette fois quelle que soit cette structure. Cette démarche est appliquée, soit parce que l'on désire attendre avant de réparer (par exemple pour profiter d'une phase d'arrêt du réacteur), soit parce qu'une réparation n'est simplement pas possible. Par ailleurs, certains composants ne sont pas contrôlables (car inaccessibles), auquel cas on procède aussi à une démonstration de la tenue mécanique en présence d'hypothétiques défauts.

Dans ce cadre, la mécanique de la rupture fournit les outils nécessaires à l'analyse des composants fissurés. Son objectif est d'établir des critères de rupture permettant de juger des marges de chargement en conditions de fonctionnement normales ou accidentelles. Chaque type de rupture doit faire l'objet d'une caractérisation spécifique.

Le problème de la rupture fragile des composants en acier ferritiques est particulier car ce type de rupture est proscrit dans le cadre de la sûreté nucléaire. La rupture fragile est une rupture brutale et souvent complète de la pièce concernée, entraînant par exemple pour une canalisation une fuite importante. Les conséquences d'une telle rupture sont donc graves et il est essentiel de connaître les marges vis-à-vis de la rupture fragile de ces composants. Or, en ce qui concerne les tuyauteries du circuit secondaire, des éprouvettes de laboratoire ont montré ce type de rupture à des températures proches des températures de fonctionnement. Une étude importante est donc menée par de nombreux centres de recherche afin de mieux comprendre l'influence de la géométrie sur la température de transition fragile/ductile.

Le problème de l'intégrité posé dans le cas du circuit secondaire est celui d'une structure tubulaire, de quelques millimètres d'épaisseur, en acier ferritique, et comportant de nombreuses soudures d'aboutement, non-arasées et non-détensionnées. Ces soudures présentent au niveau du bourrelet de soudage une géométrie propice à l'apparition de fissures de fatigue. Ces fissures longues et peu profondes, orientées dans le sens circonférentiel, se situent au niveau de la zone affectée thermiquement par le procédé de soudage (la ZAT). Or cette zone montre une sensibilité à la rupture fragile plus importante que le métal de base.

A travers cette problématique, trois difficultés majeures apparaissent :

- la compréhension de la compétition rupture fragile / déchirure ductile dans la partie supérieure du domaine de transition fragile/ductile.
- le respect de la transférabilité des critères de l'éprouvette à la structure,
- la prise en compte de l'hétérogénéité des joints soudés.

Notre objectif est de proposer une approche permettant de déterminer la température pour laquelle le risque de rupture fragile par clivage disparaît sur une structure soudée, c'est-à-dire déterminer la borne supérieure du domaine de transition fragile/ductile. Ce travail s'appuie sur trois points :

- montrer la dépendance du domaine de transition fragile/ductile avec la géométrie, et ainsi mettre en évidence le conservatisme induit par des critères établis sur éprouvettes de laboratoire et non transférables à la structure ;

- établir une condition nécessaire à l'apparition de la rupture fragile par clivage, c'est-à-dire définir les configurations de géométrie, de chargement et de température dans lesquelles le risque de rupture fragile est nul ;
- fournir une méthode permettant de caractériser le comportement à rupture des joints soudés de la structure.

Le premier chapitre de ce mémoire est consacré à l'étude bibliographique des phénomènes de rupture dans le domaine de transition fragile/ductile des aciers ferritiques. Les mécanismes de rupture ductile et fragile sont exposés et les modèles d'approche locale et globale correspondant sont présentés. Une large place est faite à l'évaluation de la ténacité dans la zone de transition. Nous montrons les difficultés d'application des précédentes approches liées aux conséquences de la variation de température et à la déchirure.

Dans le Chapitre II, nous développons un critère de rupture fragile basé sur l'existence d'une contrainte seuil en dessous de la laquelle le clivage ne peut pas se produire. Ce développement est réalisé à partir de l'interprétation des essais de la base expérimentale du projet *Euro Fracture Toughness Dataset* piloté par le groupe ESIS. De nombreux outils pour l'identification des paramètres de ce modèle sont également mis en place. Toutes les analyses numériques par le calcul aux éléments finis sont réalisées à l'aide du logiciel CAST3M développé au CEA/DM2S.

Le Chapitre III est consacré à la caractérisation du matériau de l'étude. Il s'agit d'un acier TU42 C au Carbone-Manganèse issu d'un tube du circuit secondaire des réacteurs à eau sous pression (REP). Nous présentons sa microstructure puis son comportement mécanique. Ses caractéristiques en déchirure sont évaluées à partir d'essais sur éprouvettes CT12 prélevées dans l'épaisseur du tube. Nous nous attachons ensuite à caractériser la partie supérieure de transition fragile/ductile. Une observation systématique des faciès de rupture au microscope électronique à balayage est entreprise.

Les joints soudés font l'objet Chapitre IV. Une étude bibliographique expose les difficultés intrinsèques à la caractérisation des joints soudés. Nous présentons ensuite le joint soudé de l'étude sur le tube en acier TU42 C. Les caractéristiques mécaniques de la ZAT et du métal déposé sont déterminées grâce à une campagne expérimentale. Le comportement de la ZAT dans le domaine de transition est particulièrement examiné. Tous ces essais sont réalisés sur des éprouvettes non-standard de mécanique de la rupture. Nous exposons donc les interprétations numériques de ces essais indispensables à leur bonne compréhension.

Une identification du critère en contrainte seuil, établi au Chapitre II, est développée au Chapitre V sur le métal de base. Pour cela, nous utilisons une série d'essais sur éprouvettes AE et les essais réalisés dans la partie supérieure de la transition fragile/ductile sur éprouvettes CT12 et SENB. Une interprétation systématique des essais par le calcul aux éléments finis est développée. Les difficultés rencontrées dans ce chapitre permettent d'ouvrir une discussion sur quelques points clés du critère.

Le Chapitre VI présente le développement, la réalisation et l'interprétation d'un essai de rupture sur un tube du circuit secondaire. Le chargement et la géométrie sont choisis afin d'évaluer la résistance à la rupture de cette structure de manière représentative des conditions réelles de fonctionnement sur une centrale nucléaire. Cet essai est réalisé à la température à

laquelle le risque de clivage apparaît au moment de l'amorçage ductile, selon le critère en contrainte seuil.

Pour finir, nous synthétisons les principaux résultats de cette étude au sein d'un chapitre de conclusion. De nombreuses perspectives sont également évoquées car le sujet reste très ouvert, notamment sur la problématique des joints soudés.

Chapitre I - Bibliographie

Sommaire du Chapitre I

I.1. Introduction 11

I.2. La Déchirure Ductile 11
I.2.1. Mécanismes 12
I.2.2. Approches globales de la déchirure ductile 12
I.2.2.1. Rappel de mécanique élastique linéaire de la rupture 12
I.2.2.2. Bases théoriques de l'intégrale J 13
I.2.2.3. Définition des critères d'amorçage et de propagation 15
I.2.2.4. Intégrale J modifiée de Ernst 17
I.2.2.5. Ajout d'un second paramètre au champ de référence 17
I.2.3. Vers des valeurs intrinsèques 19
I.2.3.1. La ténacité à l'amorçage J_i 19
I.2.3.2. L'approche énergétique J_i-G_{fr} pour les grandes propagations 20
I.2.4. Approches locales de la déchirure ductile 22
I.2.4.1. Amorçage de cavités 22
I.2.4.2. Modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey 23
I.2.4.3. Modèle couplé de Gurson-Tvergaard et Needleman 24
I.2.4.4. Modèle couplé de Rousselier 24
I.2.5. Bilan sur les modèles de déchirure ductile 25

I.3. La Rupture Fragile 26
I.3.1. Mécanismes de clivage 26
I.3.2. Modèles de rupture fragile 26
I.3.2.1. Facteur d'intensité des contraintes critique 26
I.3.2.2. Modèle RKR 26
I.3.2.3. Modèle de Chen 30
I.3.2.4. Modèle de Margolin 31
I.3.3. Approches locales statistiques 31
I.3.3.1. La statistique de Weibull 32
I.3.3.2. Le modèle de Beremin 33
I.3.3.3. Modèle statistique basé sur une double condition Nucléation & Propagation 34
I.3.4. Bilan sur les modèles de rupture fragile 34

I.4. Evaluation de la ténacité dans la zone de transition 36
I.4.1. Prise en compte des conséquences de l'élévation en température 36
I.4.1.1. Evolution avec la température des paramètres du modèle de Beremin 37
I.4.1.2. L' approche « Master Curve » 38
I.4.1.3. Le modèle MnS 38
I.4.2. Prise en compte de la perte de confinement 40
I.4.2.1. Utilisation d'un champ de référence 40
I.4.2.2. Correction de la *Master Curve* 41
I.4.2.3. Une méthode analytique d'évaluation de la température de transition sur structure 41
I.4.3. Prise en compte de la déchirure 43
I.4.3.1. Couplage du modèle de Rousselier et du modèle de Beremin 43
I.4.3.2. Couplage du modèle GTN et de la statistique de Weibull 44
I.4.3.3. Couplage de l'approche G_{fr} et d'un modèle de rupture fragile 48

I.4.4. Bilan sur la modélisation des phénomènes de rupture dans la partie supérieure du domaine de transition fragile/ductile. 50

I.5. Conclusions de l'Etude Bibliographique 52

I.6. Références 53

I.1. Introduction

La mécanique de la rupture a pour objet l'étude de la tenue mécanique des structures contenant des défauts ou fissures. Elle s'efforce de :

- caractériser les champs de contraintes et déformations singuliers en pointe de fissure ;
- relier l'amplitude de ces champs en pointe de fissure à la géométrie de l'éprouvette et son chargement global ;
- établir les conditions énergétiques nécessaires à l'accroissement de la fissure ;
- décrire la cinétique de propagation ;
- définir des critères permettant de déterminer une taille critique des défauts, au-delà de laquelle pour une sollicitation donnée, la rupture sera instable.

D'une manière générale, deux approches peuvent être distinguées :

- l'approche globale, qui postule que la rupture peut être décrite par des paramètres énergétiques « macroscopiques » ;
- l'approche locale, qui s'appuie sur une analyse physique des mécanismes de rupture à l'échelle d'un, voire de quelques grains de matière par la définition d'un volume élémentaire représentatif pour l'endommagement.

Comme nous l'avons dit dans l'introduction, nous nous intéressons à la rupture par clivage d'un acier du circuit secondaire d'une centrale nucléaire REP, acier de type TU42 C, sollicité dans le domaine de la transition fragile/ductile. La plage de température correspondante est caractérisée par un mode de rupture mixte, d'abord ductile puis fragile.

La première partie de cette étude bibliographique est donc consacrée à la déchirure ductile. Nous présentons les mécanismes de la déchirure puis nous nous penchons sur les modèles d'approches globales et locales. Nous insistons sur les applications de l'approche globale aux structures et leur transférabilité, notamment l'approche J_i-G_{fr} de [Marie -99].

La seconde partie traite de la rupture fragile par clivage des aciers faiblement alliés. Là encore les mécanismes de rupture sont présentés. Deux types de modèles peuvent être distingués dans ce domaine : les approches en contrainte critique dérivées du modèle historique de [Ritchie -73], dit modèle «RKR», et les approches locales probabilistes basées sur une distribution de défauts.

Une troisième partie est consacrée à l'évaluation de la ténacité dans la zone de transition. Elle présente dans un premier temps les difficultés d'application des approches locales de la rupture fragile en cas de perte de confinement de plasticité ou en présence de déchirure ductile. Puis différents modèles couplés d'approches globales ou locales permettant de prendre en compte la déchirure ductile dans le calcul du risque de clivage sont présentés. Là encore un certain nombre de difficultés sont évoquées.

I.2. La Déchirure Ductile

La ténacité est la capacité de résistance à la rupture, fragile ou ductile, d'un matériau en présence d'une fissure. Cette notion est d'abord qualitative. Un travail important a été développé en mécanique de la rupture pour tenter de quantifier cette propriété, à travers par exemple les paramètres K_{IC} pour la rupture fragile et J_{IC} pour la rupture ductile. Par extension, ces deux paramètres sont également appelés « ténacités ».

Nous nous intéressons dans un premier temps à la rupture par déchirure ductile.

I.2.1. Mécanismes

La rupture ductile est le mode de rupture à température chaude des aciers. La ductilité est liée à une plasticité importante. En règle générale, la rupture résulte de la germination, croissance et coalescence de cavités amorcées sur des inclusions, précipités ou autres défauts à l'échelle microscopique. Ces cavités ont pour origine la décohésion inclusion/matrice ou la rupture de l'inclusion. Leur croissance résulte de la déformation plastique, et leur coalescence s'accompagne d'un phénomène d'instabilité plastique local. La surface de rupture résultant de ces mécanismes présente un aspect de cupules au fond desquelles on peut généralement observer l'inclusion d'origine. En présence d'un défaut de type fissure, ces trois étapes de la rupture ductile se succèdent en avant du front, là où la déformation plastique est importante, impliquant ainsi une avancée continue du défaut (Figure I-1).

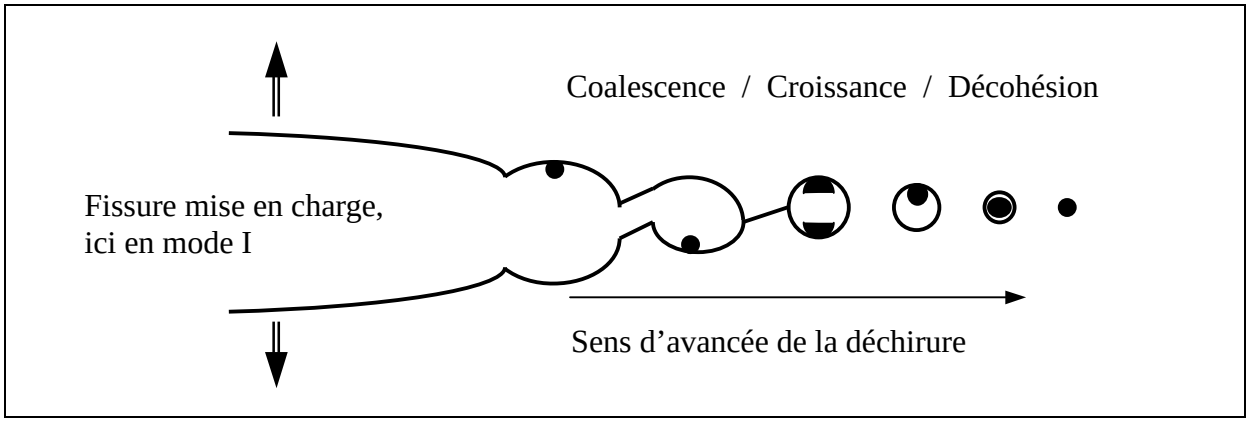


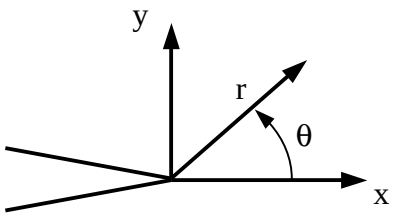
Figure I-1 : Mécanismes de la déchirure ductile

I.2.2. Approches globales de la déchirure ductile

I.2.2.1. Rappel de mécanique élastique linéaire de la rupture

En mécanique élastique linéaire de la rupture, le premier terme du développement limité des champs de contraintes et de déformations en pointe de fissure est proportionnel au facteur d'intensité de contrainte K. En coordonnées polaires pour le mode I on écrit par exemple :

$$\begin{cases} \sigma_{ij} = \dfrac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}} f_{ij}(\theta) \\ \varepsilon_{ij} = \dfrac{K_I}{\sqrt{2.\pi.r}} g_{ij}(\theta) \end{cases} \qquad \text{(I-1)}$$



Le facteur K rassemble les influences des forces appliquées, de la géométrie et de la longueur de fissure. Cependant cette notion n'est valable que pour un comportement élastique linéaire, or le phénomène de déchirure fait intervenir la plasticité.

I.2.2.2. Bases théoriques de l'intégrale J

L'intégrale J de [Rice - 68] caractérise le taux de restitution d'énergie élastique d'une structure contenant une fissure lors de l'avancée de celle-ci :

$$J = \int_{\Gamma} W dy - \boldsymbol{T} \frac{\partial \boldsymbol{u}}{\partial x} ds \qquad \text{(I-2)}$$

avec

Γ	Tout contour orienté entourant la pointe de fissure (Figure I-2)
$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$	Densité volumique d'énergie de déformation
$\mathbf{T} = \sigma . \mathbf{n}$	Vecteur contrainte s'exerçant sur les facettes de normale **n**, **n** étant la normale extérieure à Γ.
u	Vecteur déplacement
s	Abscisse curviligne le long de Γ.

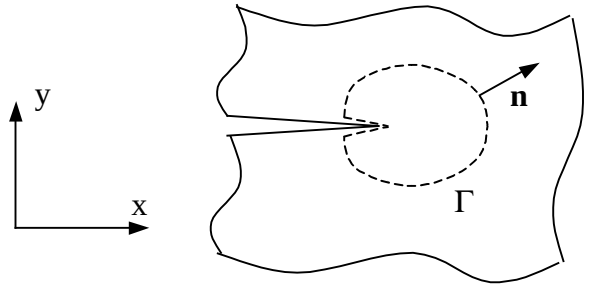


Figure I-2 : Contour Γ dans la définition de l'intégrale J

Si l'on considère un matériau élastique linéaire ou non-linéaire, homogène, sans contraintes résiduelles et sans décharges locales (donc pas de propagation), on montre que J est indépendante du contour Γ. Pour une loi de comportement élasto-plastique, cette propriété reste vraie si le chargement est proportionnel. Ceci implique que J ne peut être en principe utilisée pour un chargement cyclique.

D'autre part, dans le cas d'un matériau élastique non-linéaire, J représente le taux de restitution d'énergie G :

$$\begin{aligned} J = G = -\frac{dP}{da} &= \frac{1}{E}\left(K_I^2 + K_{II}^2\right) + \frac{1+\nu}{E} K_{III}^2 \qquad \text{en contrainte plane} \\ &= \frac{1+\nu^2}{E}\left(K_I^2 + K_{II}^2\right) + \frac{1+\nu}{E} K_{III}^2 \qquad \text{en déformation plane} \end{aligned} \qquad \text{(I-3)}$$

avec :

E	Module d'Young
ν	coefficient de Poisson
K_I, K_{II}, K_{III}	Facteurs d'intensité de contrainte en modes I, II et III
P	Energie potentielle
a , da	longueur de fissure, variation de longueur de fissure

Cette propriété, illustrée pour un solide soumis à un déplacement imposé Δ ou à un effort imposé P, a permis à [Begley, Landes - 72] de proposer une première évaluation expérimentale de J à partir de l'aire sous la courbe *Force - Déplacement*.

Pour un matériau obéissant à une loi d'écoulement de type Ramberg-Osgood :

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \tag{I-4}$$

L'intégrale J permet également de définir les champs de contraintes et déformations suivant les formulations de [Hutchinson - 68], [Rice et Rosengren - 68] (champs HRR) :

$$\sigma_{ij} = \sigma_0\left[\frac{J}{\alpha\sigma_0\varepsilon_0 I_n r}\right]^{1/n+1}\tilde{\sigma}_{ij}(\theta,n) \qquad \varepsilon_{ij} = \alpha\varepsilon_0\left[\frac{J}{\alpha\sigma_0\varepsilon_0 I_n r}\right]^{n/n+1}\tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta,n) \tag{I-5}$$

avec :

r, θ	Coordonnées polaires en fond de fissure
σ_0	Limite d'élasticité
α	Constante
n	Coefficient d'écrouissage
$\tilde{\sigma}_{ij}$, $\tilde{\varepsilon}_{ij}$, I_n	Fonctions tabulées de n et θ

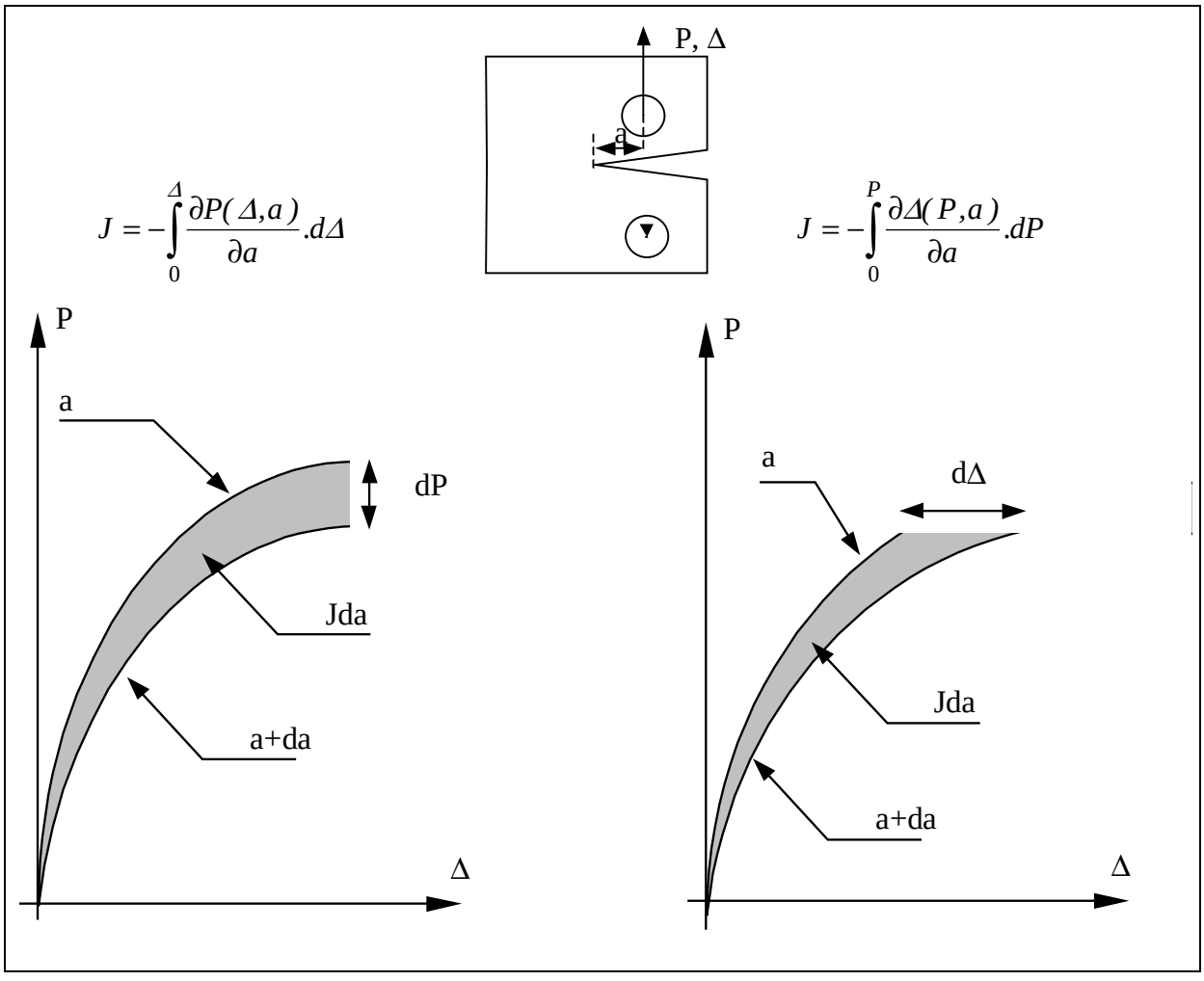


Figure I-3 : Interprétation géométrique de l'intégrale J.

I.2.2.3. Définition des critères d'amorçage et de propagation

Une valeur critique J_{IC} a été proposée comme critère d'amorçage et une courbe J-Δa a été proposée pour décrire la propagation. Il a néanmoins été très vite montré que ces paramètres ne sont pas intrinsèques au matériau mais dépendent de la taille de l'éprouvette et de sa géométrie. Ceci rend difficile voire illusoire la transférabilité d'un résultat obtenu sur éprouvette de laboratoire à une structure.

Amorçage

Sous l'application d'un chargement, la pointe de fissure va subir une déformation plastique importante. La taille du défaut va augmenter sans que la déchirure proprement dite ne soit amorcée. Il y a alors émoussement en fond de fissure. Lors de cet émoussement, J suit une loi de type :

$J = \alpha.\Delta a$ avec α constante dépendant des caractéristiques de traction du matériau.

La forme de la courbe J-Δa au cours du chargement est celle donnée à la Figure I-4. L'instant auquel la propagation démarre étant difficile à déterminer expérimentalement (Figure I-5), les normes [AFNOR - 87] et [ASTM - 91] préconisent de prendre pour valeur de J à l'amorçage la valeur obtenue à $\Delta a = 0.2$ mm, noté $J_{0.2}$ (Figure I-4). Mais cette valeur dépend de la courbe J-Δa et ne constitue donc pas un paramètre intrinsèque au matériau.

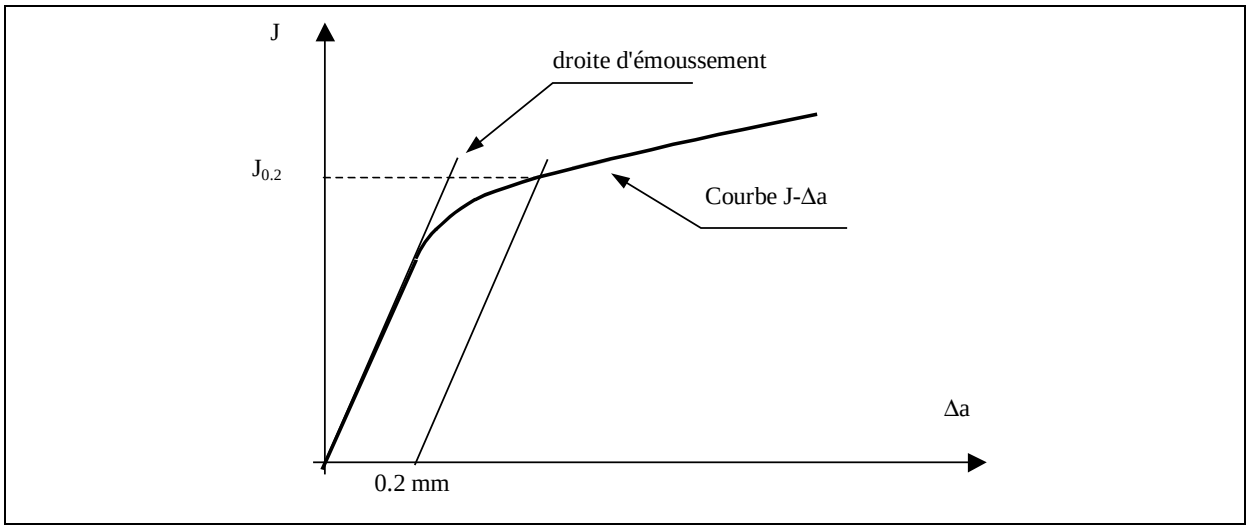


Figure I-4 : Evaluation de $J_{0.2}$

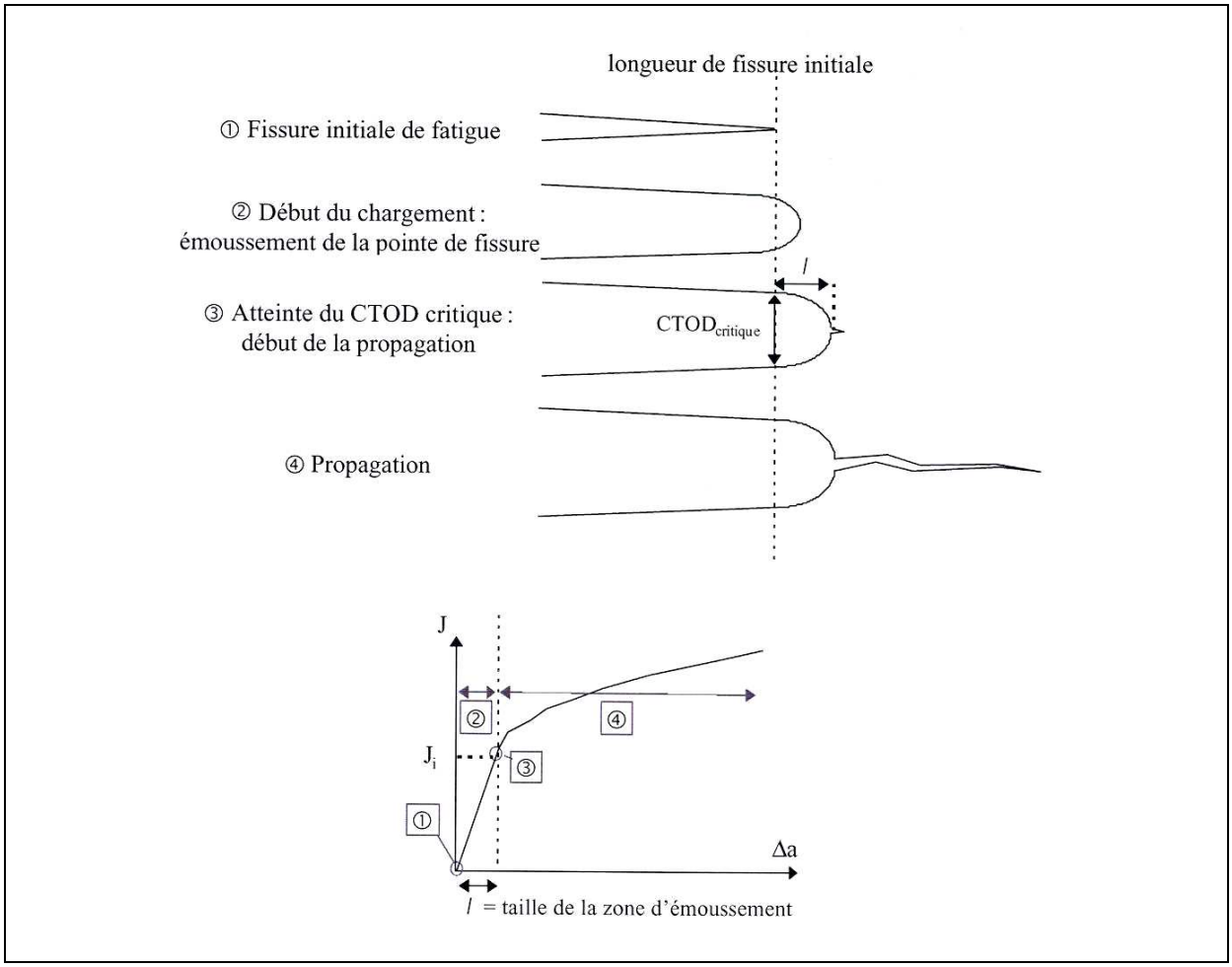


Figure I-5 : Schématisation de l'émoussement en pointe de fissure avant l'amorçage.

Propagation

La courbe J-Δa est obtenue à partir des essais de déchirure sur éprouvettes fissurées. Dans la pratique, la propagation de fissure n'est contrôlée par J que sous certaines conditions très sévères préconisées par les normes.

Premièrement la propagation doit être faible par rapport au ligament :

$\Delta a < 0.25\ b_0$

Deuxièmement, il faut s'assurer que la zone en pointe de fissure où le chargement n'est pas proportionnel est négligeable par rapport à la zone où J pilote la propagation :

$$\frac{b}{J}\frac{dJ}{da} >> 1$$

Au niveau de la norme, cette condition est traduite par l'inégalité suivante :

$$J < Min\left[\frac{b.\sigma_{ec}}{20}; \frac{\boldsymbol{B}.\sigma_{ec}}{20}\right]$$

où σ_{ec} est la contrainte d'écoulement : $\sigma_{ec} = \frac{(R_{p02}+R_m)}{2}$, b la longueur du ligament et B l'épaisseur de l'éprouvette.

Une propagation suffisante permet de déterminer le module de résistance à la déchirure T_{mat} proposé par [Paris - 79] :

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_0^2} \cdot \frac{dJ}{da} \tag{I-6}$$

Ce paramètre permet de quantifier la résistance à la déchirure d'une éprouvette à travers un seul paramètre scalaire.

Les caractérisations usuelles de la propagation d'un défaut par déchirure ductile permettent de déterminer les lois de propagation de type J-Δa pour des propagations n'excédant pas quelques millimètres. Or pour des structures de grandes dimensions, les analyses de stabilité des défauts et de fuite avant rupture peuvent nécessiter la connaissance des lois d'évolution pour des propagations supérieures à quelques millimètres. Un problème d'extrapolation vient s'ajouter au problème de non-transférabilité des paramètres de déchirure.

I.2.2.4. Intégrale J modifiée de Ernst

Lorsque les limites de validité de la courbe J-Δa dictées par les normes sont dépassées, [Ernst - 93] propose d'utiliser une intégrale modifiée :

$$J_M = J - \int_{a_0}^{a} \left(\frac{\partial J_p}{\partial a} \right)_{V_p} da \tag{I-7}$$

où V_p est la composante plastique du déplacement total V. En effet Ernst écrit l'intégrale J de fonction du déplacement total V et de la longueur de fissure a, J(V; a). On peut alors écrire :

$$dJ = \left(\frac{\partial J}{\partial V} \right)_a dV + \left(\frac{\partial J}{\partial a} \right)_V da$$

soit en séparant les composantes élastiques et plastiques de l'intégrale J et du déplacement V :

$$dJ = \left(\frac{\partial J_e}{\partial V_e} \right)_a dV_e + \left(\frac{\partial J_e}{\partial a} \right)_{V_e} da + \left(\frac{\partial J_{pl}}{\partial V_{pl}} \right)_a dV_{pl} + \left(\frac{\partial J_{pl}}{\partial a} \right)_{V_{pl}} da$$

Ernst postule alors que la dépendance géométrique de J est exclusivement incluse dans le dernier terme. Une amélioration de la transférabilité est effectivement constatée expérimentalement en retranchant ce dernier terme mais reste peu expliquée.

I.2.2.5. Ajout d'un second paramètre au champ de référence

Modèles à 2 paramètres

Une autre méthode visant à s'affranchir de la géométrie consiste à introduire un second terme aux champs asymptotiques HRR, permettant de représenter de manière plus fidèle le confinement de la plasticité en pointe de fissure ("constraint effect"). Ce second terme est alors sensé représenter l'influence de la géométrie de la pièce.

Pour un matériau élastique linéaire, [Williams - 57] propose l'expression suivante du champ des contraintes en fond de fissure :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T\delta_{xi}\delta_{xj} + O(\sqrt{r}) \tag{I-8}$$

où T est une contrainte parallèle au plan de fissure n'intervenant que sur σ_{xx}. T influe sur la contrainte hydrostatique et sur la triaxialité. Dans la pratique, on utilise le paramètre adimensionnel β :

$$\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I} \tag{I-9}$$

Dans le cas d'un comportement élastique non-linéaire, le champ HRR est modifié par [O'Dowd, Shih - 91] :

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{J}{B_0 I_n r} \right)^{1/n+1} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) + Q\sigma_0 \delta_{ij} \tag{I-10}$$

où Q est un facteur d'amplitude du second ordre appelé encore paramètre de triaxialité de confinement, défini par :

$$Q = \frac{\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{\theta\theta}^{HRR}}{\sigma_0} \tag{I-11}$$

Q représente donc la différence entre le champ réel et le champ théorique de référence HRR.

Application : amélioration de la transférabilité

L'approche J-T, de par sa validité en élasticité linéaire uniquement reste inadaptée aux problèmes de déchirure ductile.

En revanche, les travaux sur l'approche J-Q ont montré des résultats intéressants. [Joyce - 97] a étudié l'influence de la taille du défaut sur Q et sur le module de déchirure T_{mat} sur des éprouvettes SENB en acier HY80. Q est calculé numériquement et T_{mat} est mesuré expérimentalement. Il en déduit une relation simple entre T_{mat} et Q pour cette éprouvette.

D'autres travaux, antérieurs aux avancées sur J_i, ont cherché à relier Q à J_{IC}. [Ma -95] montre que Q permet d'expliquer l'influence de la géométrie sur J_{IC} sur un acier HY80. [Miller - 94] propose alors de construire des abaques $J_{IC}(Q)$ numériquement à partir d'un critère d'amorçage ductile de Rice et Tracey. Il est alors théoriquement possible de prévoir les chargements à l'amorçage d'une fissure sur une structure en construisant sa courbe numérique d'évolution J(Q). Cependant, [Anderson -93] a travaillé parallèlement sur des éprouvettes SENB et sur des plaques à fissure centrale (CCP) présentant différentes géométries et donc différentes valeurs de Q. Les ténacités à l'amorçage obtenues sont présentées en Figure I-6. Cet abaque montre que pour une même valeur de Q, les 2 géométries d'éprouvettes ne présentent pas nécessairement des ténacités à l'amorçage identiques. Cette approche permet donc de mieux comprendre les effets de taille et de géométrie mais restent insuffisamment fiables et complètes pour constituer une approche prédictive de la déchirure.

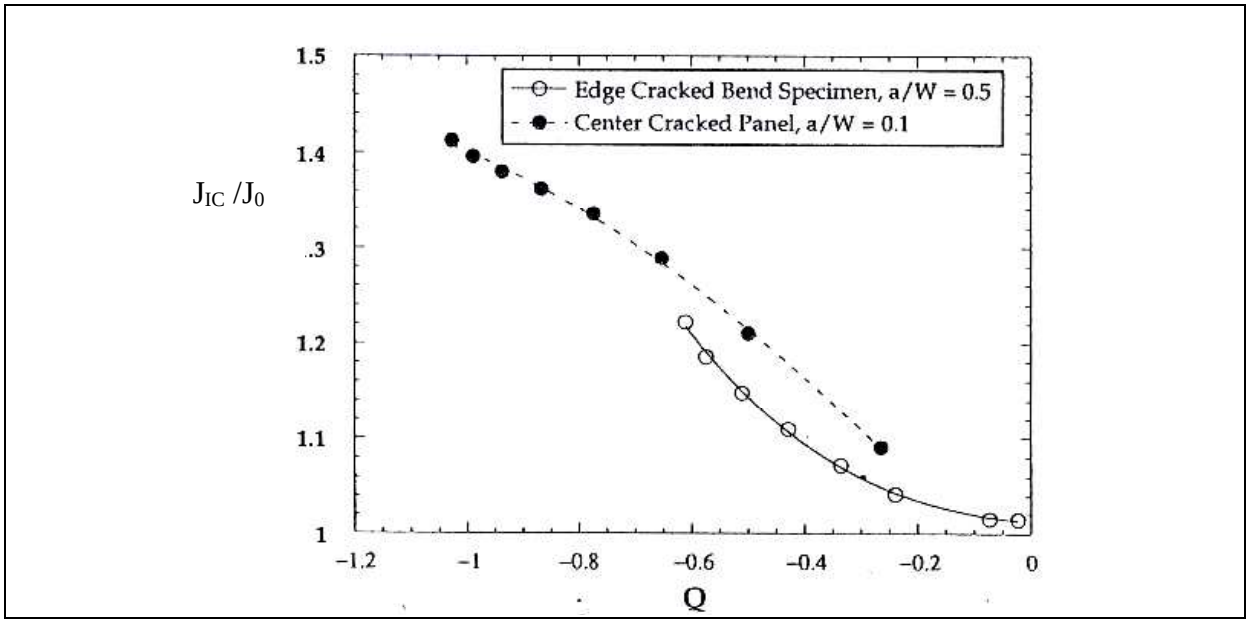


Figure I-6 : Construction de l'abaque J_{IC}-Q pour 2 géométries SENB et CCP [Anderson - 93]

I.2.3. Vers des valeurs intrinsèques

I.2.3.1. La ténacité à l'amorçage J_i

[Eisele, Roos - 90] cherchent à trouver de manière plus précise la valeur de J à l'amorçage de la propagation en lisant sur le diagramme J-Δa la valeur de J pour une propagation égale à la taille de la zone d'émoussement. La zone d'émoussement est mesurée au microscope électronique à balayage. La valeur J_i obtenue semble intrinsèque au matériau. [Roos - 93] obtient des valeurs comparables pour différents type d'éprouvettes.

[Chapuliot - 98] valide la transférabilité de J_i d'éprouvettes à structures. Il propose une méthode permettant de déterminer J_i sur éprouvettes CT de petite taille. Sur ces éprouvettes, il existe un gradient de triaxialité important dans l'épaisseur et J varie fortement sur le front. La valeur lue de J sur la courbe J-Δa est donc une valeur moyenne le long du front. La valeur moyenne à l'amorçage (J_{i_moyen}) est obtenue sur la courbe J-Δa en considérant une avancée de fissure égale à la taille de la zone d'émoussement (Figure I-7). Une simulation numérique permet ensuite de retrouver les valeurs de J maximales correspondant aux valeurs moyennes. J_i est la valeur maximale correspondant à la valeur moyenne à l'amorçage. Le critère est ensuite appliqué à une géométrie de piquage fissuré soumis à un chargement de flexion hors plan. La comparaison des estimations calculées de charge à l'amorçage et des valeurs mesurées lors de l'essai permet de confirmer que le critère est prédictif.

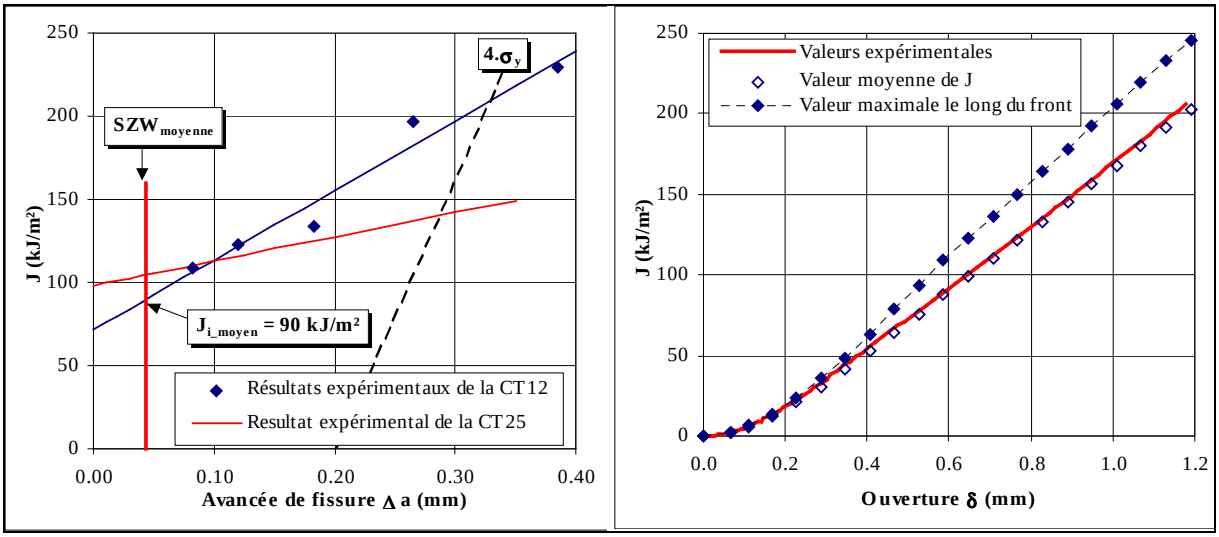


Figure I-7 : Evaluation de J_{i_moyen} à partir de la taille de la zone d'émoussement SZW sur la courbe J-Δa et de J_i à partir du calcul numérique le long du front de fissure sur une éprouvette de petite taille (CT12) [Chapuliot - 98].

I.2.3.2. L'approche énergétique J_i-G_{fr} pour les grandes propagations

Devant les difficultés rencontrées pour décrire la déchirure à partir de paramètres représentatifs des champs de contraintes en pointe de fissure comme Q ou T, certains auteurs se sont concentrés sur des méthodes énergétiques.

Les résultats de [Kanninen - 79] ouvrent la possibilité de modéliser la propagation en déchirure ductile uniquement à partir de considérations énergétiques. Il montre qu'il existe un taux de restitution d'énergie R caractérisant le processus de rupture, indépendant de la géométrie. Les travaux de [Turner - 90] montrent que l'énergie dissipée dans la structure au cours de la propagation se décompose en un terme dû à la plasticité globale dans l'ensemble de la structure et un terme dû à la rupture sans pour autant réussir à les distinguer.

[Marie - 99] développe une méthode permettant d'isoler le terme représentant l'énergie dissipée participant au processus de rupture et montre qu'il est relié à une grandeur caractéristique du matériau noté G_{fr}. La ténacité critique J_i est utilisée comme critère d'amorçage de la propagation. Il met en évidence numériquement que l'énergie de rupture δU_{rupt} nécessaire pour une avancée de fissure de longueur λ est proportionnel à cette longueur via G_{fr} :

$$G_{fr} = \frac{\delta U_{rupt}(\lambda)}{\lambda} \qquad \text{(I-12)}$$

Dans le cas où l'on peut négliger l'effet de l'histoire du chargement sur les champs mécaniques en pointe de fissure, il en déduit une méthode permettant de prédire la déchirure ductile à partir de la variation de la composante plastique de J. De plus, un développement analytique montre que G_{fr} peut être identifié expérimentalement grâce à la pente de la courbe J_{Mpl}-Δa, où J_{Mpl} est la composante plastique de l'intégrale J modifiée de Ernst.

Une étude a été conduite au CEA par [Chapuliot - 01] sur des tubes minces sous chargement de flexion 4-points contenant une fissure circonférentielle traversante, en propagation bilatérale. Les valeurs de J_i et G_{fr} du matériau ont été déterminées à partir d'essais de caractérisation sur éprouvettes CT. Les courbes de comportement global *Moment de flexion – Rotation* (M-ϕ) en cours de déchirure sont évaluées, avec précision, pour différentes tailles de défauts, à partir de l'approche J_i-G_{fr} (Figure I-8).

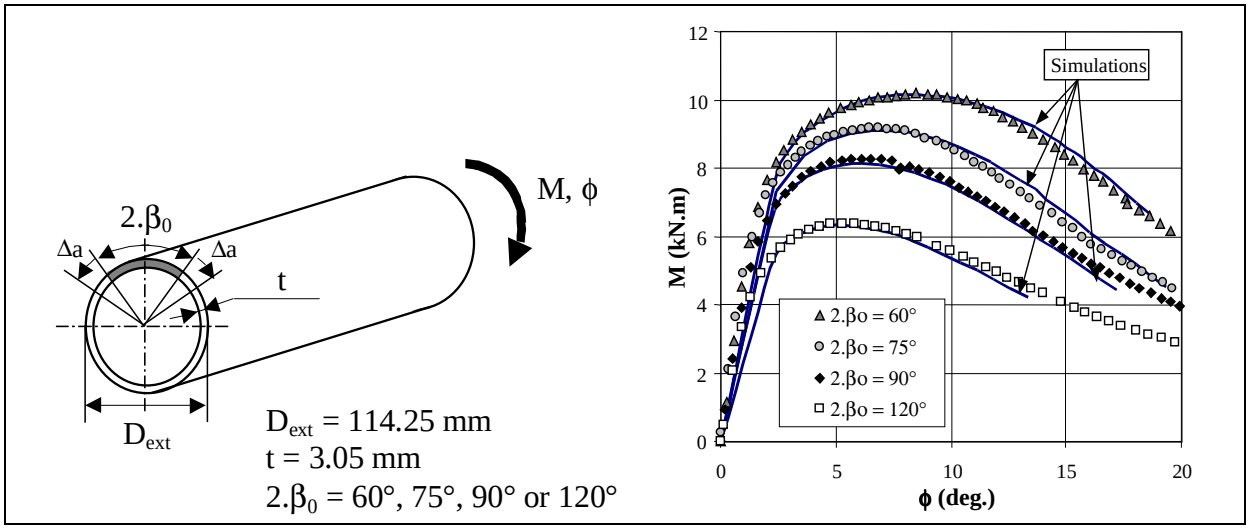


Figure I-8 - Simulations numériques d'application de l'approche Ji - G_{fr} comparées aux courbes expérimentales *Moment-Rotation* de tubes lors d'essais de déchirure [Chapuliot - 01].

[Marie, Chapuliot - 02] ont également utilisé l'approche J_i - G_{fr} dans une étude menée sur un anneau en compression radiale en acier ferritique TU52 B (Figure I-9). La fissure est débouchante en peau externe et se situe dans le plan perpendiculaire à l'axe de compression. Le front de fissure initial est rectiligne mais la propagation ductile est beaucoup plus forte au centre de l'anneau que près des faces latérales. L'application de l'approche J_i - G_{fr} permet de retrouver la forme particulière du front de fissure final (Figure I-9).

L'approche J_i - G_{fr} semble donc très bien adaptée aux cas de déchirure ductile en grande propagation.

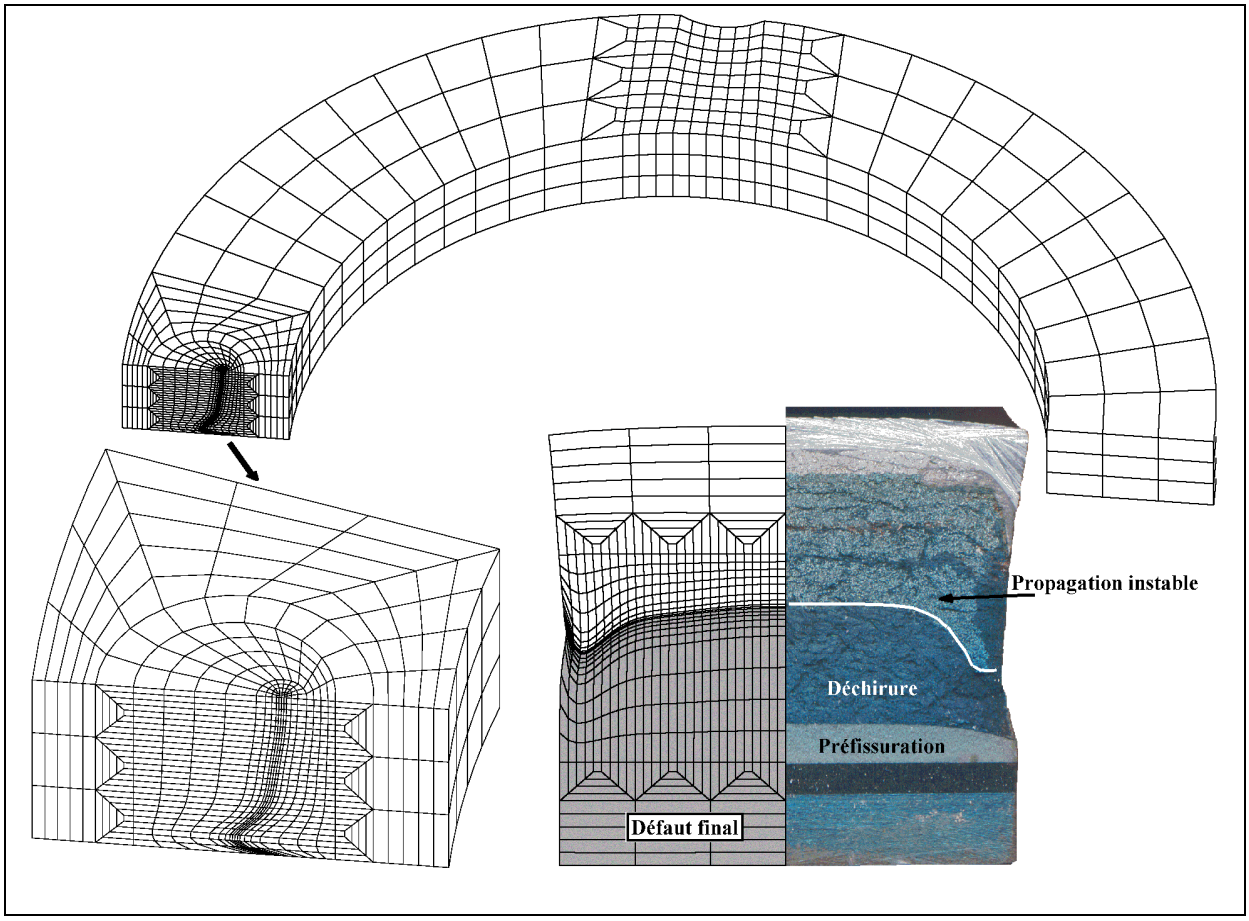


Figure I-9 - Evolution du front de fissure sur un anneau en compression calculé par Eléments Finis et utilisation de l'approche J_i-G_{fr}. Comparaison du faciès de déchirure observé expérimentalement.

I.2.4. Approches locales de la déchirure ductile

Les modèles d'approches locales sont basées sur la description des phénomènes micro-mécaniques de ruine du matériau. Elles s'appuient sur un calcul de l'endommagement en pointe de fissure afin de modéliser l'énergie dissipée dans le processus de rupture. Dans le cas de la déchirure ductile, les mécanismes d'endommagement ont été rappelés au §I.2.1.

I.2.4.1. Germination de cavités

Les cavités prennent généralement naissance sur des inclusions. La germination est alors le résultat soit de la rupture de ces inclusions par clivage, soit de leur décohésion avec la matrice. En écrivant qu'à la germination la contrainte locale doit être au moins égale à la contrainte de rupture de l'inclusion et l'énergie libérée égale à l'énergie de rupture de l'inclusion, on obtient une déformation critique décroissante lorsque la taille des inclusions augmente (Figure I-10).

Dans la pratique, la taille critique d_c est de l'ordre de quelques microns, de telle sorte que pour la majorité des inclusions qui ont une taille supérieure, il suffit de se préoccuper du

critère associé à la contrainte dans l'inclusion et à l'interface, égale à la contrainte de rupture. La condition d'amorçage s'écrit alors [Mudry – 82] :

$$\sigma_d = \sigma_1 + \lambda(\sigma_{eq} - \sigma_Y)$$

avec

σ_1	La plus grande contrainte principale
σ_Y	Limite d'élasticité
σ_{eq}	Contrainte équivalente au sens de Von Mises
λ	Facteur de forme

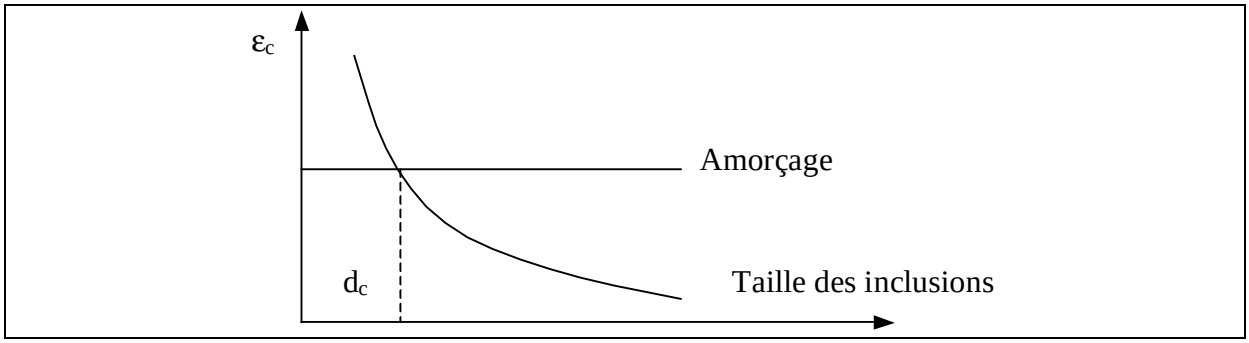


Figure I-10 : Evolution de la déformation critique à l'amorçage de cavités

[Mackenzie - 77] prédit que l'amorçage a lieu lorsque la déformation équivalente dépasse une valeur critique à une distance de la pointe de fissure inférieure à l_c. Cette distance caractéristique l_c peut-être fonction de l'espacement entre les inclusions :

$$\varepsilon_{pl}(r) \geq \varepsilon_{pl_c}\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \qquad \text{pour} \qquad 0 < r < l_c$$

où σ_m est la contrainte hydrostatique.

I.2.4.2. Modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey

[Rice, Tracey - 69] considèrent une cavité sphérique de rayon R dans un massif infini, de comportement rigide parfaitement plastique sous un chargement axisymétrique. Ils obtiennent une loi de croissance de la forme :

$$\frac{dR}{R} = 0{,}283 \cdot exp\left(\frac{3}{2}.\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) \cdot d\varepsilon_{eq}$$

La rupture est supposée intervenir lorsque la cavité atteint un rayon critique R_c défini par [Beremin – 81], et dans le cas du modèle de Rice et Tracey étendu à un matériau écrouissable, on obtient :

$$ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_{\varepsilon^p_{décohésion}}^{\varepsilon^p_{eq}} 0{,}283 \cdot exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon^p_{eq} \qquad \text{(I-13)}$$

La triaxialité joue ici un rôle prédominant. Cette approche est dite « découplée » car le comportement mécanique du matériau n'est pas affecté par l'endommagement, qui peut être évalué en post-traitement des calculs numériques.

I.2.4.3. Modèle couplé de Gurson-Tvergaard et Needleman

Par la suite, d'autres modèles ont cherché à prendre en compte l'endommagement du matériau dans le comportement global en introduisant une fraction volumique de cavité *f* dans le potentiel d'écoulement plastique. Ces modèles sont dits « couplés ».

[Gurson - 77] propose le potentiel d'écoulement plastique ϕ suivant :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2.f.cosh\left(\frac{3}{2}.\frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) - (1+f^{*2}) = 0$$

où σ_0 est la contrainte limite d'écoulement de la matrice.

Par la suite, ce potentiel a été modifié par [Tvergaard - 84] pour prendre en compte l'interaction entre les cavités, notamment pendant la phase de coalescence :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2.f^*.q_1.cosh\left(\frac{3}{2}.q_2.\frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) - (1+q_1.f^2) = 0 \qquad \text{(I-14)}$$

avec

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

Il s'agit donc ici d'un modèle à 5 paramètres, à savoir :

f_0	Fraction volumique initiale de cavité
f_c	Fraction volumique critique de cavité correspondant au début de la coalescence
δ	Paramètre d'accélération de l'endommagement pendant la coalescence
q_1	En général, on prend q_1=1.5
q_2	Et q_2 = 1

I.2.4.4. Modèle couplé de Rousselier

[Rousselier - 87] propose un potentiel d'écoulement plastique basé sur une analyse thermodynamique :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}}{(1-f)\sigma_*} + \frac{\sigma_1}{\sigma_*} f.D.exp\left(\frac{3}{2}.\frac{\sigma_m}{(1-f)\sigma_1}\right) - 1 = 0 \qquad \text{(I-15)}$$

avec :

σ_1	Résistance de la matrice à la déchirure ductile. Généralement la contrainte σ_1 est égale à environ 2/3 de la contrainte d'écoulement soit σ_1=($R_{p0.2}$+R_m)/3
D	Constante d'intégration prise entre 1.5 et 2. Elle est considérée indépendante du matériau , du moins pour une faible porosité initiale ($f_0 < 10^{-3}$)

Pour une fraction volumique de cavité nulle, ce potentiel est équivalent à celui de Von Mises. Pour accélérer la rupture, une fraction volumique critique f_c a été introduite pour

laquelle le matériau perd toute résistance. Finalement ce modèle comporte 5 paramètres : *D*, σ_1, f_0 , f_c et la taille de maille qui traduit la taille du volume élémentaire représentatif.

I.2.5. Bilan sur les modèles de déchirure ductile

L'approche globale de la rupture fournit plusieurs critères simples permettant de caractériser la déchirure ductile :

- L'intégrale de contour J, caractérisant la variation d'énergie potentielle lors d'une extension de fissure, de par ses propriétés très intéressantes, a rencontré un franc succès dès les années 70 et fait l'objet de plusieurs normes pour caractériser l'amorçage et la propagation stable de fissure. Cependant, la courbe de résistance à la déchirure ductile J-Δa souffre d'un problème de transférabilité.
- Plusieurs approches ont tenté de corriger ces effets de géométrie ou d'échelle par l'ajout d'un second paramètre représentatif de la triaxialité ou du confinement. Ces approches, basées sur un champ de contrainte de référence, se sont révélées coûteuses pour l'application aux structures (nécessité de mise en place d'abaques), et ne semblent adaptées que pour des analyses qualitatives. De plus, l'utilisation d'un champ de référence, uniquement valable dans les cas stationnaires, reste discutable dans le cas de la propagation.
- La ténacité à l'amorçage J_i a en revanche montré de très bonnes propriétés de transférabilité, tant entre éprouvettes de laboratoire que vers les structures.
- L'approche énergétique G_{fr} est basée sur la séparation de l'énergie dissipée au cours de la propagation, en un terme de plasticité globale et un terme de rupture (G_{fr}). Une méthode de détermination simple de G_{fr} à partir de la composante plastique de J lors d'un essai de déchirure a été proposée. L'utilisation de ce modèle sur différentes géométries a permis de mettre en évidence sa transférabilité.

L'approche locale de la déchirure ductile des aciers faiblement alliés est basée sur la modélisation de l'endommagement du matériau par un mécanisme de germination, de croissance et de coalescence de cavités nées sur des inclusions de seconde phase.

- Rice et Tracey ont mis en évidence le rôle important de la triaxialité des contraintes sur le taux de croissance des cavités.
- La mécanique des milieux poreux propose de prendre en compte un couplage entre le comportement du matériau et l'endommagement. La croissance des cavités est décrite par des potentiels d'écoulement plastiques dans lesquels interviennent la triaxialité des contraintes et la porosité du matériau.

Ces méthodes, basées sur des concepts de micro-mécanique, sont puissantes car elles permettent de s'affranchir des problèmes de taille ou de géométrie et permettent de traiter des problèmes tridimensionnels (anisotropie, effet tunnel, fissures elliptiques). Cependant elles présentent encore aujourd'hui plusieurs inconvénients qui limitent leur application :

- Les paramètres à identifier sont nombreux et demandent un savoir-faire spécifique.
- Les calculs numériques associés sont lourds et ne sont donc pas à la portée de tous les bureaux d'étude.
- Les applications aux structures, essentielles pour les industriels, restent rares, preuves des difficultés d'application.
- La dépendance à la taille de maille des modèles reste un point très critiqué car difficilement acceptable mécaniquement. Les travaux encore en cours sur les techniques de délocalisation n'ont aujourd'hui pas résolu ce problème car ils introduisent eux-mêmes une distance caractéristique dépendante des fonctions de délocalisation.

I.3. La Rupture Fragile

I.3.1. Mécanismes de clivage

La rupture par clivage se produit par une décohésion en mode I des plans cristallographiques d'un grain de matière et se propage ensuite de grain en grain jusqu'à rupture totale de la pièce. Pour les structures atomiques cubiques centrées, comme c'est le cas dans les aciers ferritiques, les plans cristallographiques clivés observés sont d'indice {100}. La contrainte normale théorique pour cliver peut être calculée à partir de l'énergie de cohésion du cristal :

$$\sigma_C = \sqrt{E\gamma_S / b}$$

avec

E	Module d'Young
γ_S	Energie de surface
b	Distance inter-réticulaire

Les valeurs théoriques atteintes sont donc de l'ordre de E/10 ou E/5. Or les valeurs usuelles observées sont plus proches de E/100. Cette différence s'explique par la présence de défauts géométriques ou d'inclusions qui créent une concentration de contrainte permettant d'atteindre localement cette contrainte théorique. La contrainte nominale de rupture σ_f sur la pièce est beaucoup moins élevée.

I.3.2. Modèles de rupture fragile

I.3.2.1. Facteur d'intensité des contraintes critique

Lorsque la plasticité reste confinée, il est possible d'utiliser le facteur d'intensité de contrainte issu de la mécanique élastique linaire de la rupture et de définir un facteur critique K_{IC} correspondant à la résistance de l'éprouvette à la rupture brutale par clivage. Il est représentatif du chargement à rupture et fournit donc un critère simple de comparaison entre éprouvettes. Ce paramètre présente une dispersion croissante avec la température.

I.3.2.2. Modèle RKR

Le modèle de [Ritchie - 73], dit modèle «RKR», tente de relier la ténacité et son évolution avec la température à un critère local de rupture. La rupture brutale se produit lorsque la contrainte maximale σ_{yy} atteint la valeur critique de clivage σ_c sur une distance caractéristique X_0 de la pointe de fissure. X_0 et σ_c sont jugées indépendantes de la température et c'est la limite d'élasticité qui varie (Figure I-11). Ainsi, lorsque la température augmente, la limite d'élasticité chute et une plus grande intensification des contraintes est nécessaire pour atteindre la contrainte σ_c à la distance X_0 qui est dans un premier temps estimée égale à 2 fois la taille de grains. Plus tard [Curry - 78] ne trouve pas de relation simple entre cette distance X_0 et la taille de grain. Cette dimension doit cependant être liée à la distribution des inclusions à l'origine de la rupture [Curry - 79].

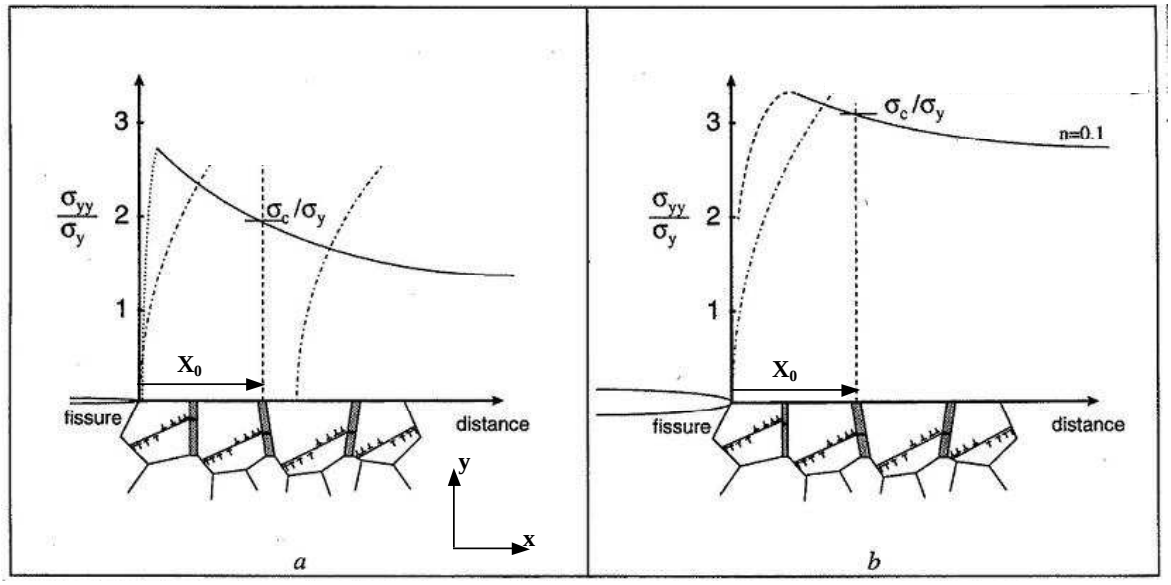


Figure I-11- Représentation schématique du modèle RKR. A faible température (a), la limite d'élasticité σ_y est élevée. Une faible intensification des contraintes suffit pour atteindre la contrainte critique de clivage σ_c à une distance X_0 de la pointe de fissure. A haute température (b), σ_y est faible. Une forte intensification est requise ([Ritchie - 73])

[Wu - 03] identifie le critère sur une série d'éprouvettes de flexion 4 points entaillées issue d'un joint soudé, grâce à une modélisation numérique des essais de rupture. La contrainte critique σ_c est prise égale à la moyenne des contraintes principales maximales à rupture. La distance X_0, est prise égale à la distance du front de fissure à la position de ce pic de contrainte. La matériau subit ensuite une fragilisation par traitement thermique et pré-écrouissage. L'application du critère prévoit un décalage de -115°C de la transition pour une ténacité de 70 MPa.m$^{1/2}$, ce qui est très voisin du résultat expérimental (-110°C).

[Yang - 03] applique le modèle RKR sur une large gamme de températures en définissant différemment les critères : la distance critique est la distance moyenne observée du lieu d'amorçage du clivage, notée CID pour Cleavage Initiation Distance, et la contrainte critique est la contrainte en ce lieu d'amorçage notée σ_f* (Figure I-12). Il observe que σ_f* varie peu avec la température, ce qui n'est pas le cas du CID. En utilisant l'évolution médiane de CID avec la température et les champs asymptotiques de [McMeeking - 77], il retrouve l'évolution de K_{IC} médian entre -196°C et -40°C.

Cependant, aucune utilisation de ce jeu de paramètres {CID(T) ; σ_{f*} } n'a été tentée sur une autre géométrie afin d'en tester la transférabilité. Il est probable que la loi *CID = f(T)* soit dépendante des champs de contrainte et donc de la géométrie.

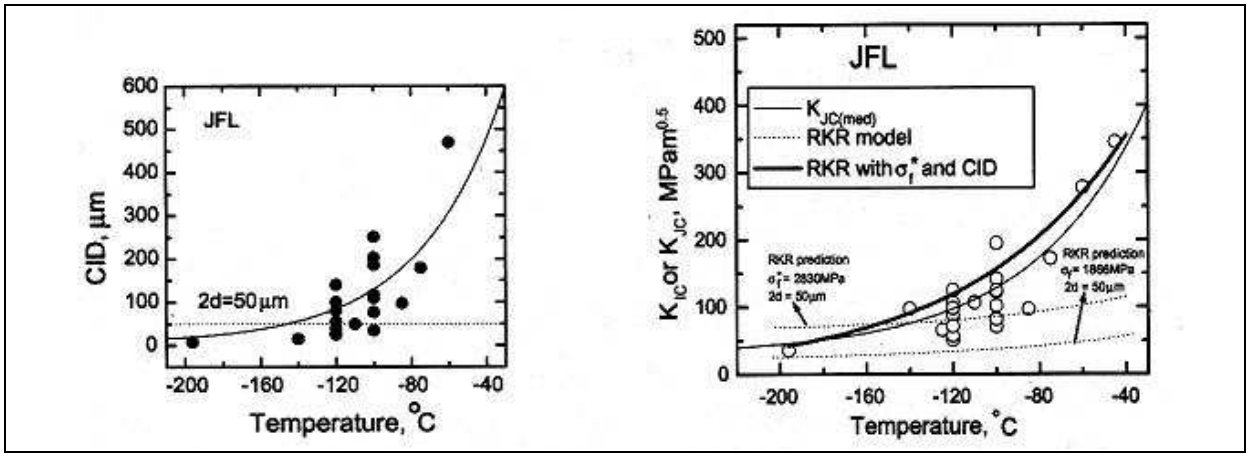


Figure I-12 - Evolution de la distance de clivage avec la température et prise en compte de cette évolution dans le modèle RKR [Yang - 03]

[Chen – 98] explique la dispersion observée sur K_{IC} par le fait que la contrainte critique σ_f peut être atteinte à une distance X_f supérieure ou inférieure à la distance de la contrainte maximale DMS (Figure I-13).

Il utilise le facteur $F(X,\sigma)$ issu des champs HRR défini par [Curry – 78b]. Ce facteur est homogène à un facteur d'intensité des contraintes et est représentatif de la singularité à une distance X de la pointe de fissure sous une contrainte σ. Chen calcule ce facteur au site d'amorçage de la rupture fragile de deux manières :

$$F_1 = X^{1/2}\left\{\frac{\sigma_f^{(1+N)/2N}}{\sigma_y^{(1-N)/2N}}\right\} \qquad \text{avec} \quad X = X_f$$

et (I-16)

$$F_2 = X_0{}^{1/2}\left\{\frac{\sigma_f^{(1+N)/2N}}{\sigma_y^{(1-N)/2N}}\right\} \qquad \text{avec} \quad \begin{array}{ll} X_0 = X_f & si \quad X_f > DMS \\ X_0 = X_f{}^* & si \quad X_f < DMS \end{array}$$

où N est l'exposant de la loi d'écrouissage et X_f^* est déduite de X_f dans le cas où X_f<DMS. Par exemple, lorsque le site d'amorçage du clivage se situe à la distance X_{f2}, en deçà de la ligne de contrainte maximale, la distance X_{f2}^* est prise égale à la distance au delà de la ligne de contrainte maximale à laquelle la même contrainte σ_{f2} est atteinte.

F_2 est donc calculé en imaginant que toutes les ruptures ont eu lieu en avant du pic de contrainte (DMS) pour les mêmes contraintes à rupture. Chen remarque alors que K_{IC} est proportionnel à F_2 (Figure I-14).

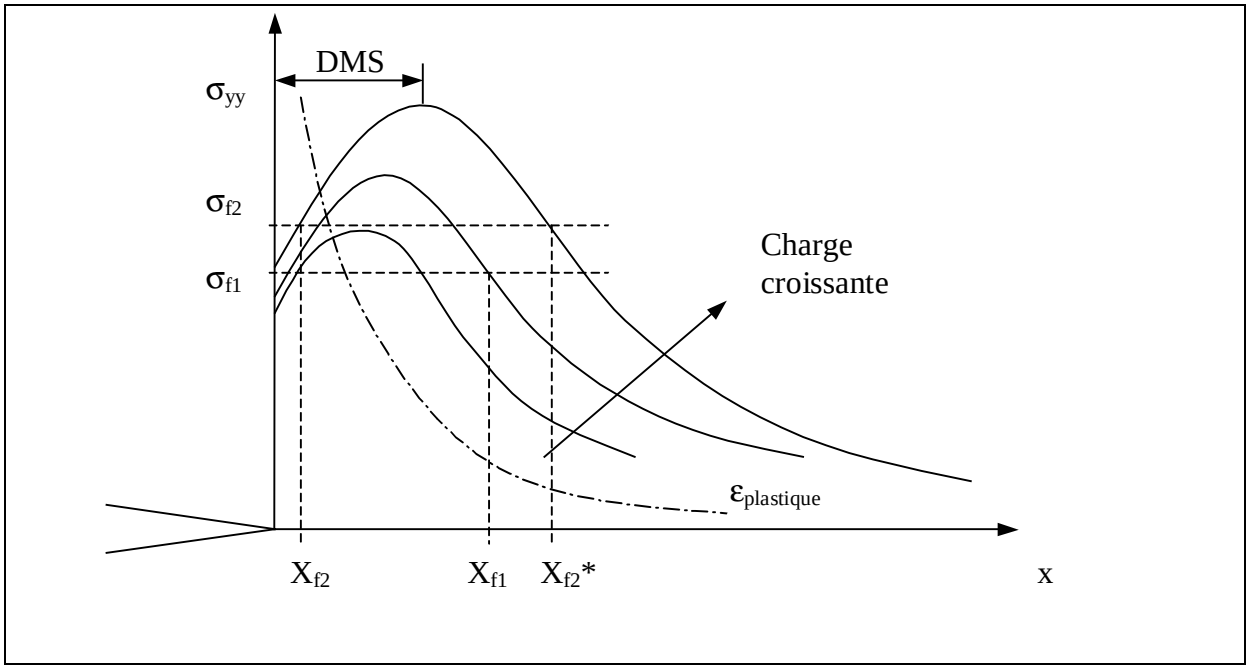


Figure I-13 – Evolution schématique du niveau et de la position du pic de contrainte en cours de chargement

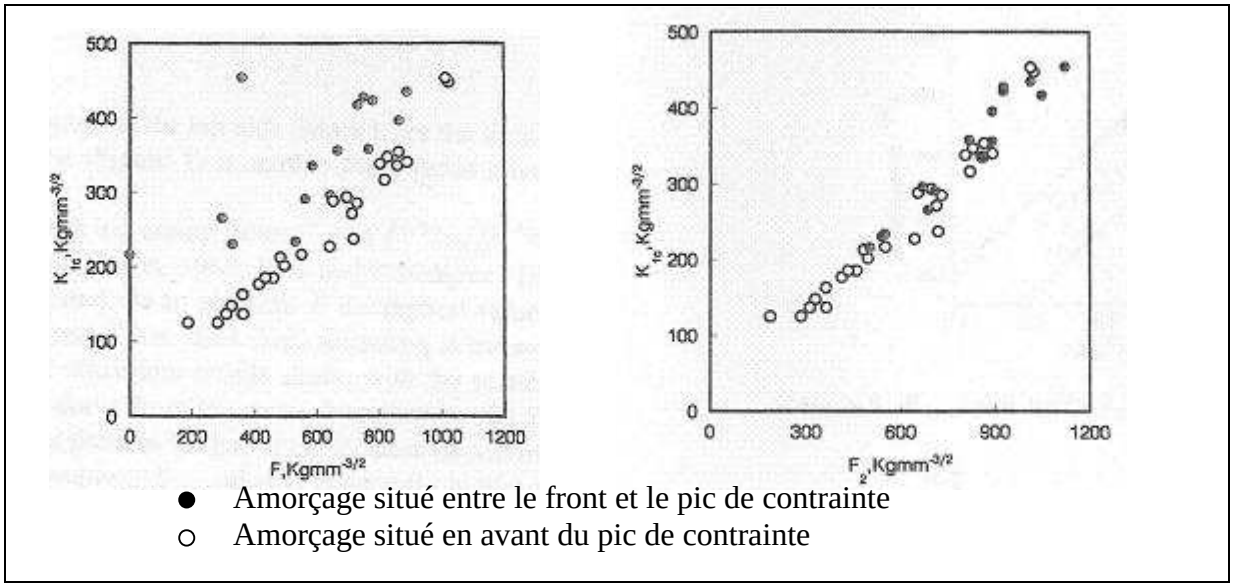


Figure I-14 - K_{IC} en fonction de F_1 et F_2 selon [Chen - 96]. La transformation $F_1(X_f) \Rightarrow F_2(X_f^*)$ permet d'aligner tous les points.

L'auteur cherche ensuite à expliquer le grand nombre de sites rencontrés en deçà du pic de contrainte. Il propose le scénario suivant : lors de la mise en charge, la contrainte critique a été atteinte une première fois au site d'amorçage au delà du pic de contrainte sans déclencher le clivage. Lorsque la charge augmente encore, le pic de contrainte s'éloigne du front et la déformation plastique augmente. Si l'on suppose qu'une déformation plastique minimale est nécessaire à la création de micro-fissures, l'amorçage peut donc avoir lieu après le passage du pic de contrainte. Cependant un amorçage de clivage contrôlé par la déformation ne concorde pas avec la plupart des observations.

Dans tous les cas, ces applications ou ces adaptations du modèle RKR sont incapables de prédire la rupture dès qu'une déchirure ductile apparaît avant le clivage, voire même dès que la plasticité se développe de manière importante en pointe de fissure.

I.3.2.3. Modèle de Chen

Un modèle plus complexe a été proposé par [Chen - 96]. Il est basé sur le principe que le clivage s'amorce sur des micro-fissures créées en pointe du défaut par l'atteinte d'une déformation plastique minimale. Ces micro-fissures ont effectivement été observées en avant du front de fissure par de nombreux auteurs. Chen postule qu'il existe en pointe de fissure un domaine où la triaxialité est insuffisante pour empêcher ces micro-fissures de s'émousser, réduisant ainsi leur nocivité. Enfin l'instabilité de ces micro-fissures est déclenchée par une contrainte critique. Il en découle un triple critère pour l'amorçage du clivage :

$$\begin{array}{ll} \varepsilon_{pl} > \varepsilon_{pc} & \text{Critère traduisant la création de micro-fissures sur des inclusions ou des amas} \\ \dfrac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} > T_c & \text{Critère traduisant le non-émoussement des micro-fissures créées} \\ \sigma_{YY} > \sigma_f & \text{Critère déclenchant le clivage proprement dit sur les micro-fissures} \end{array} \qquad \text{(I-17)}$$

avec ε_{pc} une déformation plastique critique, T_c une triaxialité critique, et σ_f une contrainte critique.

Chen détermine numériquement les valeurs à rupture de ε_{pl}, $\dfrac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$ et σ_{YY} sur une série de 42 éprouvettes CT à –100 °C, grâce à la mesure systématique des CID. Deux jeux de valeurs critiques sont définis : l'un à partir des densités de probabilités maximales, c'est-à-dire les valeurs les plus souvent rencontrées, l'autre à partir des valeurs les plus conservatives, c'est-à-dire les plus basses. On appelle zone active le segment au droit du front de fissure où ces 3 critères sont vérifiés (Figure I-15). La probabilité de rupture pour un chargement F_i est alors définie comme le rapport entre la taille de la zone active pour ce chargement et la taille de cette zone pour le chargement maximal, ce qui revient à dire que la probabilité de rupture est proportionnelle à la taille de la zone active. Avec le 1er jeu de valeurs critiques, la densité de probabilité des chargements à rupture et les ouvertures de fissure à rupture sont proprement retrouvés, en revanche les tailles et les positions des zones actives représentent mal la dispersion observée sur les sites d'amorçage du clivage. Inversement, sur le 2nd jeu, les sites d'amorçage sont correctement retrouvés mais les densités de probabilité de rupture sont très mal décrites.

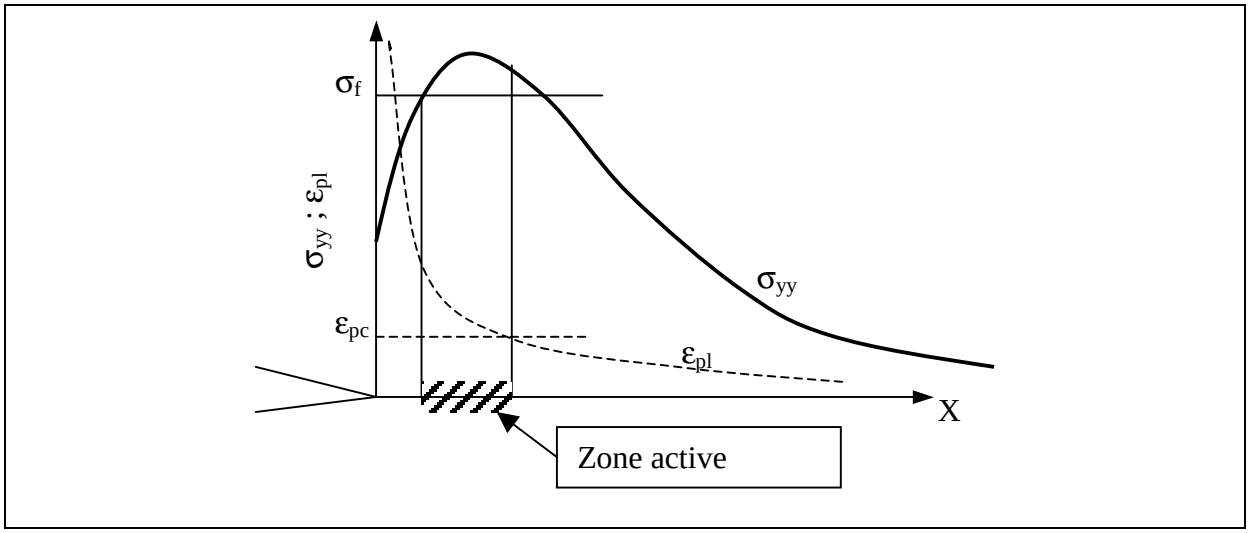


Figure I-15 - Définition de la zone active à partir de 2 critères : $\sigma_{YY} > \sigma_f$ et $\varepsilon_{pl} > \varepsilon_{pc}$..

Cette définition peut être étendue à 3 critères avec $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} > T_c$

[Wang - 01] étudient les effets de la géométrie et de la température sur σ_f. Pour des températures comprises entre –130°C et –100°C, σ_f semble indépendante de la température et de la profondeur de fissure. En revanche σ_f augmente à plus basse température, mais à -196°C on n'observe plus de micro-fissures en pointe de fissure. Il semblerait donc que le mécanisme de clivage soit différent : l'amorçage fragile serait piloté par l'amorçage de micro-fissures et non par leur propagation. De plus il remarque que, parmi les paramètres liés à la ténacité (force, ouverture et σ_f), c'est σ_f qui présente la plus faible dispersion.

I.3.2.4. Modèle de Margolin

Par une approche similaire, [Margolin – 97a] développe un critère basé sur la nucléation, l'amorçage et la propagation de micro-fissures dans une microstructure modifiée par les déformations plastiques. La nucléation de micro-fissures dites « aiguës » est une condition nécessaire à la rupture fragile. Ces micro-fissures ne restent aiguës que sous une orientation et une géométrie favorables, afin d'éviter l'émission de dislocations à leur pointe. Sinon elles s'émoussent et se transforment en cavités, perdant alors leur nocivité. Cet émoussement se produit également si la condition d'amorçage n'est pas satisfaite au moment de la nucléation. L'amorçage est ici la rupture d'un grain. La condition de propagation traduit le franchissement de barrières micro-structurales comme des joints de grain, des bandes de glissement ou des micro-contraintes internes. Cette condition se résume à l'atteinte d'une contrainte seuil dépendante de la déformation plastique équivalente cumulée [Margolin – 97b].

I.3.3. Approches locales probabilistes

Les approches locales probabilistes intègrent la dispersion des défauts dans les critères de rupture fragile. Les défauts à l'origine de la rupture présentent en effet une dispersion à la fois géographique dans le matériau et géométrique car ils sont généralement de formes et de tailles diverses.

I.3.3.1. La statistique de Weibull

Soit V un volume composé de N volumes élémentaires V_0. On fait les hypothèses suivantes :

- Le matériau est statistiquement homogène, c'est-à-dire présentant la même probabilité de comporter un défaut critique quelle que soit la direction dans laquelle on le regarde.
- La rupture d'un volume élémentaire V_0, par la présence d'un défaut critique, entraîne la ruine de toute la pièce. C'est l'hypothèse du maillon le plus faible.

Alors, la probabilité de rupture P_R du volume V peut s'exprimer en fonction des probabilités élémentaires de rupture p_{ri} des volumes V_0. Plus directement, la probabilité de survie s'écrit :

$$1 - P_R = \prod_1^N (1 - p_{ri})$$

Le produit est transformé en somme en passant au logarithme, puis la somme discrète sur les N volumes V_0 est transformée en intégrale sur le volume V :

$$ln(1 - P_R) = \frac{1}{V_0} \sum_i ln(1 - p_{ri}).V_0$$

$$ln(1 - P_R) = \frac{1}{V_0} \int_V ln(1 - p_{r0}).dV$$

La probabilité de rupture s'écrit alors :

$$P_R = 1 - exp\left[- \int_V ln\left(\frac{1}{1 - p_{r0}} \right) \frac{dV}{V_0} \right]$$

En considérant que la probabilité locale de rupture p_{r0} dépend de la contrainte σ, on introduit la fonction empirique de Weibull à 3 paramètres :

$$ln\left(\frac{1}{1 - p_{r0}} \right) = \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_u} \right)^m \qquad \text{(I-18)}$$

d'où :

$$P_R = 1 - exp\left[- \int_V \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_u} \right)^m \frac{dV}{V_0} \right] \qquad \text{(I-19)}$$

avec :

σ_0	Contrainte seuil
σ_u	Facteur de normalisation
m	Module de Weibull

I.3.3.2. Le modèle de Beremin

A partir de cette statistique de Weibull, le groupe de travail [Beremin - 83], construit le modèle suivant :

- La contrainte seuil est considérée nulle : $\sigma_0 = 0$ (Modèle de Weibull à 2 paramètres)
- La contrainte σ est prise égale à la plus grande contrainte principale σ_1 car elle pilote le clivage
- La rupture ne se produit pas sans déformation plastique locale. Le volume d'intégration V est donc pris égal au volume plastique.

La probabilité de rupture de la pièce s'écrit alors :

$$P_r = 1 - exp\left[-\int_{V_p} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u} \right)^m \frac{dV}{V_0} \right] \qquad \text{(I-20)}$$

soit

$$P_r = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma_W}{\sigma_u} \right)^m \right] \qquad \text{(I-21)}$$

avec

$$\sigma_W = \sqrt[m]{\int_{V_p} {\sigma_1}^m \frac{dV}{V_0}} \qquad \text{appelée « Contrainte de Weibull »} \qquad \text{(I-22)}$$

A partir du modèle de Beremin, en faisant l'hypothèse que le champ des contraintes en pointe de fissure est un champ HRR, la probabilité de rupture peut alors s'écrire :

$$P_r = 1 - exp\left[-\frac{K_{IC}^4 . B . \sigma_Y^{m-4} . C_m}{V_0 . \sigma_u^m} \right] \qquad \text{(I-23)}$$

avec :

σ_Y	Contrainte limite d'élasticité
C_m	Facteur numérique
B	Epaisseur de l'éprouvette

Pour une probabilité de rupture donnée, on en déduit que la ténacité évolue en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette suivant la relation :

$$K_{IC}^4 . B = Constante \qquad \text{(I-24)}$$

K_{IC} ne représente donc pas une grandeur intrinsèque au matériau.

I.3.3.3. Modèle statistique basé sur une double condition Nucléation & Propagation

[Bordet – 05a] cherche à enrichir le modèle de Beremin via la prise en compte de l'étape de nucléation des micro-fissures et le non-émoussement de celles-ci. Le nouveau modèle suppose donc que la nucléation et la propagation doivent avoir lieu simultanément, et que cette connectivité n'est possible que sous une certaine contrainte seuil, σ_{th} . La probabilité de rupture est le produit des probabilités des deux événements indépendants, nucléation et propagation. La probabilité de nucléation est d'abord supposée être une fonction linéaire de la déformation plastique et de la limite d'élasticité, modifiée pour tenir compte d'une population finie de défauts. La probabilité locale de rupture s'écrit alors :

$$P_{cleav} \propto P_{nucl}(d\varepsilon_{pl}) \cdot P_{propag}(\sigma_1)$$

$$P_{cleav} \propto \frac{\sigma_Y}{\sigma_{Y0}} exp\left(-\frac{\sigma_Y}{\sigma_{Y0}} \cdot \frac{\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_{p0}}\right) \cdot \left[\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u}\right)^m - \left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_u}\right)^m\right] d\varepsilon_{pl}$$

avec les variables :

σ_1	Contrainte principale maximale
σ_Y	Contrainte limite d'élasticité
ε_{pl}	Déformation plastique équivalente

et les 5 paramètres :

σ_{Y0}	Contrainte limite d'élasticité de référence
σ_u	Contrainte de normalisation
σ_{th}	Contrainte seuil
ε_{p0}	Déformation plastique équivalente de référence
m	Module

Ce critère est appliqué par [Bordet – 05b] à un acier de construction offshore (Grade 450EMZ). Les paramètres du modèle sont identifiés sur une série d'essais sur éprouvettes AE à -196°C par la méthode du maximum de vraisemblance. La valeur de contrainte seuil choisie influe beaucoup sur m. En pratique, elle est fixée de manière à obtenir une valeur de σ_u identique pour les essais sur éprouvettes AE et pour les essais sur éprouvettes SENB à même température. La contrainte seuil estimée est proche de la plus basse contrainte axiale au centre à rupture : σ_{th} = 1570 MPa. Les enveloppes basses et hautes de probabilité de rupture des éprouvettes SENB sont alors correctement reproduites de -196°C à -130°C, mais le modèle est largement conservatif dès que la déchirure ductile apparaît.

I.3.4. Bilan sur les modèles de rupture fragile

Les mécanismes de rupture par clivage acceptés par la majorité des auteurs regroupent :

- une nucléation de micro-fissures par un phénomène de plasticité ou par rupture d'inclusion ou par décohésion inclusion/matrice ;

- un amorçage de la rupture sur ces micro-fissures par décohésion des plans cristallographiques d'un grain de polycristal ;
- une propagation instable d'une seule de ces micro-fissures provoquant une rupture brutale de l'ensemble de la pièce.

Une condition nécessaire à cette propagation instable est l'atteinte d'une contrainte seuil. A cela, plusieurs auteurs ajoutent une condition de plasticité nécessaire à la germination de micro-fissures et une condition de non-émoussement des micro-fissures. Un couplage des observations au microscope électronique à balayage avec des calculs numériques des champs de contrainte en pointe de fissure a permis d'étoffer ces modèles. Leur application est simple, mais l'identification des paramètres demande une large base expérimentale.

L'approche locale de la rupture fragile permet la prise en compte de la dispersion des défauts (taille et position) à l'origine des processus de rupture et son application permet ainsi de reproduire une dispersion des chargements critiques tels observés expérimentalement. La probabilité globale de rupture est évaluée sous condition d'indépendance statistique du comportement à rupture de chaque volume élémentaire de matière et en appliquant l'hypothèse du maillon le plus faible. Là encore l'application de ces modèles nécessite un calcul fin des champs de contrainte en pointe de fissure et l'identification des paramètres demande une large base expérimentale. De plus la sensibilité de la probabilité de rupture aux paramètres est très grande, on rencontre fréquemment un module de Weibull m de l'ordre 20.

Ces modèles sont rapidement mis en défaut dès l'extension de la plasticité, ou la perte de confinement. Ils ne peuvent en aucun cas prédire la rupture fragile lorsque la déchirure ductile apparaît.

I.4. Evaluation de la ténacité dans la zone de transition

D'une manière générale, le domaine de transition fragile/ductile d'un matériau est défini par la plage de température sur laquelle le matériau passe d'une rupture fragile à une rupture ductile. Il est difficile de définir une température de transition liée au matériau. Généralement, cette plage de température dépend de multiples critères : géométrie de l'éprouvette, type de chargement, forme du défaut, etc.

La norme [AFNOR - 90], sur les essais de résilience, ou essais Charpy, définit un protocole expérimental précis permettant de comparer les matériaux entre eux. La courbe de résilience (Figure I-16) trace l'évolution de l'énergie absorbée par l'éprouvette en fonction de la température. Elle présente un palier à basse énergie, caractéristique de la rupture fragile instable à basse température, et un palier à haut énergie caractéristique de la rupture ductile, stable, et à haute température. La plage de température intermédiaire correspond au domaine de transition fragile-ductile pour cet essai. Sur cette plage, la dispersion des résultats expérimentaux est généralement beaucoup plus forte que dans les zones à paliers.

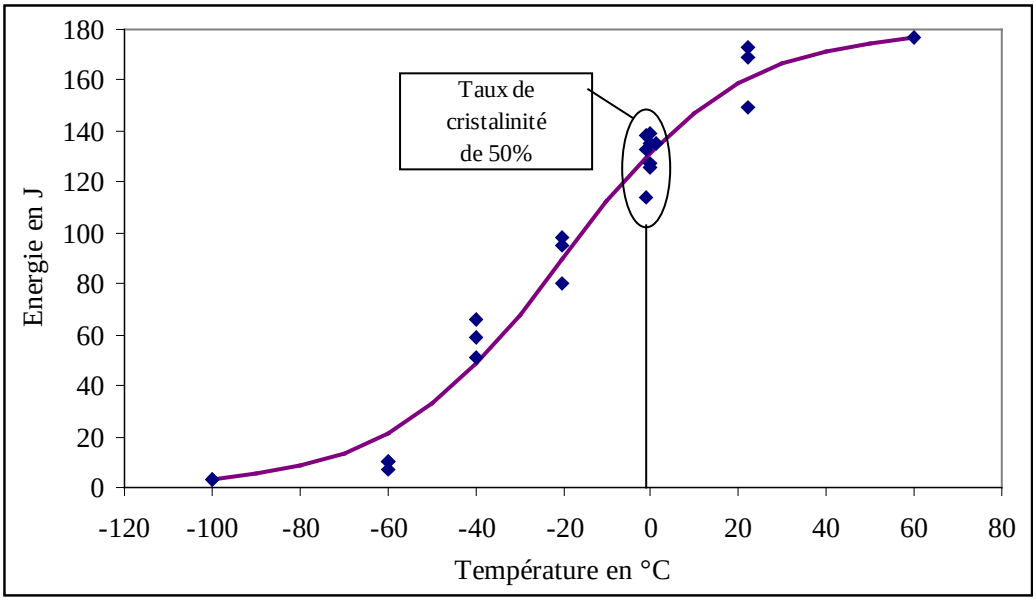


Figure I-16 : Courbe de résilience d'un acier TU42 C du circuit secondaire (acier de l'étude).

I.4.1. Prise en compte des conséquences de l'élévation en température

Comme on l'a vu précédemment, les modèles de rupture fragile tentent de reproduire les courbes de ténacité K_{IC} à rupture sur les plages de basses températures. L'augmentation de température se traduit par une augmentation des valeurs médianes de ténacité et un élargissement de la dispersion. Une évaluation de la dépendance en température des paramètres des modèles est souvent nécessaire afin de décrire proprement la rupture.

De plus, des changements de mécanismes de ruine peuvent avoir lieu lorsque la température augmente. Il est donc nécessaire d'identifier le mécanisme de ruine dans chaque plage de température afin d'y utiliser le modèle approprié.

Au-delà d'une certaine température, la dispersion grandissante de ténacité combinée à une valeur médiane croissante implique parfois un amorçage et une propagation ductile avant le clivage.

I.4.1.1. Evolution avec la température des paramètres du modèle de Beremin

[Wasiluk - 06] évalue la dépendance en température des paramètres du modèle de Weibull à partir de la base d'essai du projet européen *Euro Fracture Toughness Dataset* sur un acier de cuve 22NiMoCr37. D'après les identifications réalisées à -110°C et –40°C, il conclut que le module m est indépendant de la température sur cette plage pour ce matériau. En revanche, σ_u varie en fonction de la température.

[Haušild - 05] constate que malgré la prise en compte des fortes modifications de champs de contrainte et de déformation à l'apparition de la déchirure ductile, les paramètres de Weibull ne permettent pas de décrire correctement l'évolution de la ténacité dans la zone de transition, notamment la forte augmentation de K_{JC} pour des températures proches de l'apparition de la déchirure. A partir d'observations au microscope électronique à balayage de faciès de rupture d'éprouvettes CT25, en acier de cuve 16MND5, rompues de –120°C à 0°C, il constate que les mécanismes de rupture fragile changent à température élevée : il est rare de trouver une particule au site d'amorçage pour ces températures. Le clivage n'est pas la conséquence de la rupture d'une particule de seconde phase, mais semble s'amorcer par un mécanisme induit par la déformation plastique. Il est alors nécessaire de modifier les paramètres de Weibull pour tenir compte de ce nouveau mécanisme. Les auteurs fixent la valeur de m à 2 et introduisent une variation en température de σ_u de la forme :

$$\sigma_u(T) = A.exp\left(-\frac{B}{T}\right) \tag{I-25}$$

De plus, ils constatent qu'une meilleure coïncidence est obtenue entre les distributions expérimentales et prédites grâce à l'introduction d'une contrainte seuil σ_{th} :

$$P_R = 1 - exp\left\{-\int_{Vpl}\left[\frac{\sigma_1 - \sigma_{th}}{\sigma_u(T)}\right]^m \frac{dV}{V_0}\right\} \tag{I-26}$$

Cette contrainte seuil a pour effet de réduire la valeur de m. Cependant σ_{th} est difficile à identifier et nécessite une large base expérimentale. Compte tenu des observations fractograhiques et des niveaux de contrainte atteints aux sites d'amorçage du clivage, et en s'appuyant sur les travaux de [Rossoll - 02] sur la détermination de la ténacité à partir de l'essai Charpy instrumenté, la contrainte seuil σ_{th} a été choisie comme la contrainte en dessous de laquelle le clivage n'a jamais été observé : σ_{th} = 1400 MPa.

La ténacité K_{JC} des éprouvettes CT25 est alors correctement prévue entre –90°C et 0°C, mais le modèle ne permet pas de reproduire la forte croissance de la ténacité à l'approche des températures où l'amorçage est soit ductile soit fragile.

I.4.1.2. L' approche « Master Curve »

A partir du modèle de Beremin, en faisant l'hypothèse que le champ des contraintes en pointe de fissure est un champ HRR, la distribution de probabilité de ténacité d'une éprouvette fissurée à une température donnée est de la forme :

$$P_r = 1 - exp\,[Cte.(K-K_{min})^4.B] \qquad \text{(I-27)}$$

où B est la longueur du front de fissure et K_{min} une ténacité seuil en dessous de laquelle la rupture n'a pas été observée.

On élimine la constante en utilisant la ténacité médiane, c'est-à-dire en donnant une probabilité de 50% à une éprouvette d'épaisseur de référence B=25 mm (ou 1T) :

$$Cte.(K_{med_1T}-K_{min})^4.B_{1T} = -ln2$$

On obtient alors:

$$P_r = 1 - exp\left[-\frac{B \cdot (K - K_{min})^4}{B_{1T} \cdot (K_{med_1T} - K_{min})^4} ln\,2 \right] \qquad \text{(I-28)}$$

On peut remarquer ici la manière de normaliser les ténacités obtenues sur des éprouvettes de différentes tailles :

$$K_{1T} = K_{min} + (K-K_{min})(B/B_{1T})^{1/4} \qquad \text{(I-29)}$$

Cette relation a largement été vérifiée expérimentalement. Par exemple, récemment, [Rathbun - 04] a vérifié la pertinence de cette relation sur une large de gamme d'essais d'éprouvettes SENB (a/W=0.5) présentant 24 géométries différentes avec diverses épaisseur B ou taille W du ligament. Les essais ont été menés à la température T_0 = -91°C.

Sur la base d'une large gamme d'essais de ténacité sur aciers ferritiques, [Wallin - 91a,b] postule que l'évolution de la ténacité médiane équivalente sur cette famille d'acier peut-être écrite sous la forme empirique :

$$K_{med_1T} = 30 + 70\,exp\,[\,0.019\,(T-T_0)\,] \qquad \text{(I-30)}$$

où T_0 est la température à laquelle la ténacité médiane vaut 100 MPa.$m^{1/2}$.

Les normes ASTM E1921 [ASTM - 97] et ASTM E1921-02 [ASTM - 02] définissent la méthode de détermination de la température T_0. Afin d'assurer des valeurs conservatives, la norme préconise des conditions d'essais garantissant un fort confinement par des pré-fissures importantes. En cas de perte de confinement ou si la déchirure ductile stable avant clivage dépasse 5% du ligament, la ténacité est réduite à la valeur limite :

$$K_{max} = \sqrt{\frac{b_0 E \sigma_Y}{M}}$$

où b_0 est la taille du ligament initial et M le coefficient de censure, pris égal à 30.

I.4.1.3. Le modèle MnS

[Renevey - 98] développe une approche similaire au modèle de Beremin pour une rupture fragile provoquée par des amas d'inclusions de sulfure de manganèse dans les aciers

peu alliés. Ce modèle tient compte d'un changement de mécanisme avec l'élévation en température : à plus haute température, l'amorçage du clivage n'a plus lieu directement sur les carbures, comme à basse température, mais nécessite une concentration de contrainte supplémentaire, sur des défauts, plus grands, telles que les amas de MnS. L'amorçage a lieu ensuite sur un site classique de type carbure proche de l'amas.

La contrainte critique de clivage est atteinte par concentration de contrainte sur une micro-fissure créée par la décohésion d'un amas de MnS. Le critère de décohésion d'un amas est celui de [Mudry – 82] :

$$\alpha.(\sigma_{eq}-\sigma_y) + \sigma_I = \sigma_{cg}$$

avec

σ_{cg}	Contrainte critique de germination
α	Facteur de forme
$\sigma_y, \sigma_I, \sigma_{eq}$	Respectivement : limite d'élasticité, contrainte principale maximale, contrainte équivalente de Von Mises

Si l'on considère que localement la contrainte critique est une contrainte nominale, la concentration de contrainte se traduit par une ténacité locale k_c :

$$k_c = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \overline{\sigma}_c \cdot \sqrt{a_{MnS}} \qquad \text{(I-31)}$$

avec :

k_c	Ténacité locale
$\overline{\sigma}_c$	Contrainte critique
a_{MnS}	Dimension de l'amas

La probabilité de rupture d'un volume élémentaire V_0 contenant une inclusion soumis à une contrainte principale σ_{11} s'écrit alors très simplement :

$$p_r(V_0,\sigma_1) = p(a_{MnS} > a^c_{MnS})$$

En considérant ensuite que la fraction surfacique f_s des inclusions est proportionnelle à a^2 et que sa distribution est de forme exponentielle, on écrit :

$$\begin{aligned} p_r(V_0,\sigma_1) &= p(a^2/a^2_{moy} > a^2_c/a^2_{moy}) \\ &= p(f_s^2/f_s^2{}_{moy} > a^2_c/a^2_{moy}) \\ &= exp\,[-a^2_c/a^2_{moy}] \end{aligned}$$

d'où, d'après l'expression de concentration locale de contrainte (I-31) :

$$p_r(V_0,\sigma_1) = exp\left[-\left(\frac{\overline{\sigma}_c}{\sigma_1}\right)^4\right]$$

On en déduit la probabilité cumulée de rupture pour un volume V :

$$P_r = 1 - exp\left[\int_{V_{déco}} -exp\left[-\left(\frac{\sigma_c}{\sigma_1}\right)^4\right]\frac{dV}{V_0}\right] \qquad \text{(I-32)}$$

où $V_{déco}$ est la partie du volume V vérifiant le critère de décohésion.

I.4.2. Prise en compte de la perte de confinement

On parle de plasticité confinée lorsque la zone plastique en pointe de fissure est englobée dans une zone élastique beaucoup plus large. On parle de « perte » de confinement lorsque le cas de l'étude présente un confinement de la plasticité plus faible que dans le cas de référence. Le cas de référence le plus couramment employé est le cas dit « SSY » pour Small-Scale-Yielding, qui correspond aux champs HRR. Il y alors perte de confinement lorsque les champs en pointe de fissures ne sont plus pilotés uniquement par l'intégrale J. L'influence du confinement a déjà été évoqué dans le cas de la rupture ductile (§I.2.2). Dans le cas de la rupture fragile, plus la température augmente, plus la ténacité augmente et plus la zone plastique se développe avant la rupture fragile. L'effet de la géométrie sur le confinement de plasticité est donc de plus en plus important avec l'augmentation de la température et des valeurs de ténacité.

I.4.2.1. Utilisation d'un champ de référence

D'après [Anderson - 93], pour les matériaux clivant sous un niveau de contrainte critique, la probabilité de rupture est fonction du volume dans lequel cette contrainte est dépassée. Dans le cas de la plasticité confinée, si l'on fait l'hypothèse que les champs de contrainte sont de type HRR, ce volume est directement proportionnel à J^2 sur une éprouvette de front de fissure rectiligne. En cas de perte de confinement, les auteurs proposent donc de corriger la valeur de J à rupture par celle correspondant au même volume en conditions SSY, notée J_{SSY}. Une application de ce concept à des éprouvettes SENB avec petits ou grands défauts montre effectivement une bonne concordance des valeurs corrigées à rupture (Figure I-17).

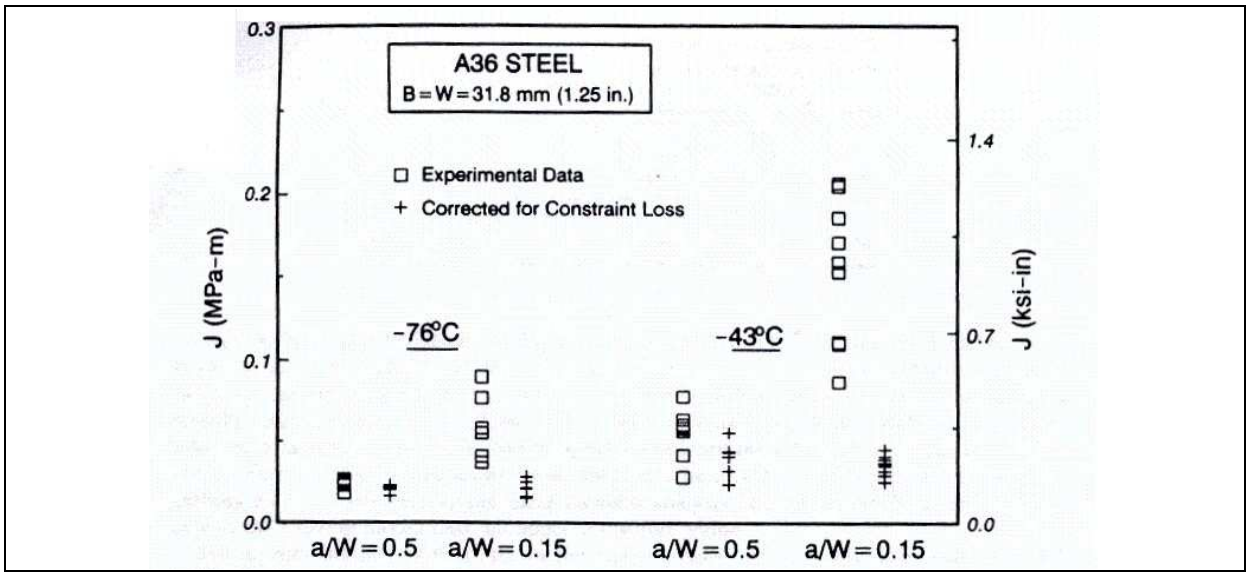


Figure I-17 : Correction de J_C en cas de perte de confinement selon la méthode de [Anderson - 93] en utilisant le champ de référence HRR.

[Gao - 98] développent un modèle permettant d'ajuster la ténacité à partir de la contrainte de Weibull. La ténacité K_{JC} en cas de plasticité non confinée est corrigée par la ténacité K_{JC_SSY} donnant la même contrainte de Weibull mais dans une condition de référence,

en état de plasticité confinée en déformation planes. Ils mettent alors en avant une amélioration dans la procédure de calage des paramètres du modèle de Beremin à partir des ténacités corrigées : il y alors unicité de la solution. Les fonctions de correction, dépendantes du confinement, doivent être évaluées numériquement ([Gao - 00]).

I.4.2.2. Correction de la *Master Curve*

La *Master Curve* est construite à partir des valeurs expérimentales de ténacité d'une géométrie d'éprouvette donnée. Elle souffre donc également d'un problème de transférabilité : son application à une structure où la plasticité est peu confinée peut mener à des valeurs de ténacité trop conservatives.

Afin de prendre en compte la perte de confinement, [Wallin - 01] tente de relier la température T_0 à la contrainte T définie au paragraphe I.2.2.5 en supposant que le confinement est décrit par la contrainte T et que la forme de la courbe de transition n'est pas affectée par la différence de confinement (Figure I-20). Pour cela il recueille un large panel d'essais décrits dans la littérature pour lesquels les valeurs de T_0 et la contrainte T sont ou peuvent être calculées. Il obtient la relation empirique :

$$T_0 = T_{0DEEP} + \frac{T_{stress}}{10.MPa/°C} \qquad \text{pour } T_{stress} < 0.\text{MPa}$$

où T_{0DEEP} est la valeur de référence dans le cas de la plasticité confinée.

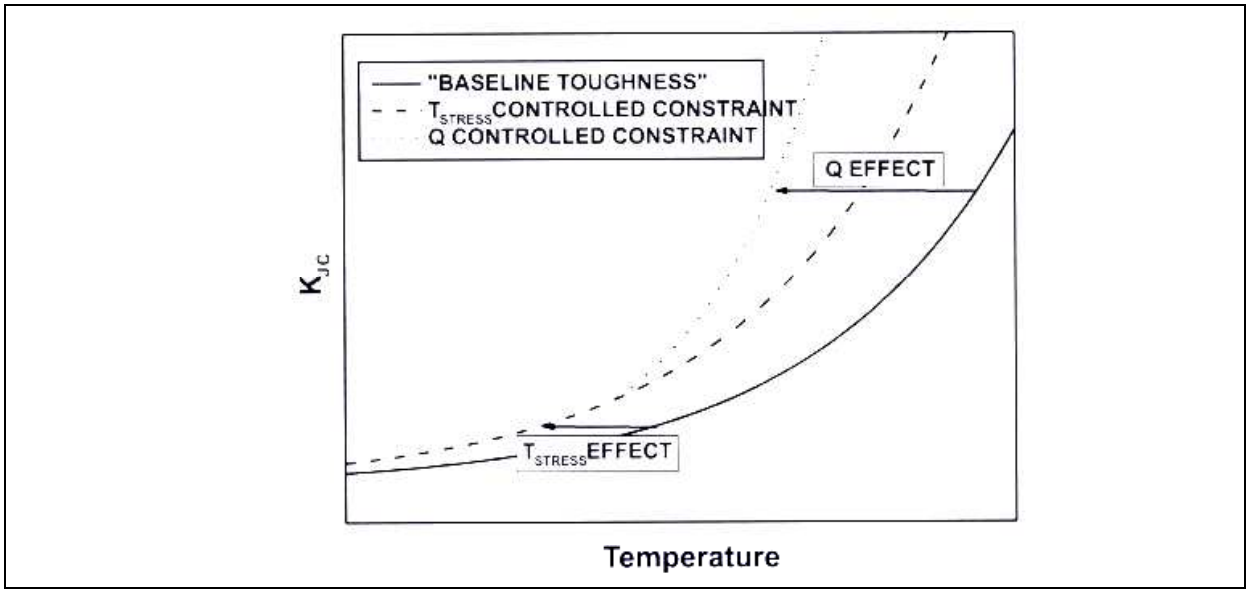


Figure I-18 : Représentation schématique de l'effet supposé de la contrainte T sur la courbe de transition en ténacité [Wallin - 01].

I.4.2.3. Une méthode analytique d'évaluation de la température de transition sur structure

Rappelons que l'on définit la FITT, pour *Fracture Initiation Temperature Transition*, pour une géométrie donnée et sous un type de chargement donné, comme la plus basse

température à laquelle la rupture fragile est précédée d'un amorçage et d'une propagation ductile. Toujours pour une géométrie donnée et un type de chargement donné, la FPTT, pour *Fracture Propagation Temperature Transition*, est la plus basse température à laquelle la rupture complète se produit par déchirure ductile. La FPTT est donc la température à laquelle le clivage disparaît complètement, y compris au cours de la déchirure. De manière très volontariste, [Wilkowski – 05] propose une méthode de l'ingénieur pour prédire la température de transition d'un tube en flexion. La méthode, empirique, est basée sur les résultats d'une large gamme d'essais menés sur les aciers ferritique de pipelines aux Etats-Unis par Battelle (*global science and technology enterprise*) entre 1960 et 1970. Les différents décalages en température de transition dus aux changements de confinement d'une éprouvette à l'autre y sont estimés (Figure I-19). Trois options permettent d'obtenir une solution simple suivant les essais dont on dispose : depuis une simple série d'essais Charpy jusqu'à l éprouvette SENT.

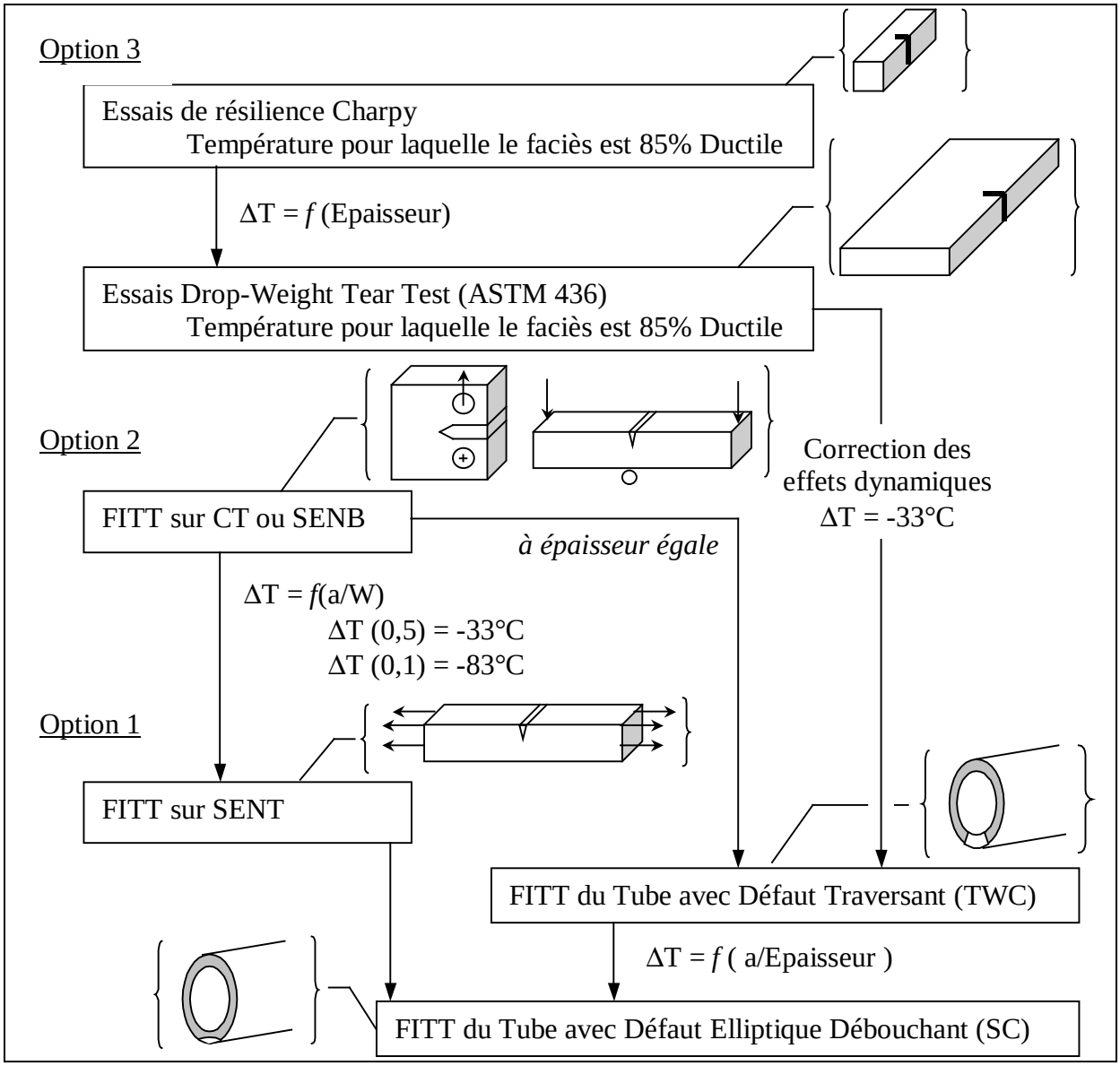


Figure I-19 : Méthode empirique d'évaluation de la température de transition sur un tube à partir d'essais sur éprouvettes de laboratoire [Wilkowski – 05].

I.4.3. Prise en compte de la déchirure

Comme on l'a vu au §I.2.3.1, l'amorçage ductile est piloté par J_i. Ce paramètre a permis de très bonnes estimations des charges à l'amorçage ductile à la fois sur éprouvettes de laboratoire et sur structures. De plus, J_i varie peu avec la température.

Au-delà d'une certaine température, la dispersion grandissante combinée à une valeur médiane croissante de la ténacité implique parfois un amorçage et une propagation ductiles avant le clivage. Si l'on s'intéresse à des températures encore plus élevées, l'amorçage fragile devient très rare, et le clivage peut être précédé d'une large déchirure. Il devient alors primordial de tenir compte de cette déchirure si l'on veut connaître les conditions dans lesquelles le clivage a eu lieu. Pour cela, plusieurs auteurs ont cherché à coupler les modèles de déchirure ductile (approche globale ou locale) avec les modèles de rupture par clivage.

I.4.3.1. Couplage du modèle de Rousselier et du modèle de Beremin

[Eripret - 96] analyse, par calcul aux Eléments Finis, des essais sur éprouvettes SENB en matériau A533 GrB réalisés entre -120 C et l'ambiante, c'est-à-dire dans la zone de transition. Certaines éprouvettes présentent plusieurs millimètres de déchirure ductile suivis d'une rupture fragile. Les auteurs utilisent le modèle de Rousselier pour décrire la déchirure ductile, et le modèle statistique de Beremin permet, en post-traitement, de calculer la probabilité de rupture fragile à chaque pas du calcul. Il décrit alors correctement les faibles probabilités de rupture, jusqu'à une température de –20°C. Ensuite, la rupture fragile n'a pas été observée expérimentalement et le modèle sous-estime largement la ténacité (Figure I-20). Aucun résultat n'est présenté sur les fortes probabilités.

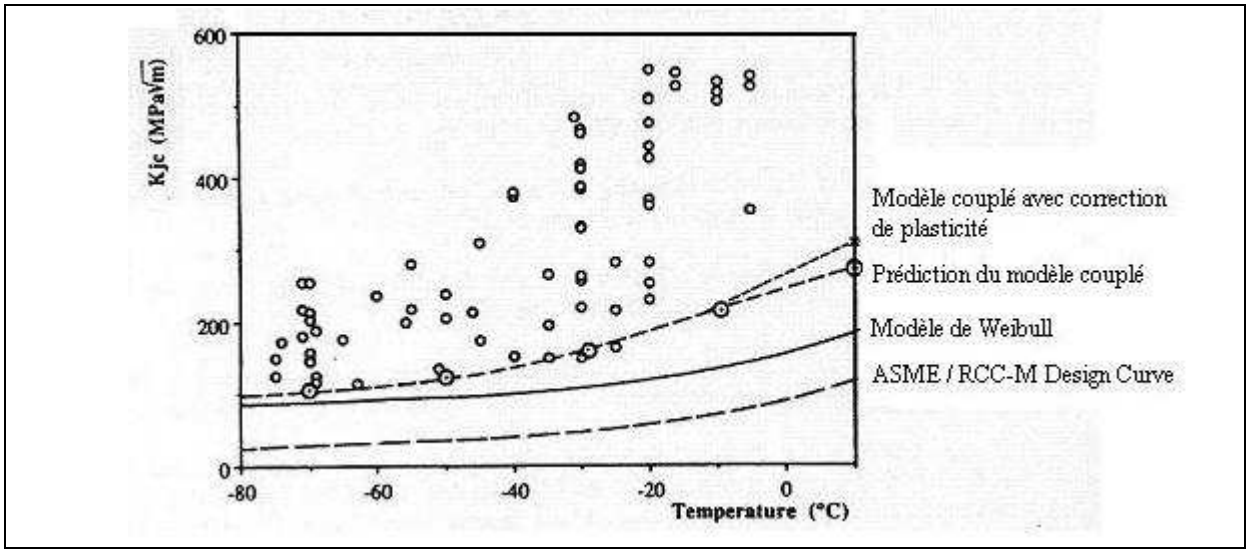


Figure I-20 : Evolution de la borne inférieure de probabilité en fonction de la température calculée par un couplage des modèles de Rousselier et de Beremin [Eripret - 96]

Les travaux de [Renevey - 98] sur le modèle MnS (§I.4.1.3) indiquent que les amas de MnS créent des micro-fissures ductiles à l'origine des concentrations de contrainte dans la matrice environnante. Ces singularités semblent provoquer l'amorçage du clivage sur les carbures. [Carassou - 99] étudie alors numériquement, par calcul aux Eléments Finis, l'influence d'une micro-fissure ductile sur la probabilité de rupture à l'aide du modèle de

Beremin. Il apparaît que la micro-fissure créée par une décohésion d'un amas de MnS est assimilable à une macro-fissure et que la présence de cette fissure augmente la probabilité de rupture locale. De plus, la distance entre la pointe du défaut ductile et le pic de contrainte est compatible avec la distance expérimentale observée entre les amas MnS et les sites d'amorçage. Il modélise alors la déchirure ductile sur éprouvette CT25 à 0°C par le modèle de Rousselier, et calcule en post traitement la probabilité de rupture en fonction de l'avancée de fissure à l'aide du modèle MnS dont les paramètres sont dans un premier temps issus du calage sur éprouvettes AE à -150°C. Les ténacités à rupture des CT sont alors sous-estimées d'un rapport 2. Sous condition de recaler la contrainte critique à partir des essais sur CT à 0°C ayant montré très peu de propagation, il décrit alors correctement la probabilité de rupture des autres d'éprouvettes CT rompues à cette température Figure I-21.

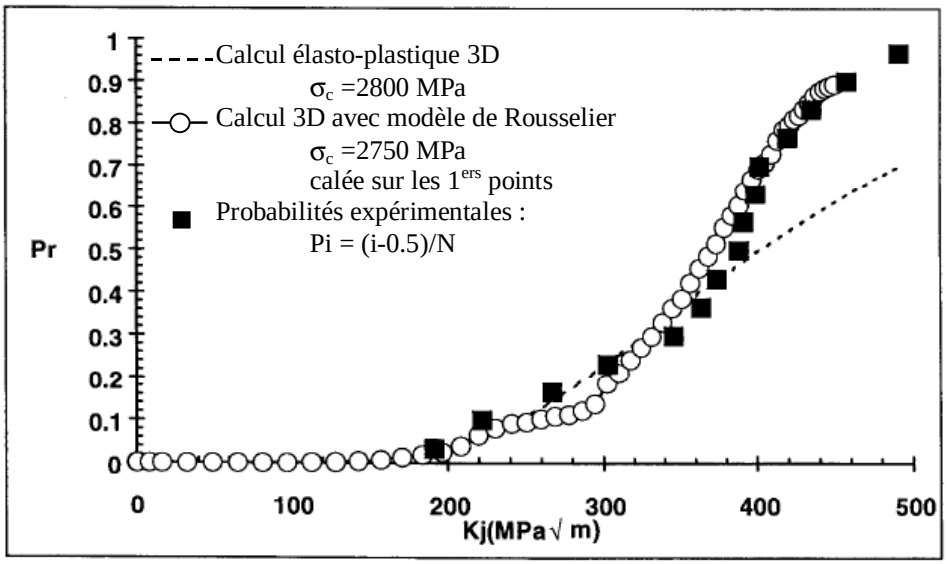


Figure I-21 : Prédiction du comportement à rupture d'éprouvettes CT25 à 0°C ayant présenté entre 0 et 6mm de déchirure ductile. La simulation de cette déchirure par le modèle de Rousselier permet de prévoir la probabilité de rupture à condition de recaler la contrainte critique σ_c à cette température d'après [Carassou - 99].

I.4.3.2. Couplage du modèle GTN et de la statistique de Weibull

[Ruggieri - 96] propose une modélisation voisine de la précédente, par calcul aux Eléments Finis, mais basée sur le modèle de Gurson modifié par Tvergaard et Needleman (modèle GTN) pour décrire la déchirure. La probabilité de rupture est calculée par un modèle de Weibull à 2 paramètres. Ce modèle est calé sur des essais sur éprouvettes SENB a/W=0.5 à –120°C où les chargements à rupture sont dispersés mais la rupture est toujours fragile. Puis le couplage est appliqué par la modélisation des essais sur éprouvettes SENB a/W=0.1 à –120°C où une légère déchirure ductile à été observée avant le clivage ($\frac{\Delta a}{W}$ = 0,025). Le modèle permet de retrouver les tendances expérimentales : la valeurs de ténacité atteintes sont beaucoup plus élevées. L'auteur confirme que l'avancée de fissure en déchirure ductile augmente la probabilité de rencontrer un défaut critique capable de déclencher le clivage dans

la zone de forte contrainte en pointe de fissure car cette zone se translate avec l'avancée de fissure ductile et le volume total « balayé » dans la matière augmente (Figure I-22).

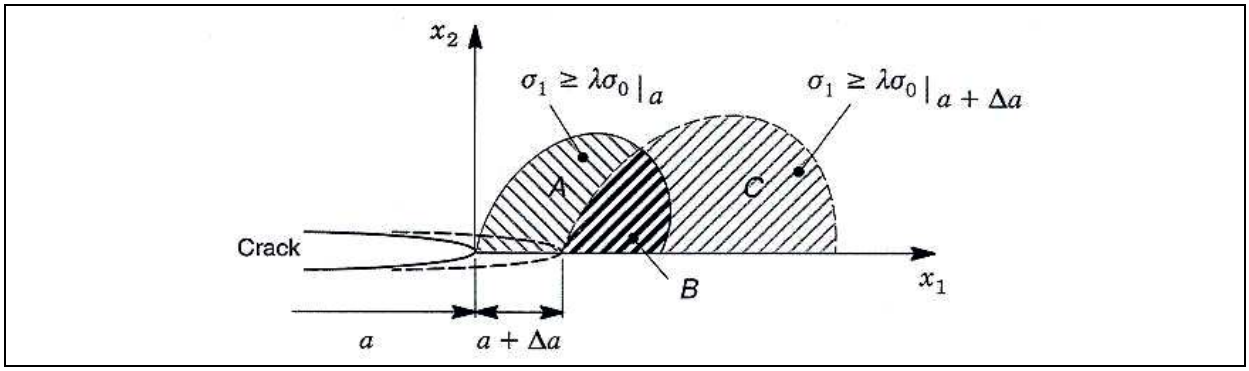


Figure I-22 : Evolution de la zone d'élaboration de la rupture avec l'avancée ductile, d'après [Ruggieri - 96]

[Xia – 96] et [Xia– 97] travaillent avec le même modèle GTN mais utilisent le modèle de Weibull à trois paramètres pour définir la probabilité de rupture fragile, introduisant alors une contrainte seuil σ_{th} :

$$P_f = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u}\right)^{ms} \right] \qquad \text{avec} \quad \sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{Vth} (\sigma_1 - \sigma_{th})^{ms} \, dV \right]^{1/ms}$$

Le modèle de Weibull à 3 paramètres, plus difficile à mettre en place, semble ici bien adapté. Le couplage est ensuite appliqué sur trois types d'éprouvettes présentant des confinements différents : SENB, DENT et CCP pour des déchirures moyennes : $\frac{\Delta a}{W} = 0{,}1$. Là encore les tendances observées expérimentalement sont bien reproduites, mais aucune comparaison avec les essais n'est fournie.

[Koers - 94] présente l'influence de la déchirure ductile sur la probabilité de rupture fragile par deux modèles numériques de calcul aux Eléments Finis :

- le 1er considère un matériau vérifiant un écoulement plastique de type Von Mises et simule l'avancée de fissure par relâchement de nœuds.
- Le 2nd suppose un matériau endommageable selon le modèle de Gurson.

La base expérimentale est une série de 15 éprouvettes SENB (a/W=0.3) d'un acier C-Mn Fe510Nb ayant rompu par clivage après une faible déchirure ductile à –40°C : $\frac{\Delta a_{MAX}}{W} = 0{,}08$.

La probabilité de rupture par clivage est évaluée en post-traitement par un modèle de Weibull à 3 paramètres ajusté à -170°C sur des essais sur éprouvettes AE. Les deux modélisations surestiment la probabilité de rupture fragile dès le début de la déchirure ductile. Le second modèle est légèrement meilleur car il présente des niveaux de contrainte en pointe de fissure plus bas que le premier, dus à l'hypothèse de matériau endommageable. Plusieurs hypothèses, non-exclusives, sont avancées pour expliquer l'écart entre les probabilités expérimentales et prédites :

- les modèles de déchirure utilisés reproduisent mal les modifications du confinement dues à l'avancée ductile de fissure ;

- les modèles de déchirure utilisés évaluent mal le volume d'élaboration de la rupture, à savoir le volume où la contrainte est supérieure à la contrainte seuil ;
- les paramètres de Weibull identifiés à –170°C peuvent ne plus être représentatifs de la rupture à –40°C.

[Bernauer - 99] applique une démarche similaire sur des éprouvettes CT rompues à -60°C avec une déchirure faible ($\frac{\Delta a_{MAX}}{W} = 0{,}015$) mais apportent quelques modifications : ils gardent un modèle de Beremin à 2 paramètres, mais il suppose que les inclusions ayant amorcées des cavités ductiles en avant du front de fissure doivent être retranchées de la population de sites potentiels de clivage. Le modèle de Beremin est alors modifié en ce sens. On a donc ici un couplage des endommagements. Les auteurs constatent effectivement une amélioration dans la prédiction des probabilités de rupture pour ces faibles niveaux de déchirure.

Le benchmark ESIS TC8

Le Comité Technique 8 de l'European Structural Integrity Society (ESIS TC8) se consacre aux méthodes numériques en mécanique de la rupture [Poussard - 04]. Dans ce cadre, un benchmark a été organisé afin d'évaluer la capacité des approches locales et des modèles micro-mécaniques à décrire les processus de rupture. Trois phases se sont succédées, dont les objectifs étaient les suivant :

- Phase I : Détermination des paramètres de modèles d'approche locale pour la déchirure ductile et le clivage.
- Phase II : Simulations par Eléments Finis de la déchirure ductile et de la rupture fragile
- Phase III : Simulations par Eléments Finis sur éprouvettes CT dans la zone de transition.

Le matériau de l'étude est un acier de cuve 22NiMoCr37 également utilisé pour le projet européen *Fracture Toughness of Steel in the Ductile to Brittle transition Regime* [Heerens - 99]. La Phase III nous intéresse particulièrement ici. Il s'agit de modéliser la rupture d'une série d'éprouvettes CT25 testées à -40°C et –20°C ayant montré respectivement des déchirures maximales de 0.5 mm et 2 mm. Sur 6 participants, 4 ont utilisé le modèle GTN, et 2 le modèle de Rousselier pour la déchirure. Tous ont utilisé le modèle de Beremin pour la rupture fragile. Dans une première étape le même jeu de paramètres et le même maillage sont imposés suivant les résultats des phases d'identification précédentes. Pour 4 participants (2 GTN et 2 Rousselier) le comportement global *Force-Ouverture* est sous-estimé et la déchirure largement surestimée, d'un facteur 3 environ à –20°C. Les probabilités de rupture sont surestimées. Dans une seconde étape les participants sont libres d'identifier les paramètres d'endommagement ductile et libres d'utiliser leurs propres maillages. Le comportement global est bien reproduit par l'ensemble des participants. De manière très surprenante, on note que les maillages 2D fournissent de meilleurs résultats. Les courbes J-Δa sont aussi correctement reproduites. L'évaluation des probabilités de rupture est d'autant meilleure que la déchirure ductile est proprement décrite. Cependant aucune prédiction parfaite n'est obtenue. Seule une identification libre des paramètres du modèle de Beremin le permet. Les différents participants obtiennent alors des valeurs de m allant de 17.5 à 35 et des valeurs de σ_u allant de 2068 MPa à 2964 MPa.

Enfin, une prédiction de la courbe de transition complète est tentée de –150°C à 0°C où la déchirure atteint 5mm. Plus la température est élevée, plus la déchirure ductile est importante et plus les probabilités de rupture fragile sont sous-estimées (Figure I-23). Une variation linéaire de σ_u (T) est introduite par chaque participant. Elle améliore la prédiction des ténacités à rupture mais les résultats restent éloignés des ténacités expérimentales à 0°C .

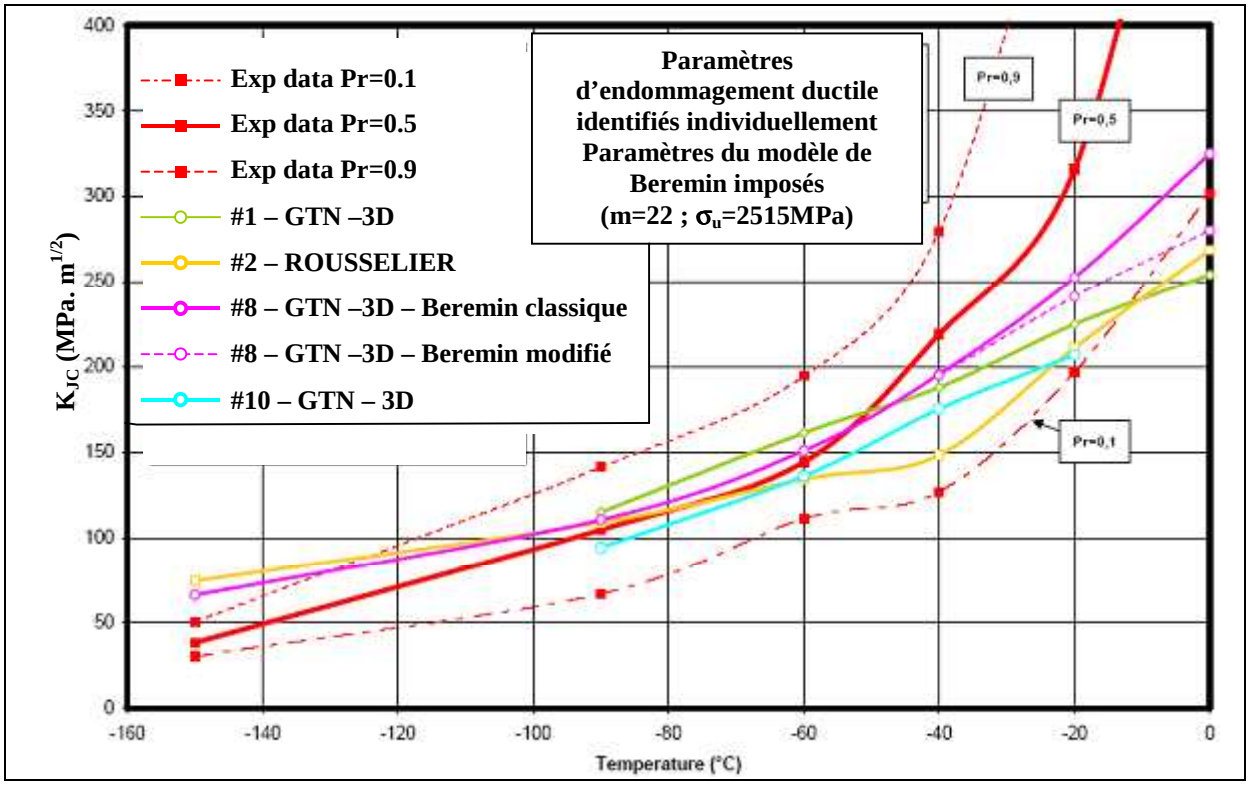


Figure I-23 : Prédiction de la courbe de transition par les participants du benchmark ESIS TC8. Les paramètres des modèles de Rousselier et GTN sont identifiés par chaque participant. Les paramètres du modèle de Beremin sont imposés suivant les identifications réalisées à –150°C lors des phases précédentes [Poussard - 04].

Une application aux structures

[Baer - 00] présentent un essai de rupture , à température ambiante, sur un tube en acier 15NiMoNb5 (dimensions L2000 x ϕ273 x Ep17 mm^3), contenant une entaille mécanique de profondeur a/t=0.5 et d'angle 90°, soumis à de la flexion 4 points (Figure I-24).

Le comportement à rupture sous un déplacement imposé se caractérise par une avancée de fissure ductile jusqu'au percement puis un accroissement de l'ouverture de fuite, et une instabilité finale par rupture fragile. Aucune propagation ductile n'a été observée en peau externe. Le faciès est présenté Figure I-25.

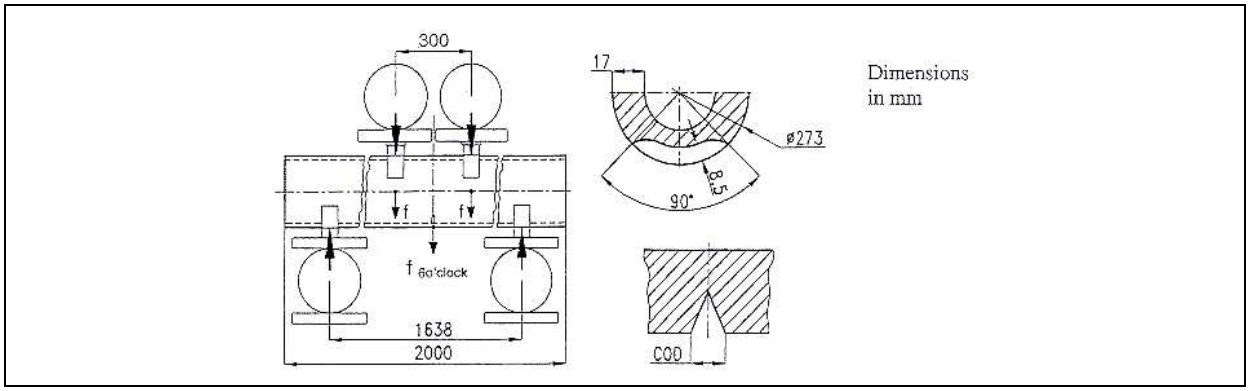


Figure I-24 : Plan de l'essai de flexion 4-points sur tube entaillé pratiqué par [Baer - 00]

Un modèle GTN ajusté sur des essais sur éprouvettes AE et sur une éprouvette CT, est utilisé pour modéliser cet essai de flexion sur tube. Les auteurs montrent que la forme de la brèche de fuite est correctement reproduite. De plus, ils montrent qu'un pic de triaxialité ($\sigma_m/\sigma_{eq}\approx4$) est obtenu dans le ligament à un point très proche du site d'amorçage fragile. Aucune évaluation de la probabilité de rupture fragile n'est présentée.

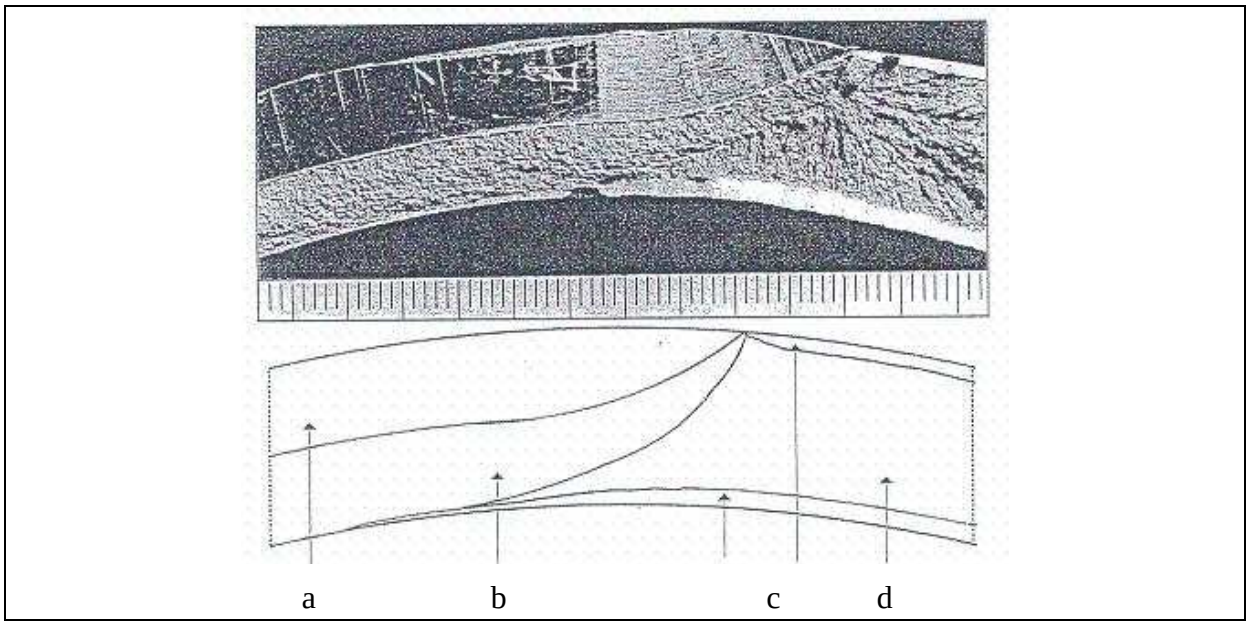


Figure I-25 : Faciès de rupture de l'essai de flexion sur tube de [Baer - 00] : a/ Entaille mécanique, b/ Déchirure ductile, c/ Lèvres de cisaillement d/ Rupture fragile

I.4.3.3. Couplage de l'approche G_{fr} et d'un modèle de rupture fragile

[Marie - 00] applique l'approche G_{fr} sur une série d'éprouvettes CT25 en acier de cuve 16MND5 testées à 0°C par [Carassou - 00] et ayant présenté une déchirure parfois très importante : $\frac{\Delta a_{MAX}}{W} = 0{,}26$. Cette méthode lui permet de retrouver le comportement global *Force-Ouverture* de l'éprouvette mais, étant basée sur plusieurs calculs stationnaires, elle ne permet pas de tenir compte de l'effet d'histoire sur les contraintes en pointe de défaut. Il

réalise donc un calcul par relâchement de nœuds dans lequel la loi d'avancée de fissure en fonction de l'ouverture est celle issue de la première étape. Il applique ensuite le modèle MnS dont les paramètres sont directement ceux issus de la thèse de [Carassou - 00]. Les probabilités expérimentales sont alors correctement décrites (Figure I-26).

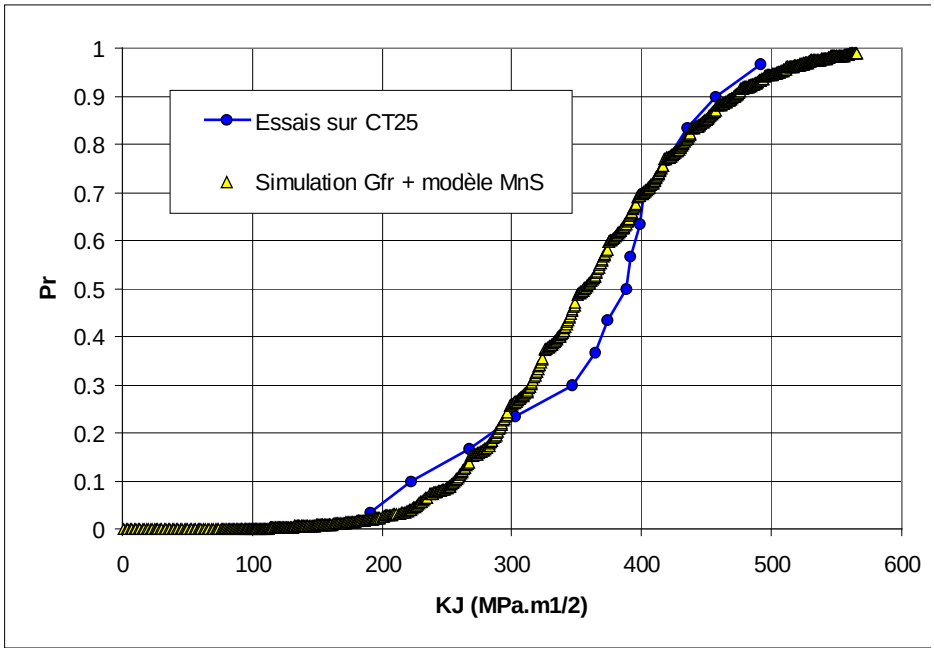


Figure I-26 : Prédiction de la probabilité de rupture d'un acier 16MND5 par un couplage Approche G_{fr} / Modèle MnS [Marie - 00].

D'autre part, [Marie - 00] reprend les travaux de [Chen - 98] sur la rupture fragile des aciers C-Mn dont il rappelle quelques résultats importants :

- Plus le chargement à rupture est fort, plus la distance X_f du site d'amorçage du clivage au front de fissure est grande.
- La contrainte σ_f au point d'amorçage varie peu avec la température.
- Le facteur d'intensité des contraintes est proportionnel au paramètre $F(X,\sigma)$ définit par [Curry – 78b] calculé pour X_f et σ_f (voir §I.3.2.2) :

$$F_c = \sqrt{X_f}\left\{\frac{\sigma_f^{n+1/2}}{\sigma_y^{n-1/2}}\right\} \qquad \text{(I-33)}$$

L'auteur propose alors de considérer ce paramètre comme un facteur local d'intensité des contraintes, et de l'utiliser dans une approche inspirée de la *Master Curve* [Wallin – 91a] avec une probabilité locale de rupture de la forme :

$$p_r(F) = 1 - exp\left[-\left(\frac{F}{F_c}\right)^4\right] \qquad \text{(I-34)}$$

La probabilité de rupture cumulée est obtenue en supposant l'indépendance statistique du comportement à rupture de chaque volume élémentaire et en faisant l'hypothèse du maillon le plus faible. Cette probabilité est calculée sur la courbe enveloppe des probabilités locales de rupture maximales sur le ligament au cours du chargement, et ceci à partir des

calculs stationnaires de l'approche G_{fr}. Un calage correct de F_c en fonction de la température permet de reproduire fidèlement la distribution de probabilité de rupture à –60°C, -40°C et 0°C (Figure I-27).

De plus, en supposant que les paramètres X_f et σ_f varient peu avec la température, l'équation (I-33) permet d'écrire :

$$F_c \,.\, \sigma_y^{(n-1)/2} = Constante \qquad \text{(I-35)}$$

Cette relation (I-35) permet de connaître l'évolution de F_c avec la température à partir d'une valeur connue de F_c et de l'évolution de la limite d'élasticité et du coefficient d'écrouissage avec la température. Les valeurs de ténacités déduites de cette constante (Figure I-27) montrent une légère incohérence entre les températures de -90°C et –60°C, mais la dispersion à 0°C est correctement reproduite. L'auteur souligne une très grande sensibilité du modèle au coefficient d'écrouissage *n(T)*, qui de plus est toujours connu avec une incertitude liée à sa détermination (la valeur obtenue dépend de la plage de déformation considérée pour le lissage de la courbe d'écrouissage monotone du matériau).

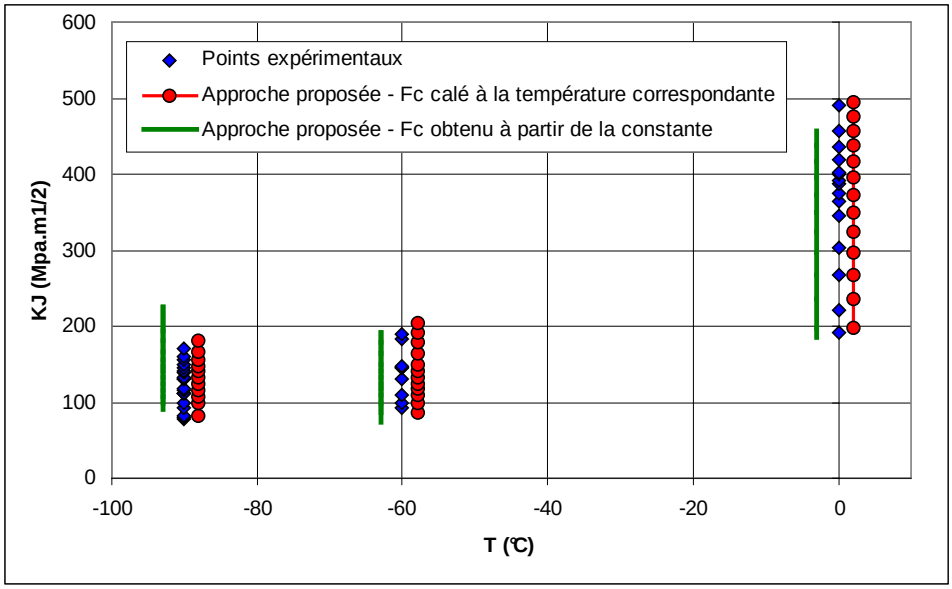


Figure I-27 : Prédiction de la courbe de transition par un couplage Approche G_{fr} / Critère F_c [Marie - 00].

I.4.4. Bilan sur la modélisation des phénomènes de rupture dans la partie supérieure du domaine de transition fragile/ductile.

L'application des modèles de rupture fragile, essentiellement le modèle de Beremin, dans la partie haute de la zone de transition fragile/ductile est soumise à plusieurs difficultés liées aux conséquences de la variation de température et à la présence d'une déchirure ductile préalable. En effet, avant même de considérer la transférabilité des critères des éprouvettes aux structures, on constate une grande sensibilité des résultats aux conditions d'identification des paramètres du modèle : dès que l'on s'écarte de ces conditions – température, géométrie, quantité de déchirure – les probabilités calculées sont erronées et deviennent par exemple très conservatives à des températures plus hautes.

Comme on l'a vu au §I.3.4 l'identification des paramètres d'approche locale à basse température demande un nombre d'essais important et exige un maillage permettant un calcul précis des champs mécaniques en pointe de fissure. De plus, certains de ces paramètres, telle la contrainte critique, semblent dépendre de la température. Il est donc nécessaire de les identifier également aux températures élevées auxquelles la plasticité est plus développée. Les calculs sont donc plus délicats à réaliser et n'ont pas permis aujourd'hui de reproduire les distributions de ténacité à des températures proches de celles où l'amorçage est ductile. Par ailleurs, les mécanismes de rupture rencontrés à basse température peuvent être différents à une température élevée (variation de la population de défauts critique). En conséquence, on peut s'interroger sur la validité du modèle de Beremin à température élevée.

A des températures proches de celles où l'amorçage est ductile, l'utilisation d'une contrainte seuil (modèle de Weibull à 3 paramètres) améliore considérablement la description de la probabilité de rupture, bien qu'elle constitue un paramètre supplémentaire à identifier. Elle présente cependant un avantage important : elle permet de réduire le module de Weibull, souvent d'un rapport proche de10, ce qui autorise un calcul numérique moins précis. Certains auteurs préfèrent même fixer arbitrairement ce module m réduisant ainsi le nombre de paramètres.

Avec l'apparition d'une déchirure ductile précédant la rupture fragile, il devient nécessaire de modéliser cette avancée de fissure afin de toujours décrire de manière précise les champs mécaniques en pointe de fissure. Si l'on utilise également une approche locale pour décrire la déchirure ductile, il faut que la taille de maille en pointe de fissure, paramètre des modèles de Rousselier ou de Gurson-Tvergard-Needleman, soit compatible avec la précision demandée par le modèle de Beremin. Les applications de ces couplages des approches locales des ruptures fragile et ductile restent encore limitées à des quantités de déchirure très faibles, moins de 10% du ligament, et n'ont en aucun cas permis de décrire une probabilité de rupture fragile à des températures où la rupture reste ductile sur certaines des éprouvettes. Bien que de nombreux auteurs aient pour but *in fine* de prouver l'intégrité des composants de grande dimension, les applications aux structures de ces couplages restent extrêmement rares.

Les applications d'approches globales sont également peu courantes, notamment à cause du manque critères de rupture fragile basés sur des paramètres énergétiques globaux. Elles présentent cependant l'avantage de comporter moins de paramètres et ceux-ci sont facilement identifiables à partir des loi de comportement en écrouissage monotone du matériau et d'une série d'essai de rupture sur éprouvettes fissurées.

Devant la nécessité d'une solution, suffisamment simple pour être utilisée à un niveau industriel, permettant de connaître la température de transition sur une structure, et devant la difficulté de mise en œuvre des modèles d'approche locale, des approches empiriques ont été développées. Elles permettent d'obtenir un résultat rapide mais relativement imprécis.

I.5. Conclusions de l'Etude Bibliographique

Il ressort de cette étude bibliographique que l'évaluation de la ténacité dans la zone supérieure de la transition fragile/ductile concentre plusieurs difficultés. Les mécanismes d'amorçage du clivage sont discutés : si certains matériaux présentent des macro-inclusions de type MnS engendrant une concentration de contrainte nécessaire à l'amorçage du clivage, d'autres au contraire semblent amorcer le clivage à partir de phénomènes uniquement liés à la plasticité. De plus, les influences fortes de la température et de la déchirure ductile préalable à la rupture fragile rendent l'identification des paramètres des modèles de l'approche locale difficile. Enfin, le développement de la plasticité et les pertes de confinement rendent incompatibles les maillages associés aux modèles locaux de déchirure ductile et ceux nécessaires pour le calcul de probabilités locales de rupture fragile.

Dans un contexte industriel, si l'on considère une structure mince contenant un joint soudé et sollicitée dans le domaine de transition fragile/ductile, ce type d'approche ne permet pas aujourd'hui d'évaluer une probabilité de rupture fragile.

Par ailleurs, de nombreux auteurs s'accordent sur l'importance d'une contrainte seuil nécessaire à l'apparition du clivage. La définition de cette contrainte varie suivant les références et les modèles proposés, mais il semble que son utilisation devient primordiale lorsque l'on s'intéresse à la partie haute de la zone de transition. L'utilisation d'une contrainte seuil dans les modèles de rupture fragile améliore les prédictions. Elle traduit la possibilité d'obtenir un risque de rupture nul pour un chargement suffisamment faible. Elle constitue cependant un paramètre supplémentaire à identifier.

Dans l'objectif de déterminer la température pour laquelle le risque de rupture fragile par clivage apparaît sur une structure, il est essentiel d'établir les conditions pour lesquelles le risque de rupture est nul. L'atteinte d'une contrainte seuil dans le volume fortement sollicité en pointe de fissure constituerait une première condition nécessaire à l'apparition du clivage. C'est cette voie que nous allons développer dans ce mémoire.

Le prochain chapitre sera consacré au développement d'un critère probabiliste de rupture fragile dans le domaine de transition fragile/ductile basé sur l'hypothèse de l'existence d'une contrainte seuil en dessous de la laquelle le clivage ne peut pas se produire. Dans une troisième partie, nous nous pencherons sur l'influence de la géométrie sur la température d'apparition du clivage par une série d'essai sur éprouvettes en acier TU42 C issue d'un tube mince. Un essai sera réalisé sur ce tube à la « température de transition à l'amorçage » selon le critère en contrainte seuil.

I.6. Références

[AFNOR - 87] Norme AFNOR NF A 03-183, Mécanique de la rupture : Détermination à partir de la courbe J-Δa des valeurs conventionnelles J0 et dJ/da, caractéristiques de la résistance à déchirure ductile, Juin 1987.

[AFNOR - 90] Norme AFNOR NF EN 10045-1, Matériaux métalliques : Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy, Octobre 1990.

[Anderson - 91] T.L. Anderson, R.H. Dodds Jr, Specimen size requirements for fracture toughness testing in the ductile-brittle transition region, *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 19, pp. 123-134, 1991.

[Anderson – 93a] T.L. Anderson, N.M.R. Vanaparthy et R.H. Dodds Jr, Predictions of specimen size dependence on fracture toughness for cleavage and ductile tearing, *Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1171*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 473-491.

[Anderson – 93b] T.L. Anderson, R.H. Dodds Jr, Simple Constraint Corrections for Subsize Fracture Toughness Specimens, *Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension, ASTM STP 1204*, W.R. Corwin, F.M. Haggag W.L. Server, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 93-105.

[ASTM - 91] Norme ASTM E813-89, "Standard Test Method for J_{IC}, A measure of fracture toughness", April 1991.

[ASTM - 97] Norme ASTM E1921-97, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o, for Ferritic Steels in the Transition Range", 1997.

[ASTM - 02] Norme ASTM E1921-02, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_o, for Ferritic Steels in the Transition Range", 1997.

[Begley - 72] J.A. Begley et J.D. Landes, The J-integral as a fracture criterion, ASTM STP 514, American Society of Testing and Materials, Philadelphia, 1972, pp. 1-20.

[Baer - 00] W. Baer et D. Klingbeil, Experimental and Numerical Investigations of the Failure Behaviour of Components by Application of fracture and Damage Mechanics, *European Conference on Fracture ECF13*, San Sebastian, Spain, Proceedings on CDROM, Sep.2000, 8 pages.

[Baer - 01] W. Baer et D. Klingbeil,Complex Component Failure with Large Ductile Crack Growth – High Quality Prediction by Damage Mechanical Simulation and Experimental Verification, *10th International Conference on Fracture ICF10*, Honolulu, Hawaii, Proceedings on CROM, Decembre 2001, 6 pages.

[Beremin - 81] Beremin F.M., Experimental and numerical study of the different stages in ductile rupture : Application to crack initiation and stable crack growth. Three dimensional constitutive relations and ductile fracture, edited by Nemat-Naser, North-Holland Publishing Company, pp. 185-205, 1981

[Beremin - 83] Beremin F.M., A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel, *Met Trans*, Vol. 14A, pp. 2277-2286, 1983.

[Bordet – 05a] A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I : model presentation. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 72, pp. 435-452, 2005.

[Bordet – 05b] A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part II :application to an offshore structural steel. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 72, pp. 453-474, 2005.

[Bernauer - 99] G. Bernauer, W. Brocks, W.Schmitt, Modifications of the Beremin model for cleavage fracture in the transition region of ferritic steel, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 64, pp. 305-325, 1999.

[Carassou - 99] S. Carassou, Déclenchement du clivage dans un acier faiblement allié : rôle de l'endommagement ductile localisé autour des inclusions. Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1999

[Chapuliot - 98] S. Chapuliot et S. Marie, Détermination de l'amorçage de la déchirure ductile dans un piquage fissuré à partir d'un critère défini sur éprouvettes CT de faible épaisseur, *Engineering Materials Advisory Services* Ltd. (UK), pp. 859-864, Sept. 1998

[Chapuliot - 01] S. Chapuliot, S. Marie, D. Moulin, An Energetic Approach for large Ductile Crack Growth in Components, *Fatigue and Fracture Mechanics*, Vol. 32, ASTM STP 1406, R.Choan, Ed., 2001, pp. 229-246.

[Chen - 96] Chen J.H., Wang G.Z., Wang H.J., A Statistical model for cleavage fracture of low alloy steel, *Acta Mater*. Vol 44, No10, pp3979-3989, 1996

[Chen - 98] Chen J.H., Wang G.Z., On scattering of measured values of fracture toughness parameters, *International Journal of Fracture*, Vol 94, pp 33-49; 1998

[Chen - 04] Chen J.H., Wang G.Z., Wang Q., Liu Y.G., Effects of sizes of ferrite grains and carbide particles on toughness of notched and pre-cracked specimens of low-alloy steels, *International Journal of Fracture*, Vol.126, pp. 223-241, 2004

[Curry – 78a] Curry D.A., Knott J.F., Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel, Met Sci 1978; 12:511 –4.

[Curry – 78b] Curry D.A., Grain-size dependence of cleavage fracture toughness in mild steel, *Nature*, Vol. 276, pp 50-51, 1978.

[Curry - 79] Curry D.A., Knott J.F., Effects of microstructure on cleavage fracture toughness of quenched and tempered steels. Met Sci 1979;13:341 – 5.

[Destruynder - 83] Ph. Destruynder, M.Djaoua, S. Lescure, Quelques remarques sur la Mécanique de la Rupture Elastique, Journal de Mécanique Théorique et Appliquée, Vol.2, N°1, 1983, pp.113-135.

[Ernst - 93] H. A. Ernst, Material resistance and instability beyond J-controlled crack growth, *Elastic-Plastic Fracture*, ASTM STP 803, American Society of Testing and Materials, Philadelphia, Vol. 1,1993, pp. 41-63.

[Eisele - 90] U. Eisele et E. Roos, Evaluation of different fracture mechanical J-integral initiation values with regard to their usability in the safety assessment of components, *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 130, 1990, pp. 277-290

[Eripret - 96] Eripret C., Lidbury D.P.G., Sherry A., Howard I.; Prediction of fracture in the transition regime : Application to an A533B pressure vessel steel; *Journal de Physique IV Proceedings of EUROMECH - MÉCAMAT'96 1st European Mechanics of Materials Conference on Local Approach to Fracture 86-96* Fontainebleau, 9-11 September, 1996

[Gao - 98] X. Gao, C. Ruggieri, R.H. Dodds Jr, Calibration of Weibull stress parameters using fracture toughness data, *International Journal of Fracture*, Vol.92, pp.175-200, 1998.

[Gao - 00] X. Gao, R.H. Dodds Jr, Constraint effects on the ductile-to-brittle transition temperature of ferritic steels : a Weibull stress model, *International Journal of Fracture*, Vol.102, pp.43-69, 2000.

[Gurson - 77] A.L. Gurson, 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*, Vol.99, 1977, pp. 2-15.

[Haušild - 05] P. Haušild, C. Berdin, P. Bompard, Prediction of cleavage fracture for low-alloy steel in the ductile-to-brittle transition temperature range, *Materials Science and Engineering*, vol. A 391, pp. 188-197, 2005

[Heerens - 99] J. Heerens et D. Hellman, Fracture Toughness of Steel in the Ductile to Brittle transition Regime, *GKSS Final Report, Contract MAT1-CT-940080*, February, 1999

[Hutchinson - 68] J.W. Hutchinson, Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16, 1968, pp.13-31.

[Joyce - 97] J.A. Joyce et R.E. Link, Application of two parameter elastic-plastic fracture mechanics to analysis of structures, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.57, 1997, pp.431-446.

[Kanninen - 79] M.F. Kanninen, E.F. Rybicki, R.B. Stonesifer, D. Broek, A.R. Rosenfield,C.W. Marshall et G.T. Hahn, Elastic Plastic Fracture Mechanics fot Two-Dimensional Stable Crack Growth and Instability Problems, *Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1979, pp.121-150.

[Koers - 94] Koers R.W.J. , Krom A.H.M., Bakker A.; Prediction of cleavage fracture in the brittle to ductile transition region of ferritic steel. *Constraint Effects in Fracture, Theory and Applications*, ASTM STP 1244;pp 191-208; 1994

[Ma - 95] F. Ma, The effect of constraint on crack tip fields and fracture toughness, *International Journal of Fracture*, Vol.69, 1995, pp341-355.

[Mackenzie - 77] A.C. Mackenzie, J.W. Hancock et D.K. Brown, On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high-strength steels, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 9, 1977, pp 167-188.

[Margolin – 97a] B.Z. Margolin, V.A. Shvetsova et G.P. Karzov, Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels I. Local criterion for cleavage fracture, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol 72, 1997, pp.73-87,

[Margolin – 97b] B.Z. Margolin, V.A. Shvetsova et G.P. Karzov, Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels II. Prediction of fracture toughness, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol 72, 1997, pp.89-96,

[Marie - 99] S. Marie, Approche énergétique de la déchirure ductile, Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 1999.

[Marie - 00] S. Marie, Modélisation de la transition Fragile-Ductile en couplant l'approche G_{fr} avec un modèle de rupture fragile, CEA Saclay, *Rapport SEMT/LISN/00-043/A*, 2000.

[Marie - 02] S. Marie et S. Chapuliot, 2D crack growth simulation with an energetic approach », *Nuclear Engineering and Design 212*, 2002, pp. 31-40

[McMeeking - 77] R.M. McMeeking, Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic–plastic materials and implications for fracture, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 25 (1997), pp. 357–381.

[Miller - 94] T.C. Miller et T.L. Anderson, Avoid growth model relating fracture toughness and constraint, *Fracture Mechanics, ASTM STP 1207*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1994, pp.87-107.

[Mudry - 82] F. Mudry**,** Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés, Thèse de l'Université de Technologie de Compiègne, 1982.

[O'Dowd - 91] C.F. O'Dowd et C.F. Shih, Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter-I. Structure of fields, *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 39, 1991, pp. 989-1015.

[Paris - 79] P.C. Paris , H. Tada, A. Zahoor et H. Ernst, The theory of instability of tearing mode of elastic crack growth, ASTM STP 668 , American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1979, pp. 5-36.

[Poussard - 04] C. Poussard, ESIS TC8 – Numerical Round Robin on Micro Mechanical Models : Results of Phase III for the Simulation of the Brittle to Ductile transition Curve, CEA Saclay, *Rapport SEMI/LCMI/RT/2003-035/A*, 2004

[Renevey - 98] S. Renevey, Approches globale et locale de la rupture dans le domaine de transition fragile-ductile d'un acier faiblement allié, Thèse de l'Université Paris XI Orsay, 1998.

[Rice - 68] J.R. Rice, A path independent integral and approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks, *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, 1968, pp.379-386.

[Rice - 68] J.R. Rice et G.F. Rosengren, Plane strain deformation near crack tip in a power-law hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16, 1968, pp.1-12.

[Rice - 69] J.R. Rice et D.M. Tracey, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol 17, 1969, pp. 201-217.

[Ritchie - 73] R.O. Ritchie, J.F. Knott et J.R. Rice, On the relationship between critical tensile stress ad fracture toughness in mild steel. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1973, vol.21, pp. 395-410.

[Roos - 93] E. Roos, U. Eisele et H. Silcher, Effect of stress state on the ductile fracture behaviour of large-scale specimens, *Constraint Effects in Fracture*, ASTM STP 1171, American Society of Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 41-63.

[Rossoll - 02] A. Rossoll, C. Berdin, C. Prioul, Determination of the Fracture Toughness of a Low Alloy Steel by the Instrumented Charpy Impact Test, *International Journal of Fracture*, vol. 115, pp. 205-226, 2002.

[Rousselier - 87] G. Rousselier, Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture, *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 105, 1987, pp. 97-111.

[Ruggieri - 96] Ruggieri C., Dodds R.H.; Probabilistic Modeling of Brittle Fracture Including 3-D Effects on Constraint Loss and Ductile Tearing; *Journal de Physique IV Colloque*, v.6(6), pp353-362, 1996

[Sémété - 01] P. Sémété, C. Faidy, J.L. Lautier, Experimental and numerical approach on fracture behaviour of four inches diameter C-Mn cracked welded pipes in four point bending, *9th International Conference on Nuclear Engineering*, Nice, Acropolis (France) 8-12 Apr 2001

[Turner - 90] C.E. Turner, A-Re-Assessment of Ductile Tearing Resistance, Part I : The Geometry Dependence of J-R Curves in Fully Plastic bending. Part II : Energy Dissipation Rate and Associated R-Curves on Normalized Axes, *Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures,* ECF 8, Ed. D. Firrao, Vol 2, EMAS, Warley, UK, 1990, pp.933-949, 951-968.

[Tvergaard - 84] V. Tvergaard et A. Needleman, Analysis of the cut-cone fracture in a round tensile bar, *Acta Metallurgica*, Vol. 32, 1984, pp. 157-169.

[Wang - 01] G.Z. Wang, G.H. Liu, J.H. Chen; Effects of pre-cracked specimen geometry on local cleavage fracture stress σ_f of low alloy steel

[Wang - 03] G.Z. Wang, Y.G. Liu, J.H. Chen; Investigation of cleavage fracture initiation in notched specimens of a C-Mn steel with carbides and inclusions, *Materials Science and Engineering* A369 pp. 181-191, 2004

[Wallin – 91a] K. Wallin; Statistical Modelling of Fracture in the Ductile-to-Brittle Transition Region, *Defect Assessment in Components – Fundamental and Applications, ESIS/EGF9*, October 1989, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 415-445, 1991

[Wallin – 91b] K. Wallin; Fracture Toughness Transition Curve Shape for Ferritic Structural Steels, *Join FEFG/ICF International Conference on Fracture of Engineering Material and Structures*, Singapore, pp. 83-88; 1991

[Wallin - 01] K. Wallin, Quantifying T-stress controlled constraint by master curve transition temperature T_0, *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 68, 2001, pp.303-328.

[Wasiluk - 06] B. Wasiluk, J.P. Petti, R.H. Dodds Jr, Temperature dependence of Weibull stress parameters : Studies using the Euro-material, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 73, pp.1046-1069, 2006

[Williams - 57] M.L. Williams, On the stress distribution at the base of stationary crack, *Journal of Applied Mechanics*, ASTM STP 700, American Society of Testing and Materials, 1957, pp. 109-114.

[Wu - 03] S.J. Wu, J.F. Knott; Effects of degradation on the mechanical properties and fracture toughness of e steel pressure-vessel metal; *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol 80, pp 807-815; 2003

[Xia – 96] Xia L., Shih C.F. ; Ductile crack growth – III -Transition to cleavage fracture incorporating statistics ; *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 44, No 4, pp 603-639,1996

[Xia – 97] Xia L., Cheng L. ; Transition from ductile tearing to cleavage fracture : A cell-model approach; *International Journal of Fracture*, Vol 87, pp289-306, 1997

[Yang - 03] Yang W-J, Lee B-S, Huh M-Y, Hong J-H, Application of the local fracture stress model on the cleavage fracture of the reactor pressure vessel steels in the transition region, *Journal of Nuclear Materials*, N° 317, pp234-242, 2003

Chapitre II - Développement d'un critère de rupture en contrainte seuil

Sommaire du Chapitre II

II.1. Introduction 67

II.2. Données Expérimentales 68
II.2.1. Présentation de la base de donnée 68
II.2.2. Résultats expérimentaux 68
II.2.2.1. Essais de traction 68
II.2.2.2. Essais sur éprouvettes Axisymétriques Entaillées (AE) 70
II.2.2.3. Essais sur Eprouvettes CT 70

II.3. Analyse numérique des essais sur matériau 22NiMoCr37 74
II.3.1. Analyse des essais sur éprouvettes AE à –150°C 74
II.3.2. Essais de déchirure sur éprouvettes CT dans la partie haute de la transition fragile/ductile 76
II.3.2.1. Présentation et validation du modèle Eléments Finis 77
II.3.2.2. Evaluation des niveaux de contrainte en cours de déchirure et à rupture 81

II.4. Développement d'un critère probabiliste de rupture fragile à partir des essais sur éprouvettes CT 84
II.4.1. Notion de volume seuil 85
II.4.2. Evolution des volumes seuil 86
II.4.3. Probabilité de rupture expérimentale 87
II.4.4. Mise en évidence de la relation entre P_R et V_{th} 88
II.4.5. Identification de la fonction F 91
II.4.6. Forme finale du critère en contrainte seuil. 93

II.5. Développement d'une formule analytique de calcul du volume seuil 94
II.5.1. Relations entre V_{th}, B et Δa 94
II.5.2. Relation entre V_{th} et la limite d'élasticité 96
II.5.3. Relation entre V_{th} et σ_{th} 97
II.5.4. Retour aux probabilités expérimentales :Comparaison au modèle 98

II.6. Discussion 100
II.6.1. Parallèle avec le modèle de Beremin 100
II.6.2. Avantages de la nouvelle formulation 101
II.6.3. Points à éclaircir 102

II.7. Conclusions 103
II.7.1. Résultats acquis sur le critère de rupture fragile dans le domaine de transition fragile/ductile 103
II.7.2. Retour aux objectifs 104

II.8. Références 105

II.1. Introduction

Comme on l'a expliqué en introduction de ce mémoire, nous nous intéressons au comportement à rupture d'une structure dans la partie haute de la courbe de transition fragile/ductile. L'étude bibliographique a montré que de nombreuses études ont été menées sur l'évolution en température de la ténacité des aciers ferritiques dans la zone basse de la transition, à des températures où la rupture est essentiellement fragile. Il existe en revanche peu de critères permettant de trancher sur l'occurrence d'une rupture fragile à des températures plus élevées : la limite haute de la transition est aujourd'hui mal définie.

Pour avancer sur ce sujet, le premier enjeu que nous nous sommes fixé est de se donner les moyens de définir une température limite d'apparition du clivage. Pour cela deux voies sont possibles :

- soit déterminer une condition nécessaire à l'apparition du clivage, et évaluer l'influence de la température et du confinement sur cette condition,
- soit, de manière beaucoup plus riche, expliciter la probabilité de rupture fragile dans cette partie haute de la transition, en présence d'une surface importante de déchirure ductile préalable, et directement en déduire les conditions d'une probabilité nulle de rupture par clivage.

Les approches en contrainte critique dérivées du modèle historique de [Ritchie - 73], dit modèle «RKR», et les approches locales statistiques évoquent fréquemment l'importance d'une contrainte seuil nécessaire à l'apparition du clivage. La définition de cette contrainte varie suivant les références et les modèles proposés. Il semble que son utilisation devienne primordiale lorsque l'on s'intéresse à la partie haute de la courbe de transition. [Anderson - 93] a cherché à relier le volume chargé en pointe de fissure au risque de rupture, sans pour autant aller jusqu'à estimer une probabilité de rupture. Dans le même esprit, les modèles d'approche locale comme le modèle de Beremin ou le modèle MnS ont montré que le risque de rupture était lié au risque de rencontrer dans le matériau une inclusion proche de la pointe de fissure et susceptible d'amorcer le clivage. Ce risque est directement lié au volume sollicité. De la même manière, les auteurs ayant tenté de prendre en compte la déchirure ductile dans le risque de clivage en couplant les modèles d'approche locale avec des modèles d'endommagement de Rousselier ou de Gurson, ont expliqué que la propagation de la fissure ductile avait un effet d'échantillonnage dans le matériau. Cela signifie que l'avancée de la fissure dans la matière provoque un déplacement du volume fortement sollicité avec la pointe de fissure et donc un balayage de la matière qui augmente le risque de rencontrer un défaut ou une inclusion critique. Tous ces auteurs s'accordent donc sur l'importance que revêt le volume sollicité en pointe de fissure dans l'analyse du risque de rupture. La définition de ce volume varie cependant avec l'auteur.

La démarche que nous allons appliquer ici sur l'acier 22NiMoCr37 est analogue à celle utilisée par [Chapuliot -05] sur un acier de cuve français de type 16MND5. Elle se base sur les hypothèses de Anderson et considère que le volume susceptible de cliver est le volume dépassant une contrainte seuil en pointe de fissure. Le premier objectif de ce chapitre est de mettre en évidence la relation entre ce volume, dit volume seuil V_{th}, et la probabilité de rupture en présence d'une déchirure ductile qui peut être importante.

D'autre part, dans l'objectif d'appliquer cette approche dans un cas complexe, comme une soudure, dans un contexte industriel, il est essentiel de mettre en place des outils permettant de simplifier les procédures et l'identification des paramètres. Nous nous

efforcerons donc de mettre en évidence des relations simples entre les paramètres du modèle et les données expérimentales.

Afin d'évaluer la validité du modèle dans la partie supérieure de la transition, nous nous appuyons sur une base de données expérimentales mise à la disposition de la communauté scientifique par le centre de recherche allemand GKSS[1]. Cette base a été constituée dans le cadre d'une coopération entre plusieurs laboratoires européens, pilotée par le groupe ESIS, pour l'établissement de l'*Euro Fracture Toughness Dataset* [Heerens - 02]. Cette base offre le grand intérêt de couvrir un domaine de températures très large, englobant le domaine de transition. Quatre tailles d'éprouvettes CT ont été testées, des CT12.5 aux CT100, permettant de quantifier les effets d'échelle sur les paramètres de rupture.

Une fois la forme du critère validée sur cette série d'essais, elle sera appliquée à notre matériau au Chapitre V.

II.2. Données Expérimentales

II.2.1. Présentation de la base de donnée

Le matériau de la base est un acier allemand DIN 22NiMoCr37 forgé et traité thermiquement pour la construction d'une cuve répondant aux spécifications nucléaires. Hormis le vieillissement, il est parfaitement représentatif des aciers de cuve en service. Sa composition chimique est donnée dans le Tableau II-1.

C	**Si**	**P**	**S**	**Cr**	**Mn**	**Ni**	**Cu**	**Mo**	**Fe**
0.21	0.24	0.003	0.004	0.003	0.82	0.79	0.049	0.56	Balance

Tableau II-1 : Composition chimique de l'acier DIN 22NiMoCr37 (% massique)

Les essais de la base dont nous nous servirons sont résumés dans le Tableau II-2.

Type	**-150°C**	**-110°C**	**-90°C**	**-60°C**	**-40°C**	**-20°C**	**0°C**	**20°C**
Traction	4		5	4	5	5	4	4
AE1.62	32							
CT12.5	31	55	31	62	32	31	32	
CT25	34		34	34	32	50	41	10
CT50	30		30	30	30	30	30	30
CT100			15			15	15	15

Tableau II-2 : Essais disponibles (nature et nombre) sur le matériau 22NiMoCr37

II.2.2. Résultats expérimentaux

II.2.2.1. Essais de traction

La publication de [Heerens et al.-02] fournit les évolutions avec la température des limites d'élasticités déduites des essais de traction mentionnés ci-dessus. Cependant, pour les

[1] GKSS Forschungszentrum, Research Center, Geesthacht, Germany

calculs élasto-plastiques à venir, nous avons besoin des courbes de traction rationnelles complètes. Les essais de traction (sur éprouvettes Φ6xL25) ont donc été à nouveau dépouillés et les courbes de traction rationnelles obtenues sont tracées sur la Figure II-1. Les limites d'élasticités correspondantes sont en accord avec celles données par Heerens (Figure II-2).

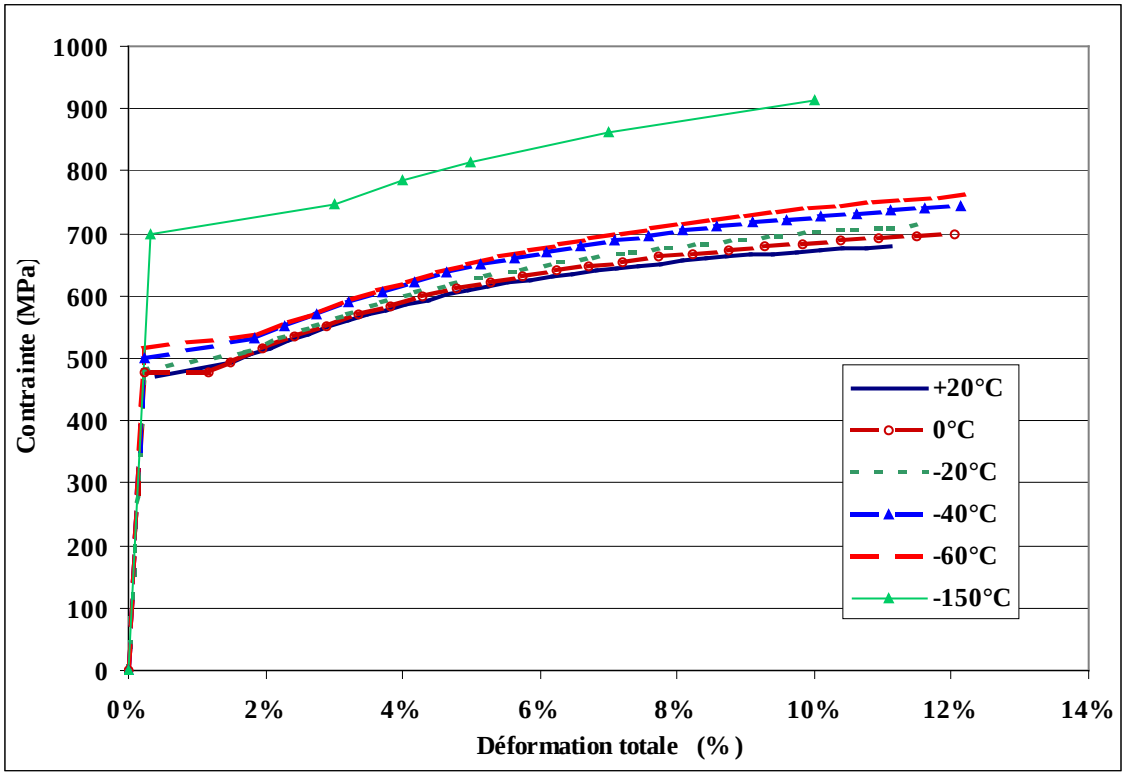


Figure II-1 : Courbes de traction rationnelles du matériau 22NiMoCr37 à différentes températures.

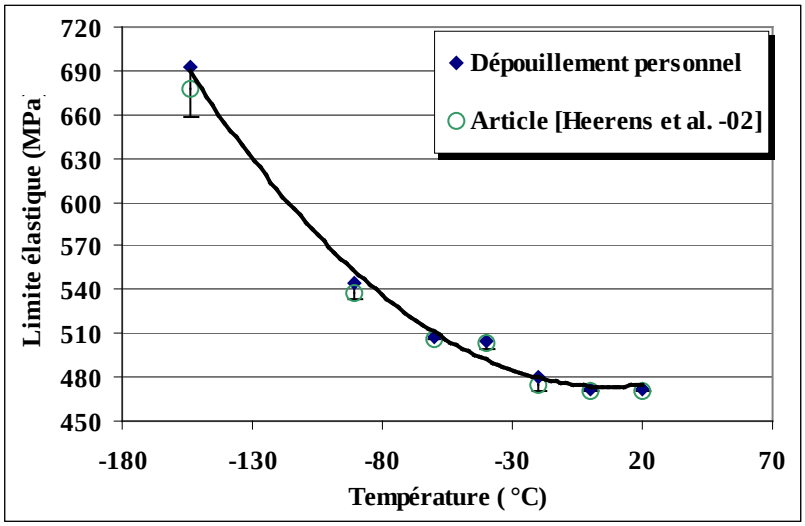


Figure II-2 : Evolution de la limite d'élasticité du matériau 22NiMoCr37 selon Heerens et selon nos propres dépouillements. Les plages d'incertitude sont estimées par Heerens.

II.2.2.2. Essais sur éprouvettes Axisymétriques Entaillées (AE)

Les résultats expérimentaux des essais sur éprouvettes AE sur le matériau 22NiMoCr37 sont disponibles dans la base des essais ESIS TC8 [Bernauer et al.-00]**.** Les essais ont été réalisés à –150°C à une vitesse de déplacement de vérin de 0.2 mm/min. Les dimensions des éprouvettes sont indiquées Figure II-3.

Toutes les éprouvettes ont montré une rupture instable et les faciès ont révélé une rupture par clivage pur. La contraction diamétrale a été mesurée en fond d'entaille au cours des essais. Seules les valeurs à rupture des contractions diamétrales et des forces sont disponibles.

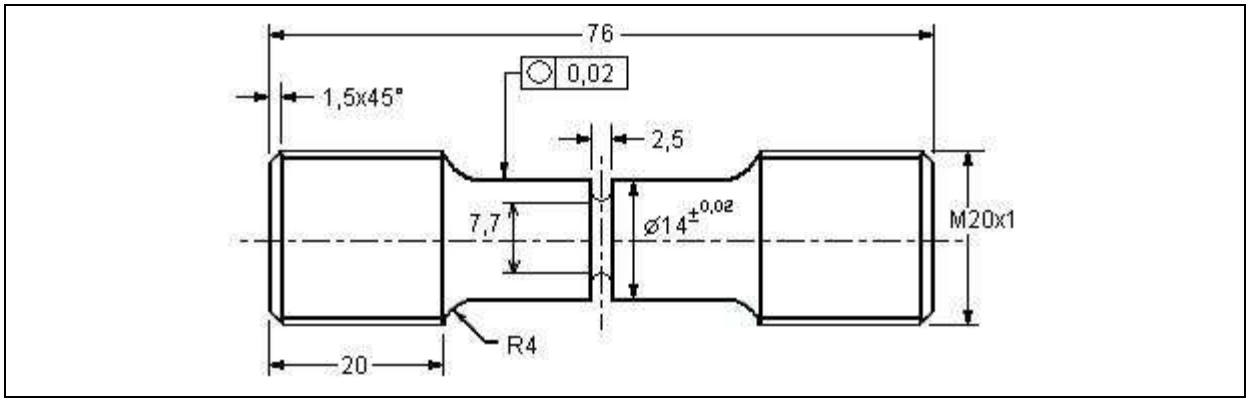


Figure II-3 : Géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées de la base ESIS TC8 sur matériau 22NiMoCr37. Selon la convention de dénomination « AE 10ρ/ϕ_{ent} » avec ρ le rayon d'entaille et ϕ_{ent} le diamètre initial à fond d'entaille, il s'agit d'une AE 1.62

II.2.2.3. Essais sur Eprouvettes CT

Les essais de ténacité sur éprouvettes CT ont été réalisés suivant la procédure ESIS P2-92. Pour chacun de ces essais, la base fournit la longueur de pré-fissure par fatigue, la longueur de déchirure ductile si elle n'est pas nulle, l'occurrence ou non d'une rupture instable, la valeur de l'intégrale J à la fin de l'essai. Cette intégrale est calculée suivant la procédure ESIS P2-92 :

$$J_0 = \frac{\eta \cdot U}{B \cdot (W - a_0)} \qquad \text{avec} \quad \eta = 2 + 0.522 \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \tag{II-1}$$

où *U* est l'aire sous la courbe *Force-Ouverture*.
Le calcul de J ne tient pas compte de l'avancée ductile de la fissure. On en déduit :

$$K_J = \sqrt{\frac{J.E}{1-\nu^2}}$$

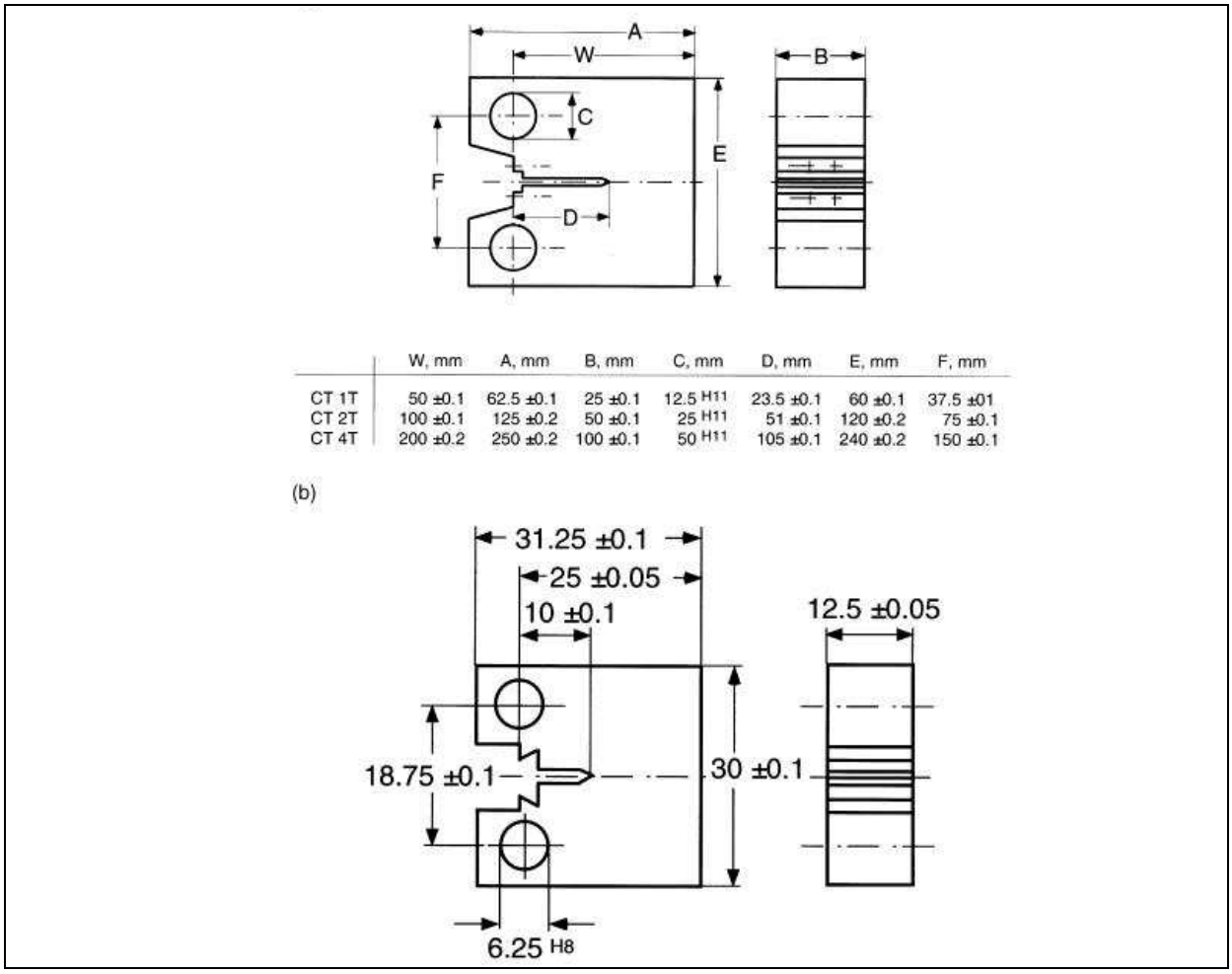
Pour chaque série d'essais à géométrie et température données, quelques courbes *Force-Ouverture* complètes sont disponibles.

Etant donné la large gamme de températures balayée, trois types de rupture sont observés :

- soit la rupture est fragile par clivage pur,
- soit la rupture est d'abord ductile puis fragile par clivage,

- soit la rupture est entièrement ductile.

Dans ce dernier cas, les essais ont été menés jusqu'à une avancée de déchirure ductile finale telle que $\frac{\Delta a_{final}}{W} = 0{,}1$.



	W, mm	A, mm	B, mm	C, mm	D, mm	E, mm	F, mm
CT 1T	50 ±0.1	62.5 ±0.1	25 ±0.1	12.5 H11	23.5 ±0.1	60 ±0.1	37.5 ±01
CT 2T	100 ±0.1	125 ±0.2	50 ±0.1	25 H11	51 ±0.1	120 ±0.2	75 ±0.1
CT 4T	200 ±0.2	250 ±0.2	100 ±0.1	50 H11	105 ±0.1	240 ±0.2	150 ±0.1

Figure II-4 : Géométrie des éprouvettes CT pour les essais sur matériau 22NiMoCr37 selon [Heerens et al.-02]. Les CT12.5 diffèrent légèrement des autres : les couteaux de mesure d'ouverture sont usinés et non rapportés.

Les résultats montrent que, dans la partie haute de la transition qui nous intéresse plus particulièrement, on rencontre rarement du clivage pur. Nous nommerons « éprouvettes fragiles » les éprouvettes ayant clivé après une déchirure ductile. La Figure II-5 présente les avancées de déchirure ductile (échelle logarithmique) en distinguant les éprouvettes fragiles des éprouvettes ductiles. Les différents essais à une même température ont été légèrement décalés pour une meilleure lisibilité. Plusieurs constats peuvent être faits :

- pour chaque géométrie, plus la température augmente, plus la déchirure est grande,
- pour chaque température, plus l'éprouvette est grande, moins la déchirure ductile est longue.

A 0°C, les ruptures des éprouvettes CT12.5 sont ductiles (sauf une) alors que les ruptures des éprouvettes CT50 et CT100 sont encore fragiles. A l'ambiante, les CT50 et les CT100 sont encore fragiles, parfois même avec très peu de propagation ductile.

La Figure II-6 présente les ténacités K_J correspondant aux seules éprouvettes fragiles. Le décalage de la zone de transition entre éprouvettes homothétiques y est clair.

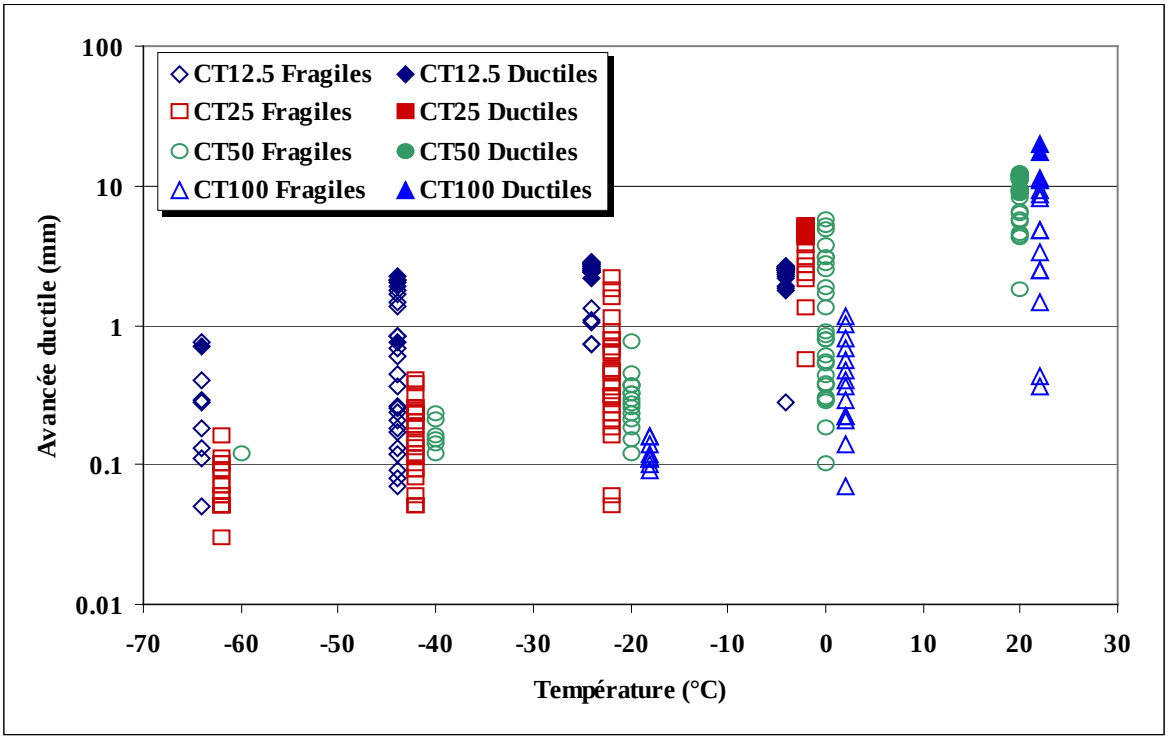


Figure II-5 : Avancées ductiles obtenues sur CT12.5 à CT100 de –60°C à la température ambiante. Seules les éprouvettes ayant montré une déchirure ductile sont représentées.

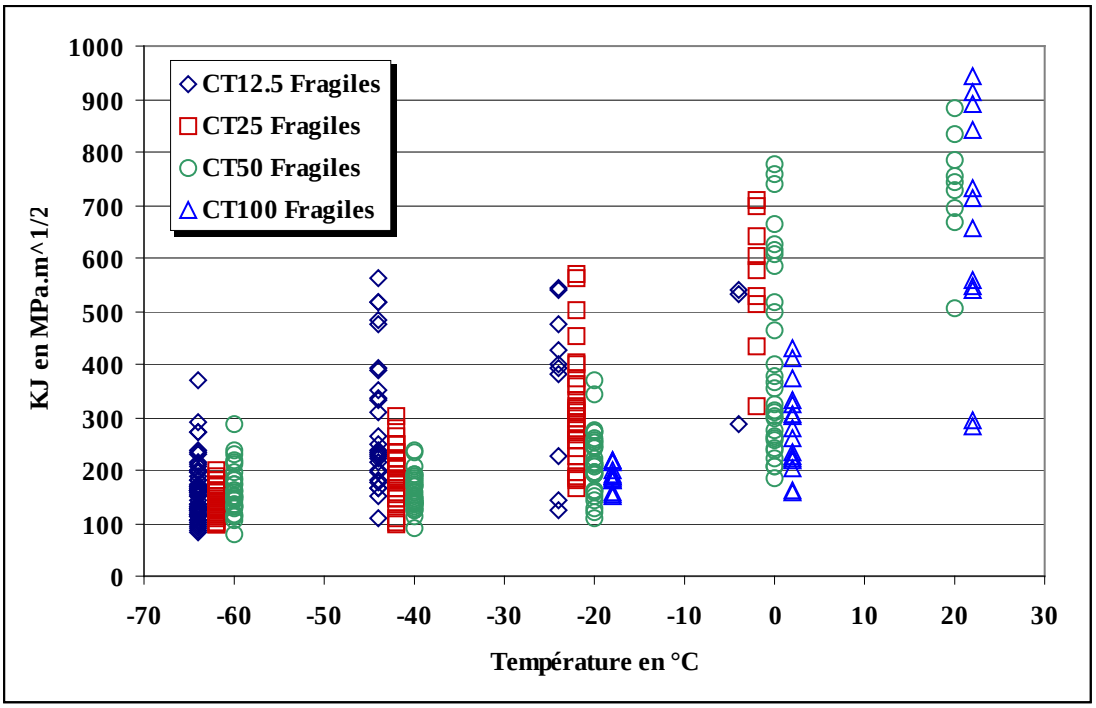


Figure II-6 : Ténacité K_J des éprouvettes CT fragiles, de –60°C à la température ambiante.

A partir des valeurs de J et des valeurs d'avancée de fissure en fin d'essai, nous pouvons tracer la courbe J-Δa de chaque géométrie d'éprouvette. La Figure II-7 montre que dans le cas des éprouvettes CT homothétiques sur le matériau 22NiMoCr37, la courbe J-Δa est unique.

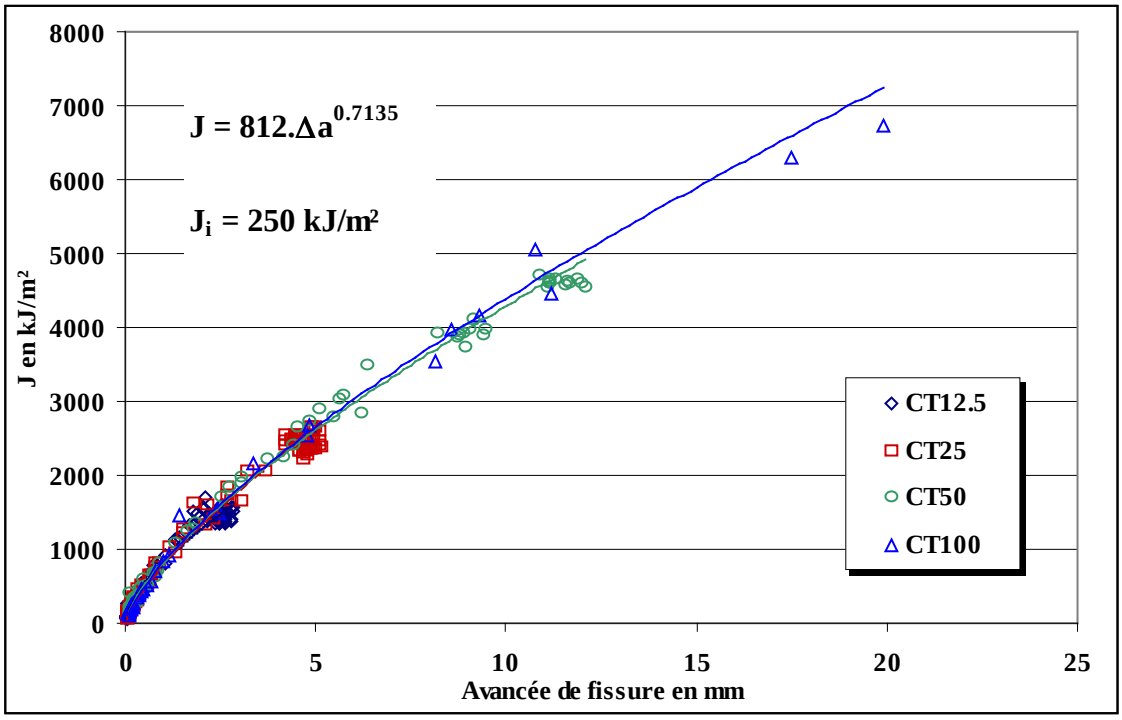


Figure II-7 : Superposition des courbes J-Δa pour les CT12.5 à CT100 de –60°C à la température ambiante sur matériau 22NiMoCr37.

II.3. Analyse numérique des essais sur matériau 22NiMoCr37

Une interprétation plus fine des essais est réalisée en utilisant le calcul aux éléments finis. Dans un premier temps, nous évaluons les contraintes principales maximales à rupture des éprouvettes AE. Une distribution de probabilité sera définie sur ces éprouvettes. Dans un second temps, nous développerons une modélisation des essais sur éprouvettes CT tenant compte de la déchirure ductile. Cette modélisation fournira également les niveaux de contrainte à rupture de chaque éprouvette rompue. La définition d'une probabilité de rupture sur ces essais fera l'objet du §II.4.

Toutes les analyses numériques par le calcul aux éléments finis sont réalisées à l'aide du logiciel CAST3M développé au CEA.

II.3.1. Analyse des essais sur éprouvettes AE à –150°C

Afin de connaître les valeurs des contraintes principales maximales au moment de la rupture, les essais sur éprouvettes AE sont interprétés par un calcul aux éléments finis 2D axisymétrique. Le modèle prend en compte les grands déplacements et les grandes déformations. La loi de comportement utilisée à –150°C est celle fournie point par point par [Bernauer - 00]. La Figure II-8 présente la courbe *Force-Variation diamétrale* obtenue et les points à rupture observés expérimentalement. On peut voir que le comportement des 32 éprouvettes est très bien reproduit par le modèle numérique.

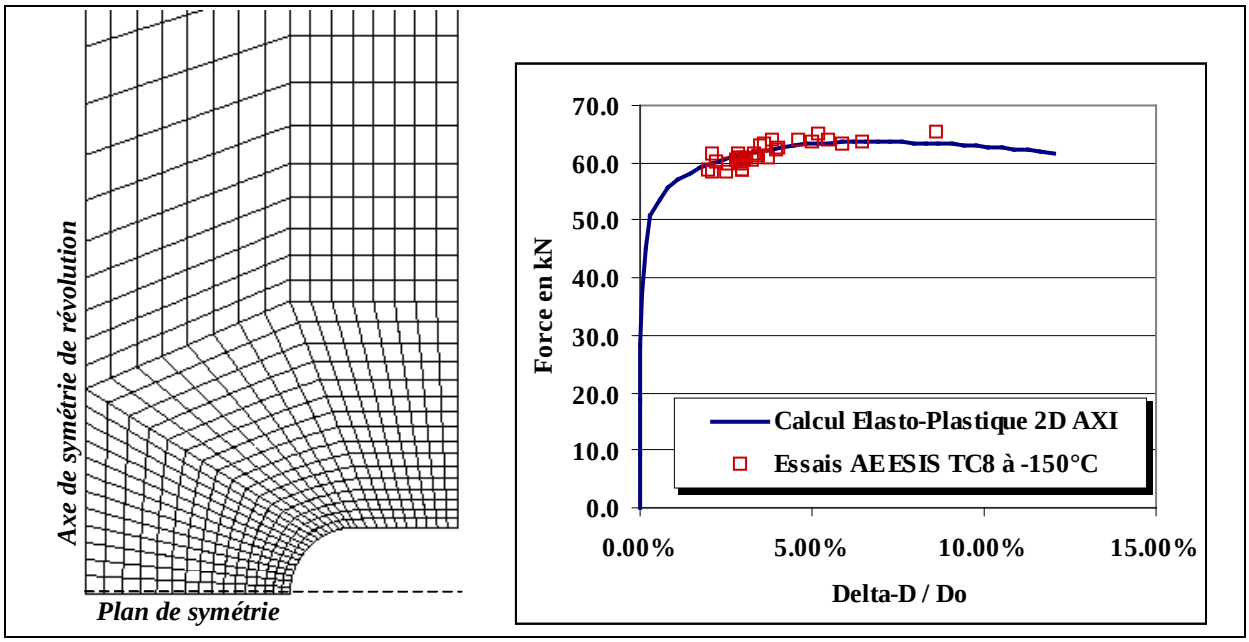


Figure II-8 : Maillage de l'entaille de l'éprouvette AE et Comparaison du comportement global obtenu par le modèle élasto-plastique 2D axisymétrique avec les points à rupture.

La base ne fournit pas les positions des sites d'amorçage du clivage pour ces essais. La contrainte à rupture de chaque essai est donc identifiée à la valeur maximale de la contrainte

principale σ_{11_MAX} pour $\Delta D/D_0$ à rupture. Les essais sont ensuite classés par ordre croissant de contrainte principale maximale à rupture et une probabilité de rupture expérimentale leur est associée :

$$Pr_i = \frac{i - 0.5}{N} \qquad \text{(II-2)}$$

où i est le rang de l'essai dans le classement et N le nombre total d'essais (N=32). Les lois de distribution de Weibull à 2 et 3 paramètres sont ajustées afin de décrire les probabilités expérimentales. Pour cela on utilise la probabilité de rupture modifiée Pr' et la méthode des moindres carrés dans l'espace *Ln Pr' – Ln* (σ_{11}) (distribution à 2 paramètres) ou *Ln Pr' –* *Ln* $(\sigma_{11} - \sigma_{th})$ (distribution à 3 paramètres) (Figure II-9) :

$$Pr = 1 - exp\left[\frac{\sigma_{11_MAX} - \sigma_{th}}{\sigma_{u_AE}}\right]^{m_AE} \qquad \text{(II-3)}$$

$$Pr' = -Ln(1 - Pr) \qquad \text{(II-4)}$$

avec :

σ_{11_MAX}	Contrainte principale maximale en MPa
σ_{th}	Contrainte seuil en MPa
σ_{u_AE}	Contrainte de normalisation en MPa
m_AE	Module de Weibull pour les résultats sur éprouvettes AE

Les distributions expérimentales et celles définies par les lois de Weibull sont tracées en Figure II-10. Les valeurs des paramètres obtenues pour la distribution de Weibull avec seuil y sont indiquées. Il apparaît clairement que la distribution de probabilité est mieux décrite avec un seuil, notamment pour les faibles valeurs de σ_{11_MAX}.

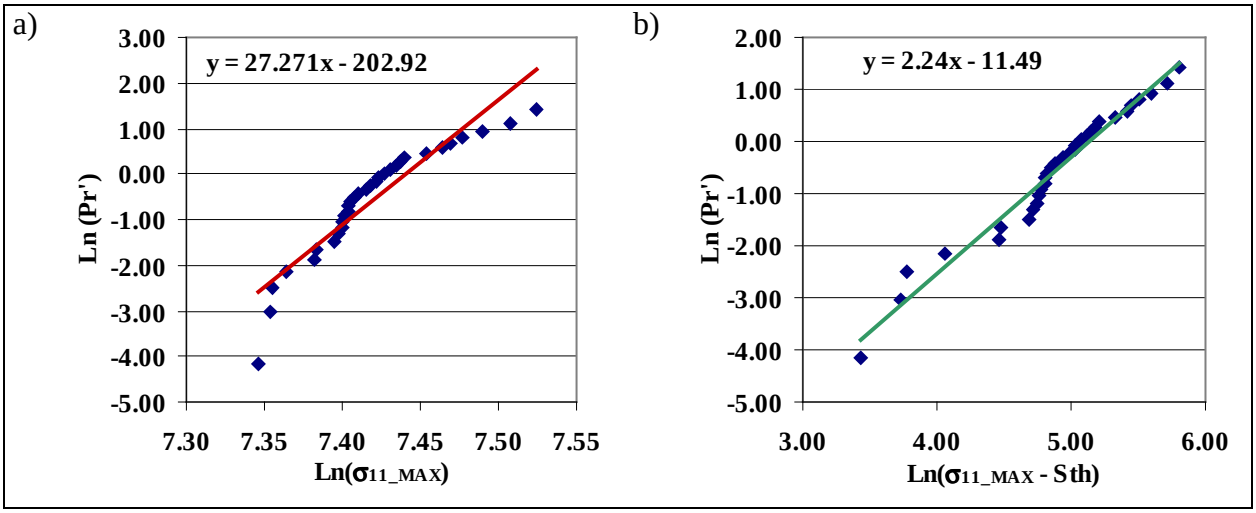


Figure II-9 : Identification des paramètres des distributions de Weibull sur les résultats d'essais sur éprouvettes AE à -150°C : a) sans contrainte seuil ; b) avec contrainte seuil.

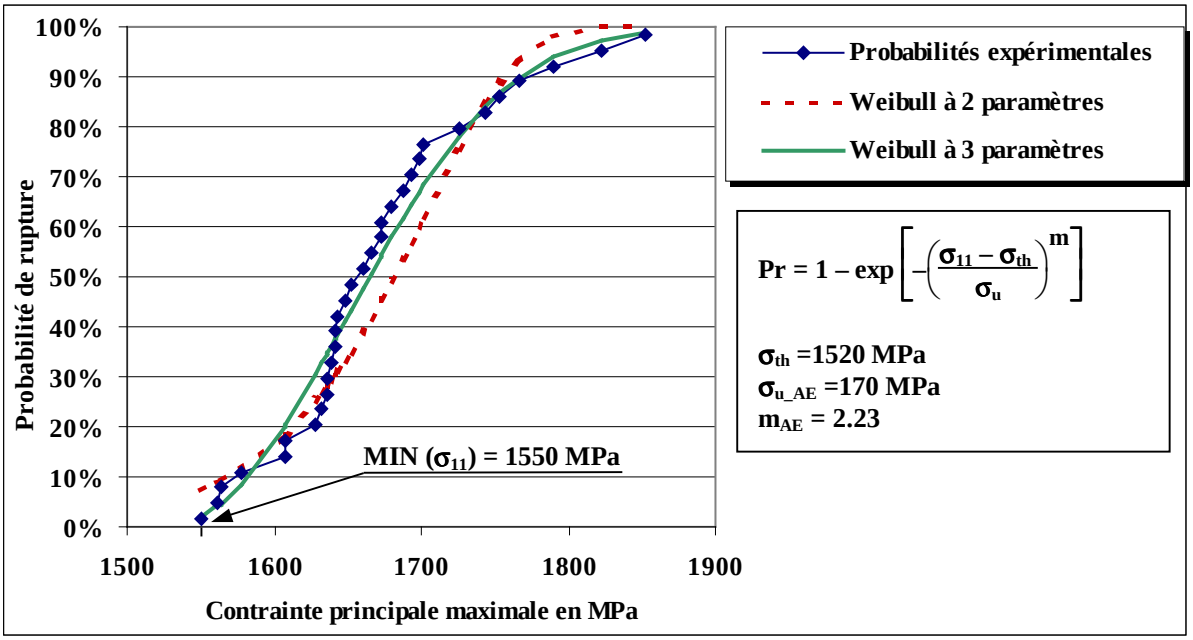


Figure II-10 : Evolution de la probabilité expérimentale de rupture par clivage en fonction de la contrainte principale maximale, avec ou sans prise en compte d'une contrainte seuil σ_{th}

L'analyse des essais sur éprouvettes AE semble faire apparaître l'existence d'une contrainte seuil au-dessus de laquelle le clivage peut apparaître. La valeur de la contrainte seuil σ_{th} obtenue (1520 MPa) est proche de la valeur minimale expérimentale de σ_{11} à rupture (1550 MPa). Elle aurait pu également être obtenue par une extrapolation des points de rupture expérimentaux à une probabilité nulle. Dans l'expression de la probabilité de rupture, la contrainte seuil traduit la possibilité d'obtenir un risque de rupture nul en deçà d'un certain niveau de chargement. Dans le modèle de Weibull à 2 paramètres, il existe toujours un risque fragile, quel que soit le niveau de chargement.

II.3.2. Essais de déchirure sur éprouvettes CT dans la partie haute de la transition fragile/ductile

Les essais sur éprouvettes AE permettent de déterminer les contraintes et les déformations à rupture. On a mis en évidence une contrainte seuil σ_{th} à partir de laquelle le clivage peut apparaître. En revanche, ces essais ne permettent pas de quantifier la résistance à la rupture du matériau en présence d'une fissure. Pour déterminer cette résistance, notamment dans le domaine de transition, les éprouvettes « standards » sont les éprouvettes CT.

Nous allons donc dans ce paragraphe interpréter les essais sur éprouvettes CT entre -90°C et l'ambiante. Une modélisation par éléments finis est développée. Elle permet de simuler l'avancée de fissure par déchirure ductile. L'objectif est :

- d'évaluer les états de contrainte à rupture et la comparer à la contrainte seuil,
- de fournir des données expérimentales, non accessibles sans calcul numérique, mais qui seront nécessaires au développement du critère probabiliste au §II.4.

II.3.2.1. Présentation et validation du modèle Eléments Finis

Afin de décrire proprement les champs de contraintes et de déformations en pointe de fissure, on réalise un calcul 3D en grands déplacements et grandes déformations avec une taille de maille en pointe de fissure de 250µm pour les 4 géométries CT modélisées. Les éléments utilisés sont quadratiques à 20 nœuds. Seul un quart de l'éprouvette est modélisé compte tenu des symétries. Les lois de comportement utilisées sont celles issues des courbes de traction présentées au §II.2.2.1. Le déplacement est imposé au centre de la goupille rigide.

La déchirure est simulée par une méthode de relâchement de nœuds. Ce relâchement est piloté par la courbe J-Δa déterminée expérimentalement au §II.2.2.3. A chaque pas de calcul, la valeur de J est calculée analytiquement de la même manière que dans le dépouillement des essais. On en déduit la longueur de fissure correspondante et le nombre de nœuds à relâcher avant de poursuivre le calcul. Le relâchement de nœuds lui-même consiste en un changement des conditions aux limites : on laisse libre le déplacement en ouverture des nœuds précédemment bloqués dans le plan de symétrie. Cette procédure suppose de connaître par avance le trajet et la forme du front de fissure car il faut mailler les différents fronts dès le départ du calcul. Dans le cas d'une éprouvette CT, la fissure reste dans le plan de symétrie de l'éprouvette. En revanche, on ne dispose, dans la base de données, que des formes initiale et finale des fronts de fissure. De plus, pour une même géométrie, ces formes varient d'une éprouvette à l'autre. Deux hypothèses simplificatrices sont donc faites sur la forme du défaut :

- on a modélisé un front toujours rectiligne car on ne connaît pas l'évolution de la forme du front de fissure en cours de déchirure. On sait cependant qu'un « effet tunnel » a été constaté expérimentalement sur les éprouvettes sans entailles latérales ;
- la longueur initiale du défaut est prise égale à la longueur moyenne de préfissuration pour chaque couple (Géométrie ; Température).

Au total, 14 calculs ont été effectués selon cette procédure, ils sont définis dans le Tableau II-3. La Figure II-11 présente l'algorithme de calcul et indique l'évolution de l'avancée de fissure numérique incrémentale comparée à l'évolution expérimentale lissée. La Figure II-12 présente le maillage complet et détaillé au niveau du front de fissure d'une CT12,5 en 3D ainsi que les conditions aux limites.

	Températures					
Géométries	**-90°C**	**-60°C**	**-40°C**	**-20°C**	**0°C**	**20°C**
CT12.5	X	X	X	X	X	X
CT25	X				X	
CT50	X	X	X	X	X	X
CT100	X				X	

Tableau II-3 : Grille des essais simulés par le modèle par relâchements de nœuds. Les **X** indiquent que le calcul à été effectué.

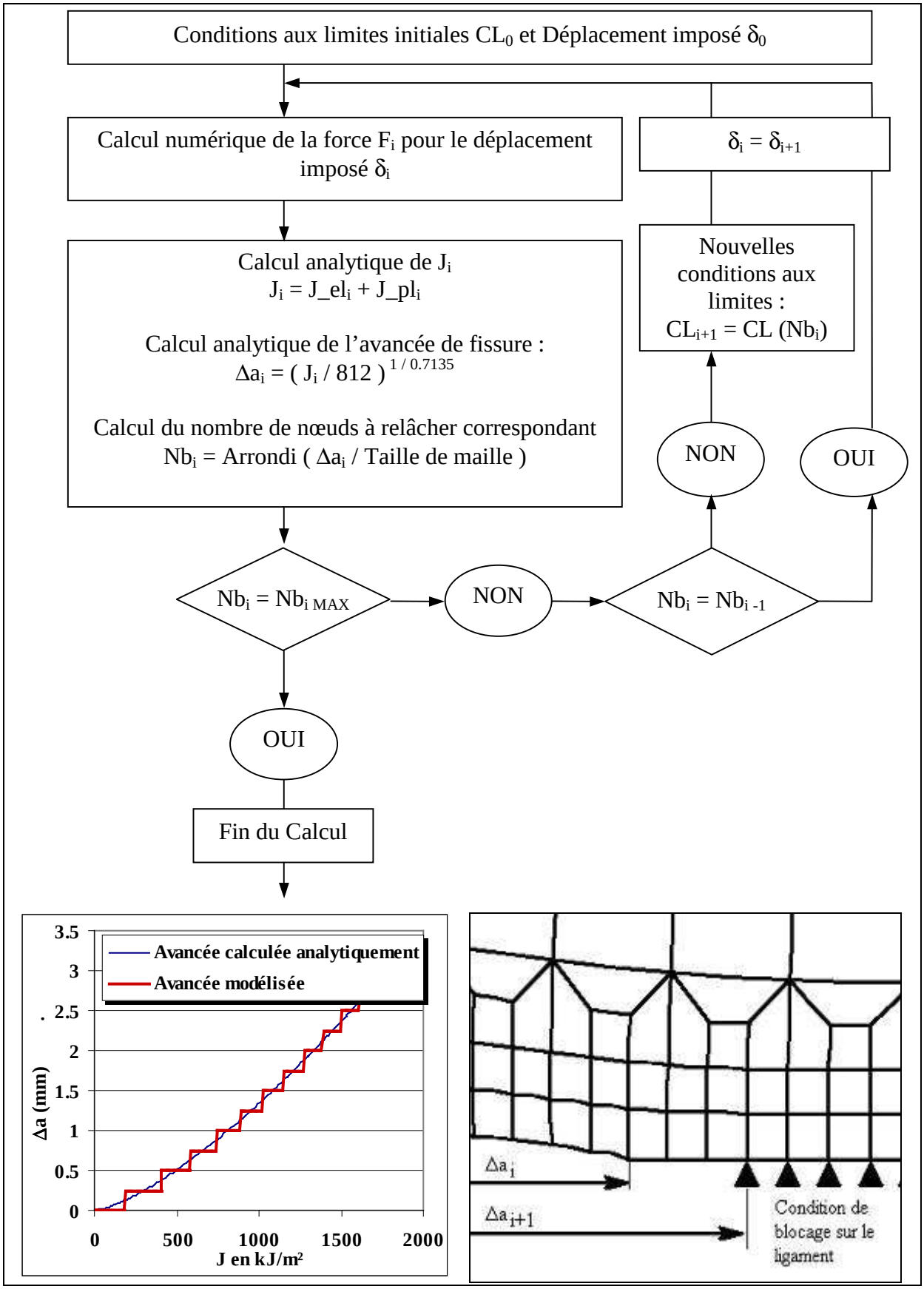
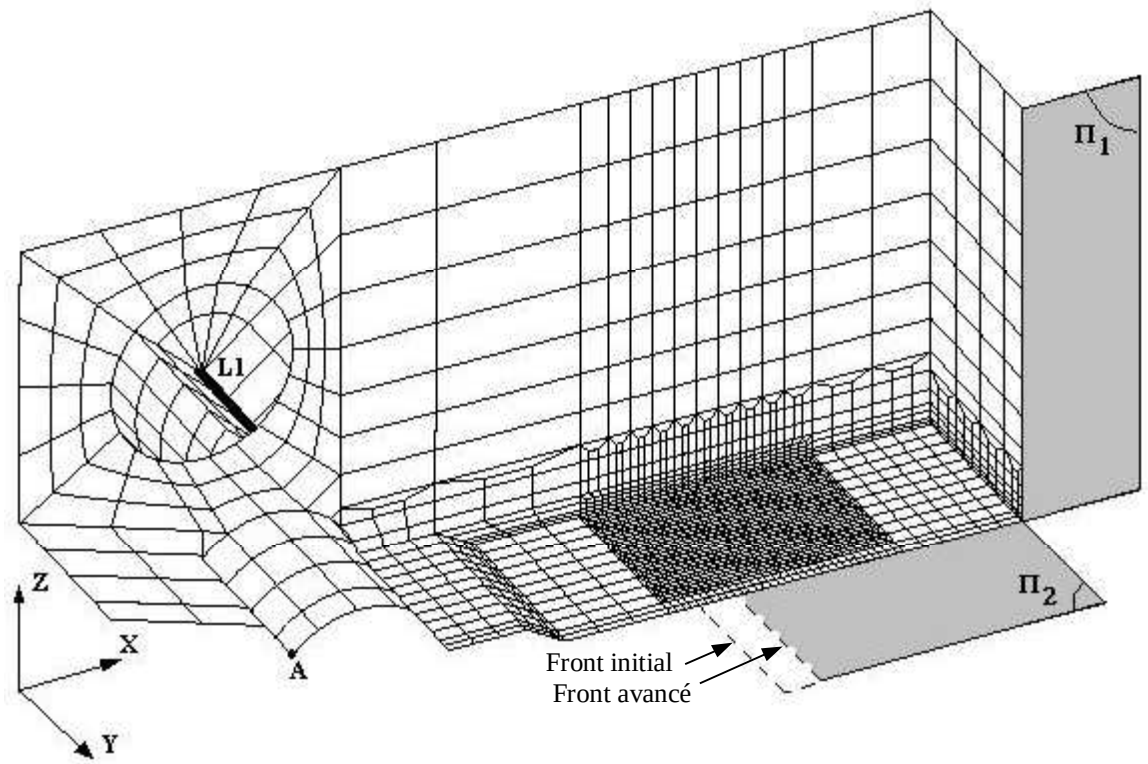


Figure II-11 : Algorithme de calcul par relâchement de nœuds et illustration sur un maillage déformé du changement de condition aux limites.

a)



Π_1 et Π_2 : Plans de symétrie. Π_2 varie avec l'avancement de fissure
L1 : Ligne bloquée suivant $\overrightarrow{X}$ et de Déplacement imposé suivant $\overrightarrow{Z}$
L'ouverture est mesurée au point A

b)

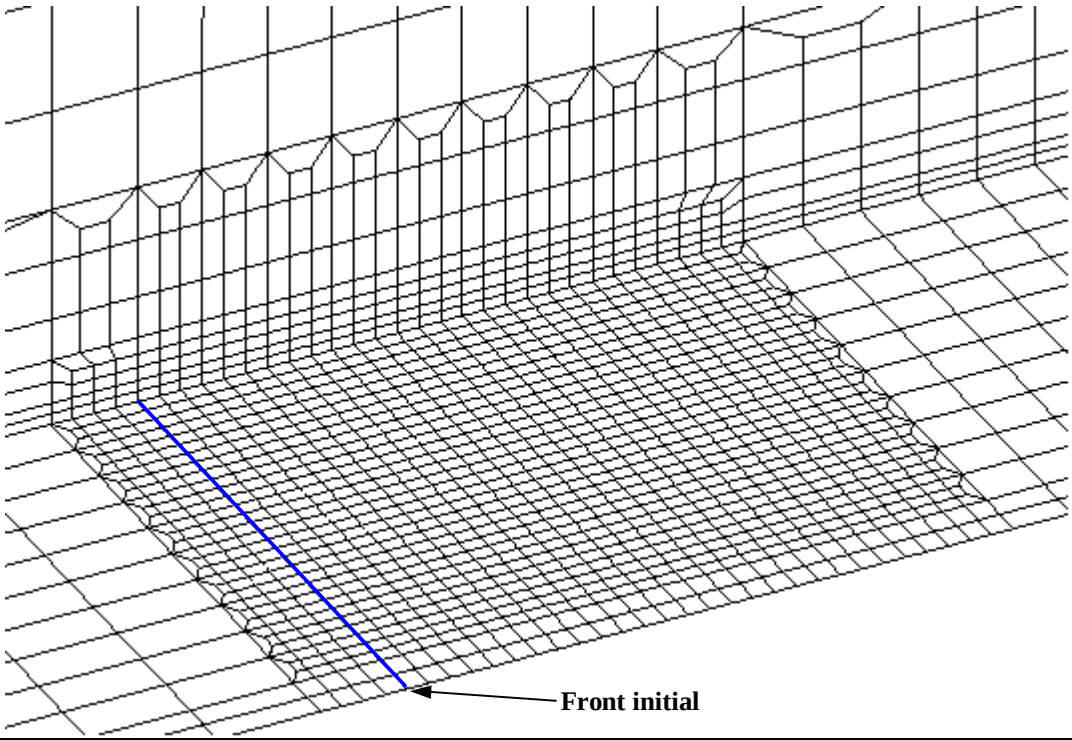


Figure II-12 : a) Maillage 3D de l'éprouvette CT12.5 pour le calcul par relâchement de nœuds et conditions aux limites ; b) Zoom du maillage au niveau du front de fissure

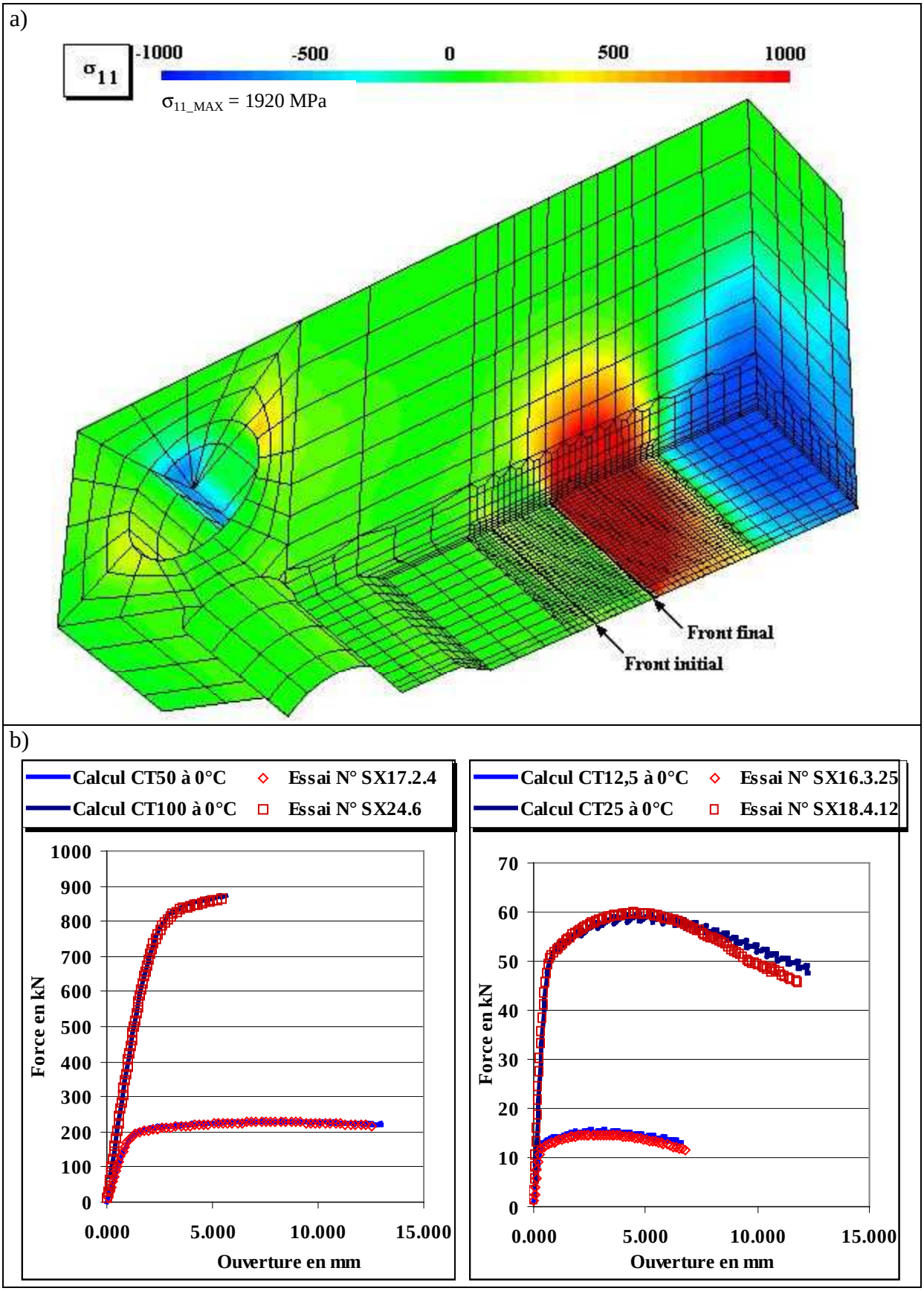


Figure II-13 a) Carte des contraintes principales maximales en fin de déchirure;
b) Comparaison des courbes *Force-Ouverture* expérimentales et numériques à 0°C

La carte des contraintes principales maximales en fin de calcul après 2,5 mm d'avancée de fissure est dessinée en Figure II-13-a. On constate bien une relaxation complète des contraintes sur la zone déchirée, c'est à dire les nœuds relâchés. Le ligament restant est globalement chargé en flexion. La Figure II-13-b présente la comparaison des comportements globaux *Force-Ouverture* numériques et expérimentaux à 0°C sur les 4 géométries modélisées. Le comportement expérimental est parfaitement reproduit par le modèle Eléments Finis. Pour chaque géométrie et température modélisés, on vérifie que la courbe *Force-Ouverture* était très bien reproduite par le calcul. Les oscillations observées numériquement sont dues aux relâchements de nœuds qui reproduisent une avancée incrémentale de la fissure et donc non continue.

II.3.2.2. Evaluation des niveaux de contrainte en cours de déchirure et à rupture

L'analyse de l'état mécanique en pointe de fissure est réalisée dans le plan de symétrie Π1 de l'éprouvette car les contraintes y sont les plus élevées. Nous voulons comparer les 4 géométries de CT.

Contrainte principale à l'amorçage ductile

La contrainte principale maximale est évaluée au moment de l'amorçage ductile. La Figure II-14-a rassemble les valeurs obtenues et définit leur variation avec la température. On observe que σ_{11_MAX} diminue lorsque la température augmente. Cette tendance est cohérente avec la représentation des contraintes sous hypothèse de déformations planes proposée par [McMeeking - 95] pour un matériau parfaitement plastique :

$$\frac{\sigma_{11}}{\sigma_Y} = \frac{1}{\frac{2.\sqrt{2}.\sigma_Y}{E}.\frac{r.\sigma_Y}{J} + \frac{1}{\alpha}} \qquad \text{(II-5)}$$

où r est la distance à la pointe de fissure.

Selon cette formulation, la contrainte principale maximale est atteinte pour r=0. Dans ce cas, elle est proportionnelle à la limite d'élasticité :

$$\frac{\sigma_{11_MAX}}{\sigma_Y} = \alpha$$

Dans la formulation de McMeeking, α est fonction de la forme de l'éprouvette mais pas de la taille de celle ci. On observe (Figure II-14-b) que α semble varier légèrement en fonction de la taille de l'éprouvette. Cependant, en première approximation, on considérera que ce rapport α reste indépendant de la taille :

$\alpha_i = \alpha(J=J_i) = 3{,}25$

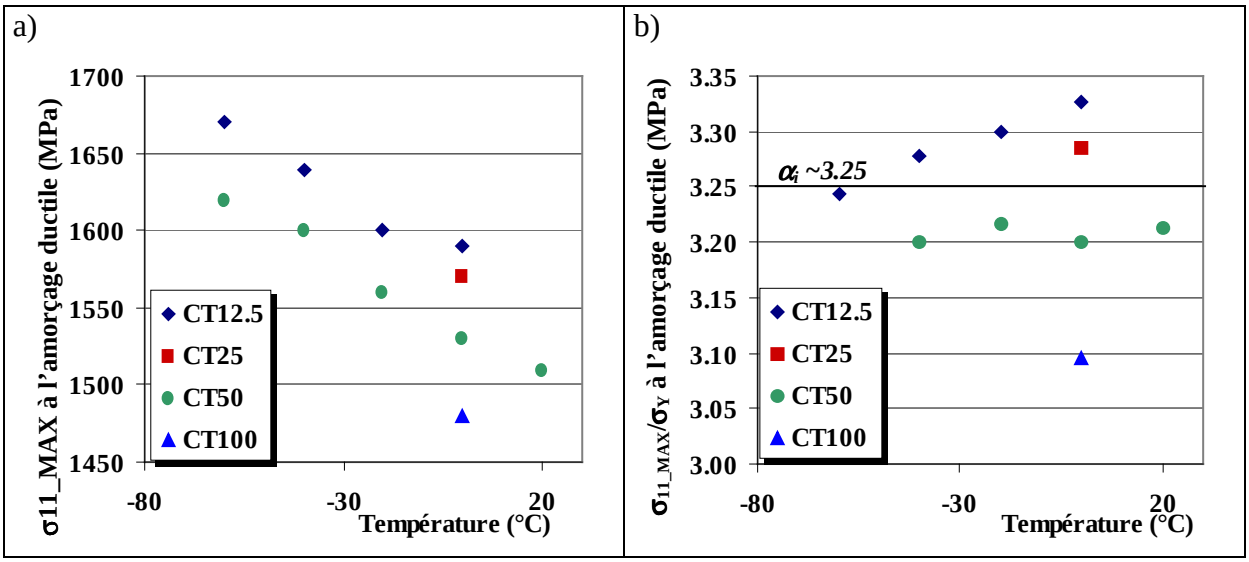


Figure II-14 : a) Contrainte principale maximale sur le ligament à l'amorçage ductile pour 4 tailles d'éprouvettes CT, en fonction de la température ; b) Rapport de cette contrainte à la limite d'élasticité en fonction de la température.

Contrainte principale en cours de propagation

La Figure II-15 indique que le niveau de la contrainte principale maximale croît lorsque la fissure avance. On passe ainsi sur une éprouvette CT50 à 20°C d'une contrainte maximale de 1520 MPa au moment de l'amorçage ductile à une contrainte de 1915 MPa après 6.5 mm de déchirure. En revanche, la largeur du pic reste constante au cours de la déchirure. Il en résulte, pour les éprouvettes ayant clivé après déchirure ductile, une dispersion des valeurs de contraintes principales maximales à rupture σ_{11_MAX} (Figure II-16) liée à l'évolution du maximum avec la propagation.

Toujours sur la Figure II-16, on observe une dépendance nette de σ_{11_MAX} avec la géométrie, notamment à 0°C : σ_{11_MAX} diminue lorsque la taille de l'éprouvette augmente. Il n'est donc pas possible de décrire la probabilité de rupture par une distribution de la contrainte principale maximale à rupture indépendante de la géométrie.

Par ailleurs, parmi les valeurs calculées de σ_{11_MAX}, la valeur la plus basse est atteinte sur l'éprouvette CT50 à 0°C : MIN (σ_{11_MAX}) = 1510 MPa. Cette valeur est légèrement inférieure au seuil σ_{th} évalué à 1520 MPa au §II.3.1. Etant donné la précision du calcul des contraintes en déchirure, cet écart de 10 MPa n'est pas suffisant pour remettre en cause la valeur de σ_{th}. Compte tenu des nombreuses contraintes σ_{11_MAX} évaluées ici, ce résultat conforte l'hypothèse de contrainte seuil.

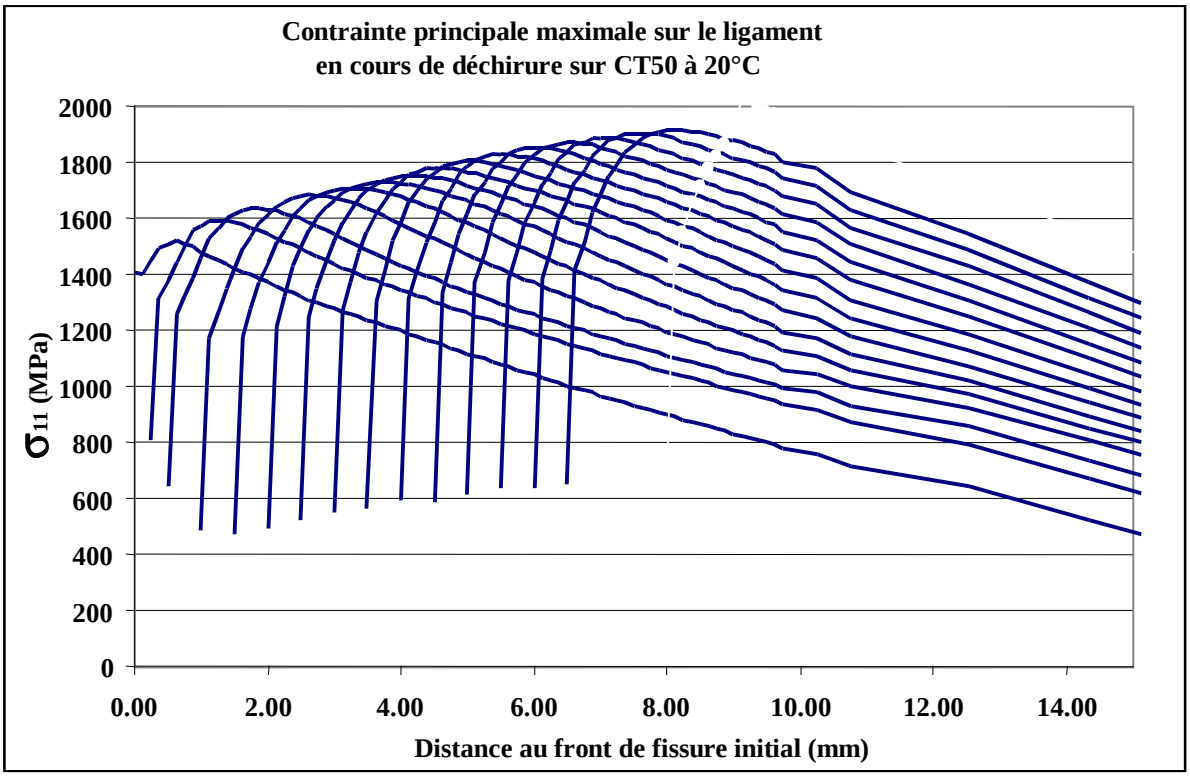


Figure II-15 : Evolution de la contrainte principale maximale au cours de la déchirure sur le ligament central de l'éprouvette (CT50 à 20°C)

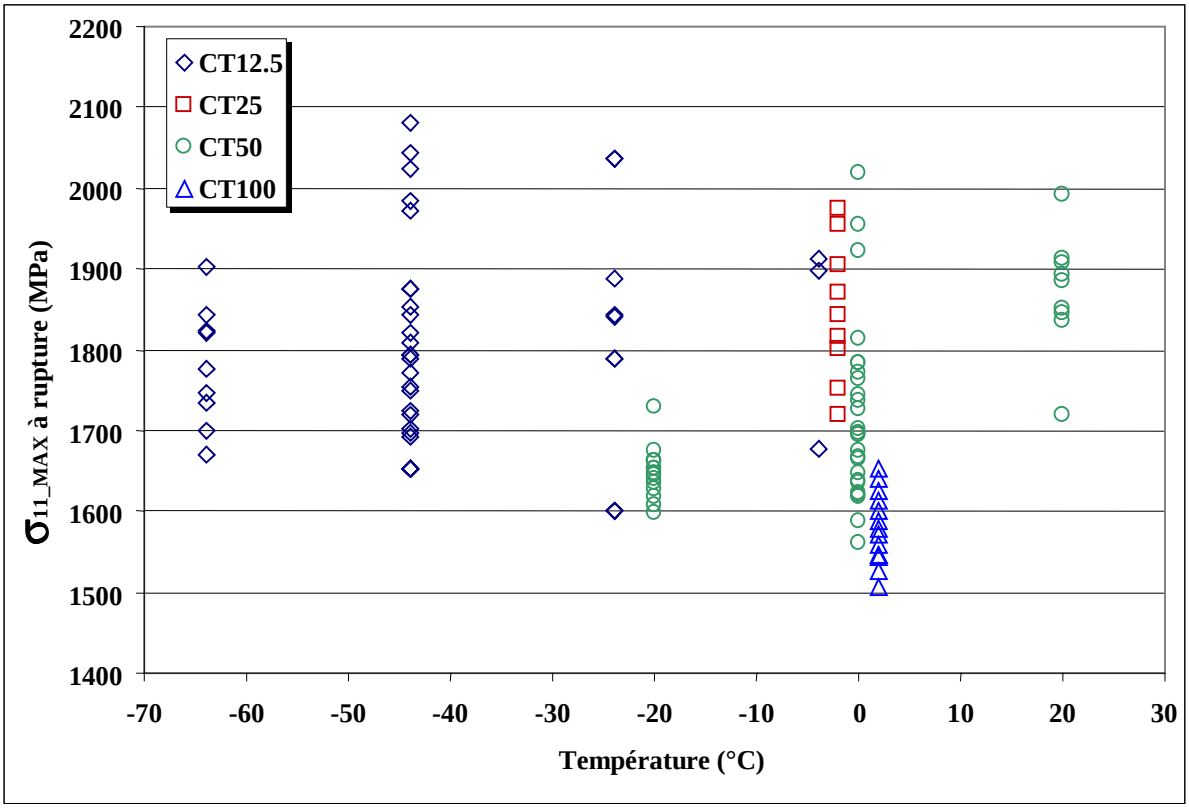


Figure II-16 : Contraintes principales maximales à rupture (σ_f) obtenues par le calcul aux éléments finis sur les éprouvettes CT ayant montré une propagation ductile avant de cliver (les résultats à une même température ont été légèrement décalés)

L'évolution des déformations équivalentes est analysée sur une éprouvette CT50 à 20°C (Figure II-17). On constate que la forme de la singularité en déformation, dont le pic est atteint sur le front, se stabilise dès les premiers $10^{èmes}$ de mm de propagation ; puis le niveau global de plasticité dans le ligament augmente régulièrement en cours de propagation.

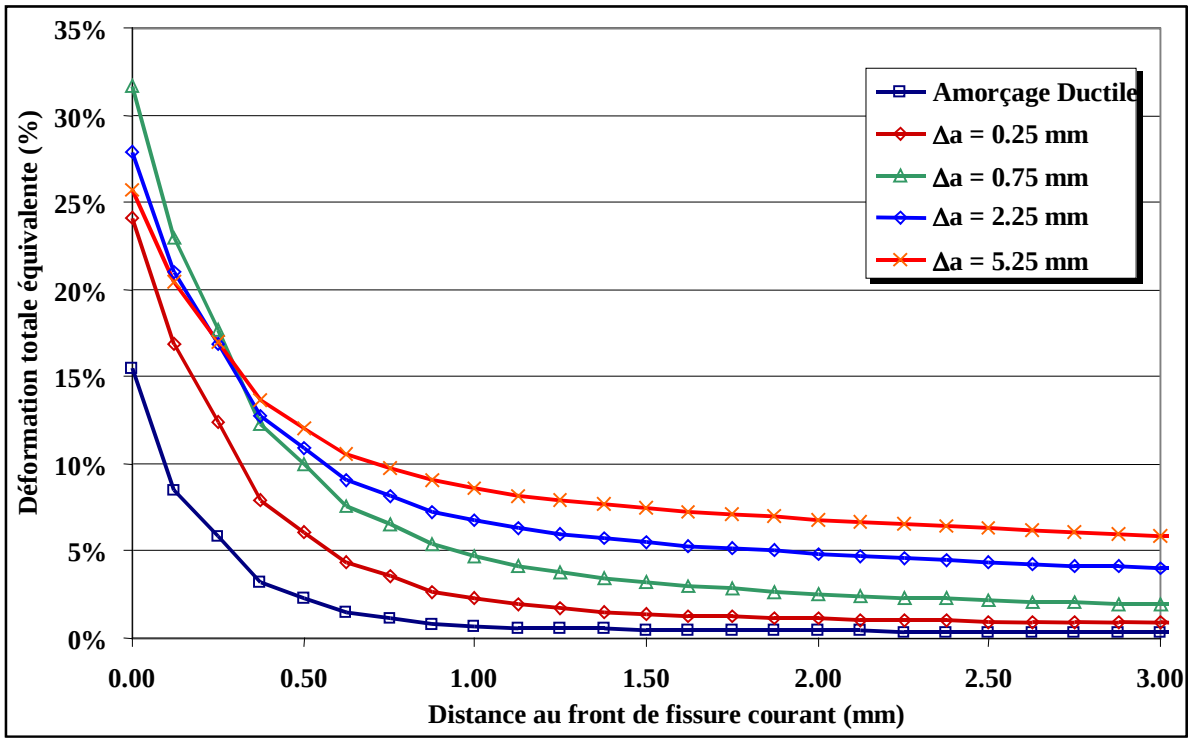


Figure II-17 : Evolution de la déformation équivalente sur le ligament central en cours de déchirure d'une éprouvette CT50 à 20°C

II.4. Développement d'un critère probabiliste de rupture fragile à partir des essais sur éprouvettes CT

Nous proposons ici de décrire la probabilité de rupture lors d'essais sur les 4 géométries d'éprouvettes CT testées dans le domaine de transition fragile/ductile.

Nous avons vu que, contrairement aux éprouvettes AE, il n'est pas possible de décrire cette probabilité à partir d'une seule distribution de contrainte principale maximale à rupture car il existe un effet d'échelle.

Comme pour les essais sur éprouvettes AE, nous avons mis en évidence l'existence d'un contrainte seuil σ_{th} nécessaire à l'apparition de la rupture par clivage. Cette contrainte seuil sera utilisée pour la définition de la probabilité de rupture sur les éprouvettes CT.

La démarche que nous allons appliquer ici sur l'acier 22NiMoCr37 est celle utilisée par [Chapuliot - 05] sur un acier de cuve français de type 16MND5. Comme proposé par [Anderson - 93], nous considérons que la probabilité de rupture est liée à un volume susceptible de cliver, volume dépassant la contrainte seuil en pointe de fissure. L'analyse de Chapuliot est réalisée sur des éprouvettes CT25 ayant clivé avant l'amorçage ductile. Dans notre cas, nous travaillons sur 4 tailles d'éprouvettes CT à des températures où la rupture par clivage est précédée de déchirure ductile.

II.4.1. Notion de volume seuil

L'hypothèse du maillon le plus faible consiste à considérer que la rupture complète d'un ensemble de N volumes élémentaires se produit dès qu'un seul de ces volumes se rompt. Cette hypothèse est largement utilisée dans la description de la rupture fragile des matériaux. Soit V un volume constitué de N= $\frac{V}{V_0}$ volumes élémentaires. L'hypothèse du maillon le plus faible permet d'écrire que le volume V résiste si, et seulement si, tous les volumes élémentaires résistent. La probabilité de non-rupture est alors définie par :

$$1 - P_R = \prod_{i=1}^{N} (1 - p_{ri}) \tag{II-6}$$

où p_{ri} est la probabilité de rupture d'un volume élémentaire.

Nous avons vu au §I.3.3 que la probabilité p_{ri} dépend *a priori* du niveau de contrainte. Nous faisons ici l'hypothèse que tous les volumes élémentaires ont la même probabilité de rupture et que cette probabilité reste nulle sous une contrainte inférieure à la contrainte seuil σ_{th} définie sur les essais sur éprouvettes AE (§II.3.1) :

$$p_{ri} = \begin{cases} p_0 & si\ \sigma_{11} > \sigma_{th} \\ 0 & sinon \end{cases} \tag{II-7}$$

La probabilité p_0 représente la probabilité de rupture moyenne des volumes élémentaires soumis à une contrainte supérieure à la contrainte seuil. En revanche, les niveaux de contrainte dépendent nécessairement de la température. La probabilité p_0 dépend donc *a priori* également de la température.

Dans le cas des éprouvettes fissurées, considérer une probabilité élémentaire p_0 indépendante du niveau de chargement est une hypothèse forte qui se base sur deux propositions :

- D'après [McMeeking - 95], avant l'amorçage ductile, le champ de contrainte en pointe de fissure se dilate spatialement, ainsi la moyenne du champ de contrainte (et donc p_0) sur V_{th} reste constante.
- p_0 varie peu en cours de déchirure ductile car le profil de contrainte se translate avec l'avancée de fissure mais ne s'intensifie quasiment plus (Figure II-15).

Selon cette définition de la probabilité p_0, la probabilité de rupture P_R du volume V est égale à la probabilité de rupture du volume V_{th} où la contrainte principale maximale dépasse la contrainte seuil σ_{th}. Plus précisément, il existe un volume seuil instantané, $v_{th,}$ et un volume seuil cumulé, V_{th}, sur lequel la contrainte principale maximale a dépassé la contrainte seuil au cours de l'histoire du chargement. Soit :

$$v_{th}(t) = V[\sigma_{11}(t) \geq \sigma_{th}]$$

$$V_{th}(t) = V\left[\underset{0 \to t}{MAX}(\sigma_{11}) \geq \sigma_{th}\right]$$

Cette différentiation devient significative lorsque le front de fissure se propage de manière ductile et que les zones en arrière du front se déchargent. Du point de vue de la probabilité de rupture globale, c'est le volume cumulé V_{th} qui est représentatif du risque de

rupture sur l'ensemble de l'essai. C'est donc ce volume que nous allons utiliser pour la suite et que nous nommerons simplement « volume seuil ».

D'après ces développements, en posant $N_{th} = V_{th}/V_0$, la probabilité de non rupture du volume V_{th} s'écrit :

$$1 - P_R = (1 - p_0)^{N_{th}}$$

$$Ln(1 - P_R) = N_{th} \cdot Ln(1 - p_0) = \frac{V_{th}}{V_0} \cdot Ln(1 - p_0)$$

Soit, en posant : $F = \frac{1}{V_0} . Ln\left(\frac{1}{1-p_0}\right)$, (II-8)

on obtient :

$$P_R' = - Ln\,(1 - P_R) = F.V_{th} \quad \text{(II-9)}$$

$$P_R = 1 - exp\,(-F.V_{th}) \quad \text{(II-10)}$$

Selon cette formulation, le logarithme de la probabilité de rupture P_R' est proportionnelle au volume V_{th} via la fonction F.

A titre de comparaison, nous nous intéressons également aux volumes plastiques en pointe de fissure. Là encore nous différentions le volume plastifié dans l'éprouvette (ou « volume plastique ») du volume plastifiant (ou « volume actif »), c'est-à-dire du volume sur lequel la plasticité s'intensifie. Ces volumes sont restreints à la zone de l'éprouvette où la plus grande contrainte principale est une contrainte de traction, et non de compression :

$$Volume \quad plastique = V\left(\varepsilon_{eq}^{pl} \geq 0 \quad et \quad \sigma_{11} > 0\right)$$

$$Volume \quad actif = V\left(\dot{p} \geq 0 \quad et \quad \sigma_{11} > 0\right) \qquad \text{où} \qquad \dot{p} = \frac{2}{3} \cdot \overline{\overline{\dot{\varepsilon}_{eq}^{pl}}} : \overline{\overline{\dot{\varepsilon}_{eq}^{pl}}}$$

II.4.2. Evolution des volumes seuil

Les évolutions des différents volumes qui viennent d'être définis sont calculées grâce aux modélisations des essais de rupture sur les éprouvettes CT présentées au §II.3.2.

La Figure II-18 présente le cas des éprouvettes CT25 déchirées à 0°C. Neuf éprouvettes sur 41 se sont rompues de manière fragile dans cette série. Les ouvertures correspondantes sont indiquées par des droites verticales sur le graphique. Plusieurs constats peuvent être faits :

- le *volume plastique* croît d'abord fortement puis atteint un palier de saturation : l'éprouvette est alors très largement plastifiée,
- le *volume actif* est d'abord égal au volume plastifié, ce qui est logique car dans un premier temps la zone plastique s'étend,
- puis le volume actif se distingue du volume plastique en commençant à décroître lorsque le volume plastique est saturé,
- le *volume seuil* est beaucoup plus petit que les volumes plastiques (de l'ordre de 160 fois à 4 mm d'ouverture). Il croît régulièrement tout au long de la déchirure.

- un nombre important de ruptures (8 sur 9) ont eu lieu alors que le volume plastique était déjà saturé et que le volume actif diminuait.

Les mêmes tendances sont observées pour les autres séries d'éprouvettes CT (autres géométries et autres températures). Elles indiquent que le volume seuil est plus pertinent que les volumes plastique et actif du point de vue de la probabilité de rupture fragile.

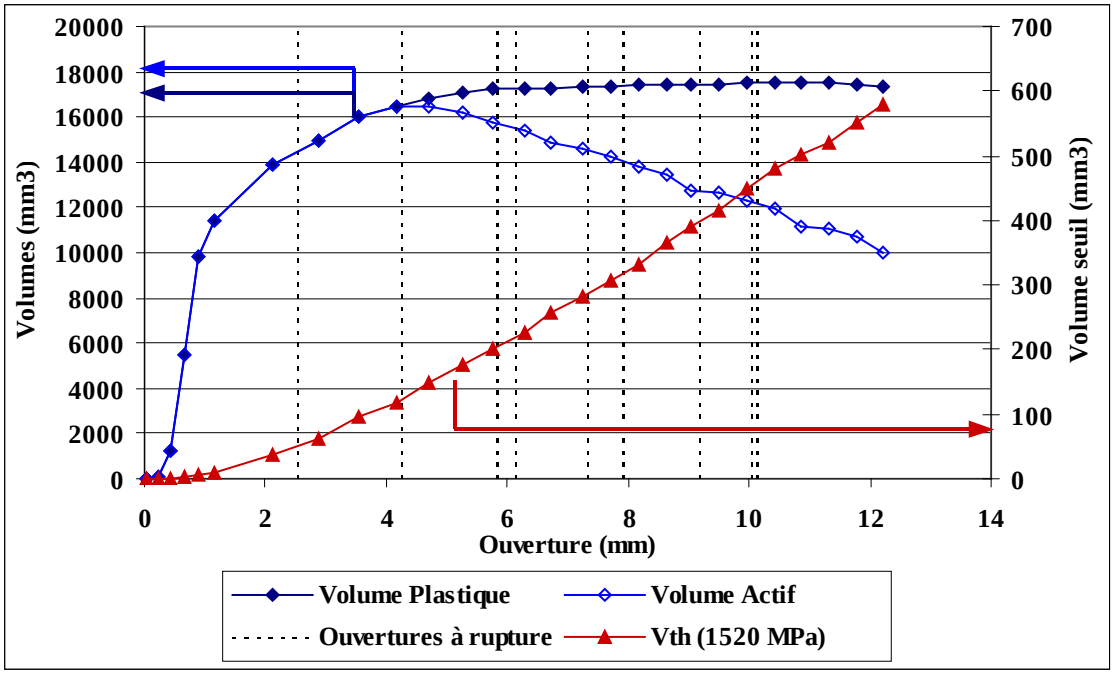


Figure II-18 : Evolution des volumes plastique, actif et seuil au cours de la déchirure d'une CT25 à 0°C.

II.4.3. Probabilité de rupture expérimentale

Pour chaque série d'essais, les éprouvettes sont classées par ordre de volume seuil croissant en fin d'essai, que la rupture ait été fragile ou non. Une probabilité de rupture expérimentale est associée à chaque éprouvette fragile :

$$Pr_i = \frac{i - 0.5}{N_i} \qquad \text{(II-11)}$$

où i est le rang de l'éprouvette dans le classement par ordre croissant de volume seuil à rupture V_{th} et N_i est le nombre d'éprouvettes ayant soit clivé, soit atteint le volume seuil de l'éprouvette de rang i.

Cette manière de compter permet de prendre en compte la population N_i la plus pertinente du point de vue de la probabilité de rupture. En effet, certaines éprouvettes clivées après une large propagation ductile présentent un volume V_{th} plus important que quelques éprouvettes restées ductiles à un niveau de V_{th} plus faible. Ces dernières éprouvettes ne doivent pas être prises en compte dans le calcul de la probabilité de rupture de l'éprouvette clivée. Le Tableau II-4 illustre ce comptage sur la série des éprouvettes CT12.5 rompues à 0°C où seules 3 éprouvettes sur 30 se sont rompues par clivage.

Numero éprouvette	Δa ductile mm	K_J à rupture MPa.m$^{1/2}$	V_{th} mm^3	Rupture fragile (1)	Rang A (2)	Rang B (3)	N_i (4)	P_r (5)	P_r' (6)
SX18.3.4	0.28	286.15	11.69	X	1	1	30	0.017	0.017
SX18.3.28	2.49	521.94	37.88	-	2				
SX18.3.25	2.44	525.72	38.44	-	3				
SX18.3.26	2.47	526.97	38.63	-	4				
SX18.3.23	2.51	528.87	38.91	-	5				
SX18.3.21	2.61	530.72	39.19	-	6				
SX18.3.5	2.34	531.02	39.24	X	7	2	25	0.060	0.062
SX18.3.27	2.55	531.71	39.34	-	8				
SX18.3.32	2.51	531.88	39.37	-	9				
SX18.3.34	2.56	532.90	39.52	-	10				
SX18.3.24	2.45	533.80	39.66	-	11				
SX18.3.35	2.53	535.93	39.99	-	12				
SX18.3.15	2.36	537.35	40.21	-	13				
SX18.3.6	2.49	538.89	40.45	X	14	3	19	0.132	0.141
SX18.3.11	2.25	539.13	40.48	-	15				
SX18.3.18	2.57	539.18	40.49	-	16				
SX18.3.3	2.65	540.09	40.63	-	17				
SX18.3.8	2.53	540.17	40.65	-	18				
SX18.3.12	2.34	542.22	40.97	-	19				
SX18.3.20	2.61	542.60	41.03	-	20				
SX18.3.22	2.49	542.88	41.07	-	21				
SX18.3.29	2.53	543.75	41.21	-	22				
SX18.3.10	2.56	544.15	41.27	-	23				
SX18.3.7	2.18	544.57	41.34	-	24				
SX18.3.13	2.42	544.79	41.37	-	25				
SX18.3.16	1.88	547.28	41.77	-	26				
SX18.3.1	1.8	551.47	42.43	-	27				
SX18.3.17	2.59	555.91	43.15	-	28				
SX18.3.2	2.57	557.84	43.47	-	29				
SX18.3.19	2.54	564.52	44.57	-	30				

(1) : la X indique une rupture finale par clivage
(2) : le Rang A est le classement de l'éprouvette parmi tous les essais
(3) : le Rang B est le classement de l'éprouvette parmi les éprouvettes clivées
(4) : $N_i = N – (RangA – RangB)$
(5) : $P_r = (RangB – 0.5)/N_i$
(6) : $P_r' = -Ln(1 – P_r)$

Tableau II-4 : Calcul de la probabilité de rupture expérimentale sur la série des éprouvettes CT12.5 à 0°C.

II.4.4. Mise en évidence de la relation entre P_R et V_{th}

Pour chaque couple (géométrie ; température) de la grille de simulations effectuées (Tableau II-3), l'évolution de la probabilité de rupture P_r' est tracée en fonction de V_{th}. La Figure II-19 présente les évolutions obtenues pour chaque géométrie de CT testée à 0°C. La

Figure II-20 rassemble les évolutions obtenues aux différentes températures pour la géométrie CT12.5.

Les résultats montrent que l'on peut effectivement approximer par une droite la relation entre P_r' et V_{th}. Cette linéarité est très contestable dans 2 cas sur 14 seulement : pour les CT50 à 0°C et pour les CT12.5 à –40°C. Dans ces deux cas, on constate un changement de pente dans l'évolution. Comme les faibles probabilités nous intéressent plus fortement, seule la première pente sera prise en compte pour la suite. D'autre part, il est difficile de définir une relation linéaire pour les CT12.5 à 0°C, pour lesquelles seules 3 éprouvettes se sont rompues par clivage.

Les coefficients de linéarité sont évalués par une régression linéaire au sens des moindres carrés et, selon la relation II-8 sont identifiés au paramètre F. Le Tableau II-5 résume les valeurs obtenues. Sur l'ensemble des valeurs calculées, F semble peu dépendante de la taille de l'éprouvette mais fortement dépendante de la température.

Ces résultats nous incitent à tracer l'évolution de P_r' pour les 4 géométries réunies, à une même température. Il est alors possible de calculer la probabilité de rupture expérimentale pour la série complète des éprouvettes à une même température compte tenu de la manière de compter les éprouvettes définie plus haut : il suffit de classer toutes les éprouvettes par ordre croissant de V_{th}. Le résultat à 0°C est donné en Figure II-21. On retrouve une très bonne linéarité entre les 2 paramètres. De plus les éprouvettes sont mêlées sur la distribution.

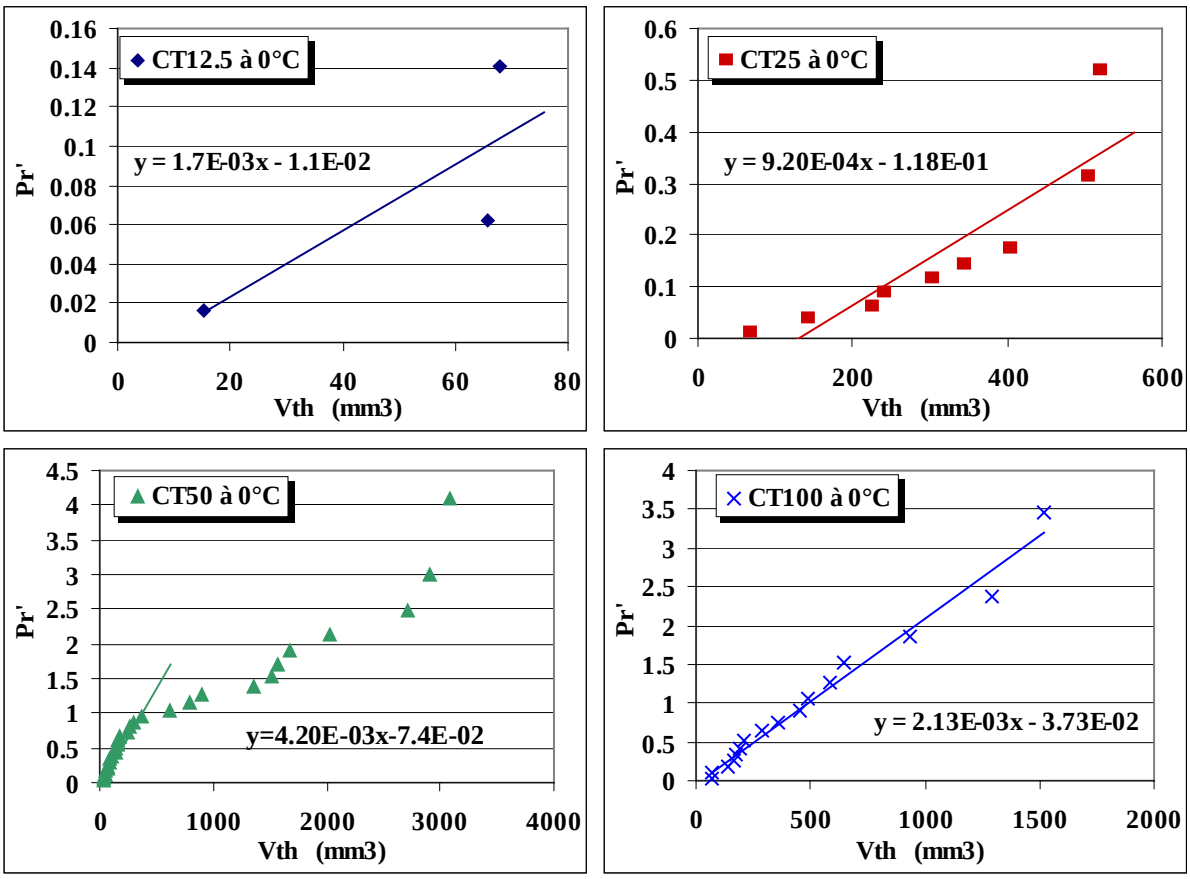


Figure II-19 : Evolution de la probabilité de rupture Pr' avec le volume seuil V_{th} sur 4 géométries d'éprouvettes CT à 0°C et relations linéaires associées par la méthode des moindres carrés.

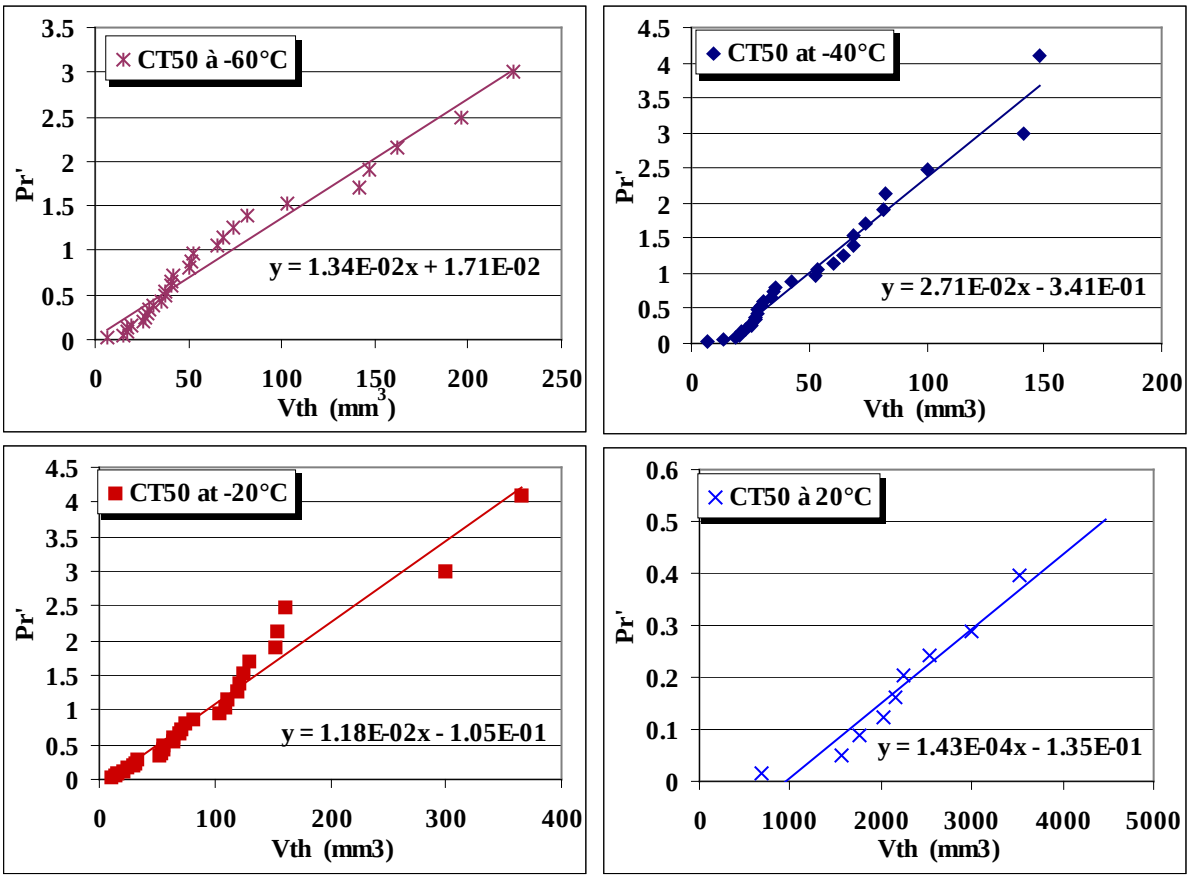


Figure II-20 : Evolution de la probabilité de rupture P_r' avec le volume seuil V_{th} sur les éprouvettes CT12.5 à 4 températures et relations linéaires associées par la méthode des moindres carrés.

	Températures					
Géométries	**-90°C**	**-60°C**	**-40°C**	**-20°C**	**0°C**	**20°C**
CT12.5	**4.32e-1**	**1.41e-1**	**2.57e-2**	**4.40e-3**		
CT25	**1.17e-1**				**9.20e-4**	
CT50	**1.13e-1**	**1.34e-2**	**2.71e-2**	**1.18e-2**	**4.20e-3**	**1.43e-4**
CT100	**8.15e-2**				**2.10e-3**	

Tableau II-5 : Grille des valeurs de F obtenues par la méthode des moindres carrés.

Pour chacune des évaluations du paramètre F, on voit sur ces représentations (Figure II-19, Figure II-20) que le nombre d'essai est significatif et constitue un élément de validation important.

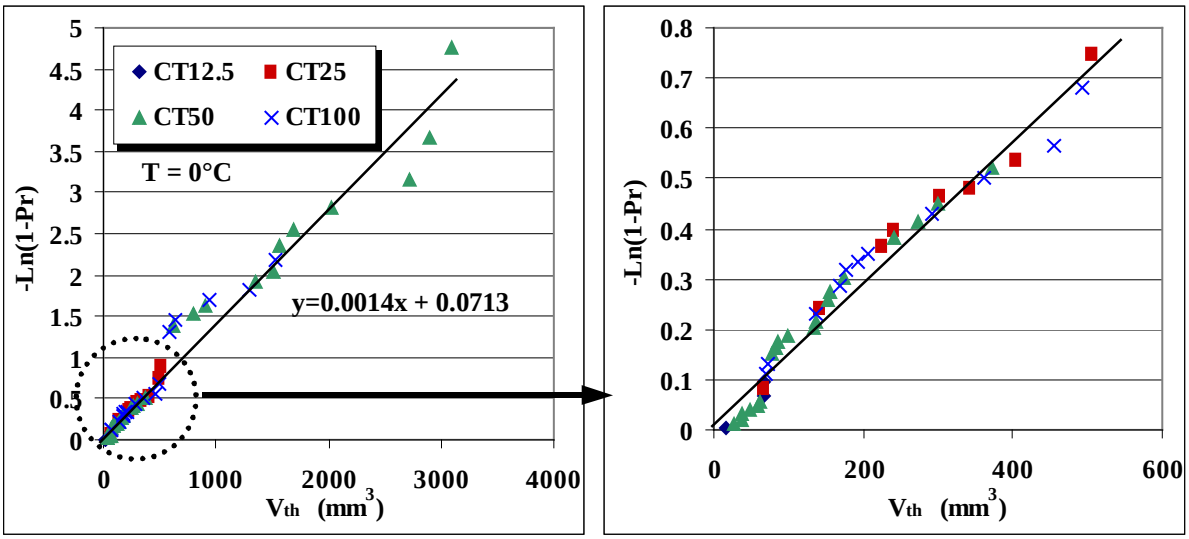


Figure II-21 : Evolution de la probabilité de rupture Pr' avec le volume seuil V_{th} pour toutes les éprouvettes CT rompues à 0°C, quelles que soient leurs dimensions.

II.4.5. Identification de la fonction F

Nous avons établi que le paramètre F est peu sensible à l'effet d'échelle : une valeur commune convient pour 4 géométries d'éprouvettes CT homothétiques. En revanche, F semble évoluer fortement avec la température. En nous inspirant de la démarche adoptée pour l'analyse des résultats sur éprouvettes AE, nous nous proposons de trouver une corrélation entre F(T) et la limite d'élasticité σ_Y. La Figure II-22 présente l'évolution de F(T) avec la limite d'élasticité en distinguant chaque géométrie CT. On retrouve ici parfaitement la forte dépendance en température (seule une échelle logarithmique en F permet de proprement représenter tous les points) et une faible dépendance à la taille de l'éprouvette.

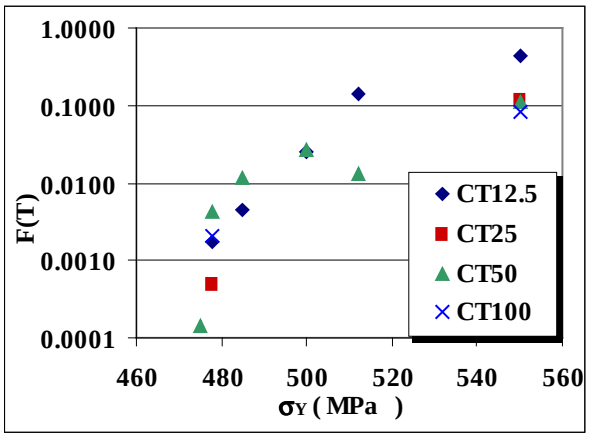


Figure II-22 : Evolution de la fonction de sensibilité F en fonction de la limite d'élasticité.

La probabilité de rupture par clivage des éprouvettes AE a été exprimée en fonction de la contrainte principale maximale par la formulation suivante :

$$P_R'(AE) = -Ln(1-P_R) = \left(\frac{\sigma_{11_MAX} - \sigma_{th}}{\sigma_{u_AE}} \right)^{m_{AE}}$$

Pour les éprouvettes CT, on a vu au §II.3.2.2 que selon la représentation des contraintes proposée par [McMeeking - 95] pour un matériau parfaitement plastique, la contrainte principale maximale est proportionnelle à la limite d'élasticité, via un coefficient α fonction de la géométrie :

$$\frac{\sigma_{11_MAX}}{\sigma_Y} = \alpha$$

D'après nos modélisations, nous avons évalué ce coefficient α au moment de l'amorçage ductile : α_i=3,25.

Par analogie, nous proposons donc l'évolution de F avec la limite d'élasticité :

$$F(\sigma_Y) = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\sigma_Y - \sigma_{Y0}}{\sigma_{u_CT}} \right)^{m_{CT}} \qquad \text{(II-12)}$$

avec $\sigma_{Y0} = \frac{\sigma_{th}}{\alpha_i} = \frac{1520}{3.25}$ = 468 MPa

La Figure II-23 présente la corrélation obtenue en échelle logarithmique. On constate que la forme choisie pour F permet de représenter correctement l'ensemble des valeurs obtenues au §II.4.4 avec :

m_{CT} = 2.34

$\sigma_{u_CT}.V_0^{1/m}$= 156 MPa.mm$^{3/m}$

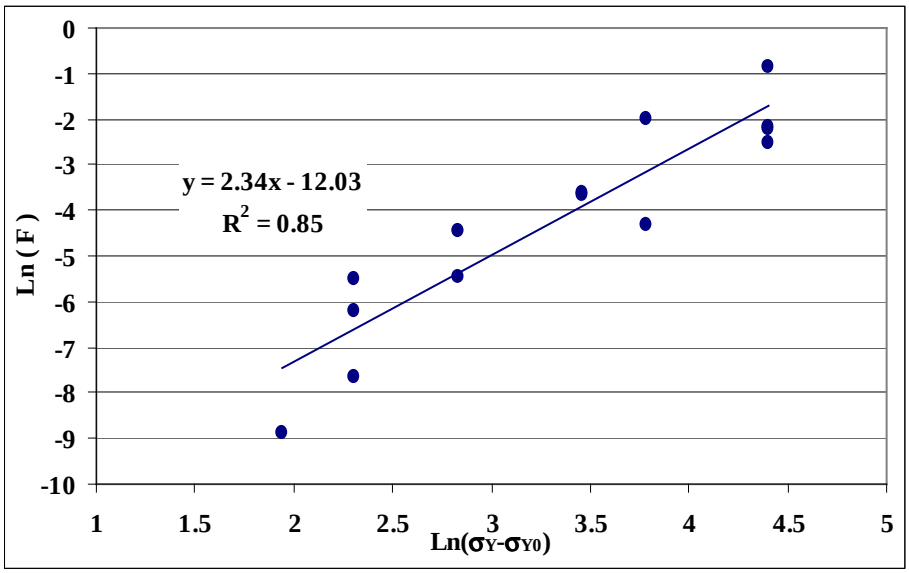


Figure II-23 : Corrélation entre F et la limite d'élasticité

Le module m obtenu ici sur les éprouvettes CT est très proche du module obtenu au §II.3.1 sur les éprouvettes AE :

m_{AE}=2.23

On considérera donc que ces modules sont égaux, ce qui est cohérent avec l'analogie faite précédemment :

$m_{CT} = m_{AE} = 2.3$ pour le matériau 22NiMoCr37 (II-13)

La limite d'élasticité seuil σ_{th} représente la limite d'élasticité à la température au dessus de laquelle le clivage ne peut avoir lieu (ici au delà de 20°C). Pour des éprouvettes homothétiques, une valeur commune convient. En revanche, rien ne permet de juger ici de sa dépendance vis-à-vis de la géométrie (forme de l'éprouvette).

II.4.6. Forme finale du critère en contrainte seuil.

Finalement, nous avons montré que la probabilité de rupture fragile, dans les conditions suivantes :

- sur éprouvettes CT12.5, CT25, CT50 et CT100,
- à des températures de –60°C, -40°C, -20°C, 0°C et 20°C,
- en présence de déchirure ductile avant le clivage,
- sur le matériau DIN 22NiMOCr37 du projet *Euro Fracture Toughness Dataset,*

pouvait s'écrire selon l'expression :

$$Pr = 1 - exp\left[-F(\sigma_Y)\cdot V_{th}\right] \quad \text{(II-14)}$$

avec

F	Fonction de Sensibilité , dépendante de la limite d'élasticité
V_{th}	Volume seuil, c'est-à-dire volume où la contrainte principale maximale a dépassé la contrainte seuil σ_{th}

où la fonction de sensibilité F peut se mettre sous la forme :

$$F(\sigma_Y) = \left(\frac{\sigma_Y - \sigma_{Y0}}{\sigma_{u_CT} \cdot V_0^{1/m_CT}} \right)^{m_CT} \quad \text{(II-15)}$$

avec

σ_Y	MPa	Limite d'élasticité
σ_{Y0}	MPa	Limite d'élasticité seuil, représentative de la température en dessus de laquelle le clivage ne peut avoir lieu.
m_{CT}		Module Il a été déduit des essais sur AE
V_0	mm^3	Volume élémentaire
σ_{u_CT}	MPa	Contrainte de normalisation

II.5. Développement d'une formule analytique de calcul du volume seuil

Dans l'objectif d'une application du critère en contrainte seuil dans un contexte industriel sur une structure, il est important de pouvoir évaluer les différents paramètres du critère de manière simple. Au §II.4.2, nous avons calculé les volumes V_{th} grâce à un modèle Eléments Finis complexe. Dans le but de simplifier l'évaluation de ce volume V_{th} dans les applications à venir, nous cherchons ici à établir des relations simples entre V_{th} et les différents paramètres de l'essai considéré. Tous les volumes seuils sont pour le moment évalués pour une contrainte seuil de 1520 MPa.

II.5.1. Relations entre V_{th}, B et Δa

Sous hypothèse de plasticité confinée, pour une fissure stationnaire, [Chapuliot - 05] propose d'utiliser la représentation des contraintes de [McMeeking - 95] pour décrire le volume V_{th}. En supposant que ce volume est un cylindre dont une génératrice est le front de fissure rectiligne, il obtient :

$$V_{th} = \frac{B.\pi}{32}.\left(\frac{\sigma_Y}{\sigma_{th}} - \frac{1}{\alpha}\right)^2.\left(\frac{K_J}{\sigma_Y}\right)^4 \qquad \text{(II-16)}$$

Dans notre cas de figure, nous nous intéressons à la partie haute du domaine de transition où l'amorçage du clivage intervient après déchirure ductile. L'hypothèse de confinement de la plasticité n'est pas vérifiée. La validité de la relation simple II-16 est donc remise en cause pour notre application.

D'autre part nous devons prendre en compte l'avancée de déchirure ductile, notée Δa, dans l'expression du volume V_{th}.

Pour chaque calcul réalisé sur le matériau 22NiMoCr37 (Tableau II-3), les volumes V_{th} sont analysés en fonction de l'avancée de fissure ductile Δa et de l'épaisseur B de l'éprouvette. Deux relations sont alors mises en évidences :

- V_{th} est proportionnel à Δa pour chaque température et chaque géométrie.
- V_{th} est quasi-proportionnel à B^2 pour une température et une avancée de fissure ductile donnée

Les Figure II-24-a et Figure II-24-b illustrent la proportionnalité entre V_{th} et Δa pour les éprouvettes CT12,5 et CT50 respectivement, à toutes les températures.

Les Figure II-25-a et Figure II-25-b mettent en évidence la proportionnalité entre V_{th} et B^2. Les évolutions de V_{th}/B^2 en fonction de Δa se superposent pour 4 géométries à la même température.

D'où une 1ère expression simplifiée de V_{th} :

$$V_{th} = \beta(T).B^2.\Delta a \qquad \text{(II-17)}$$

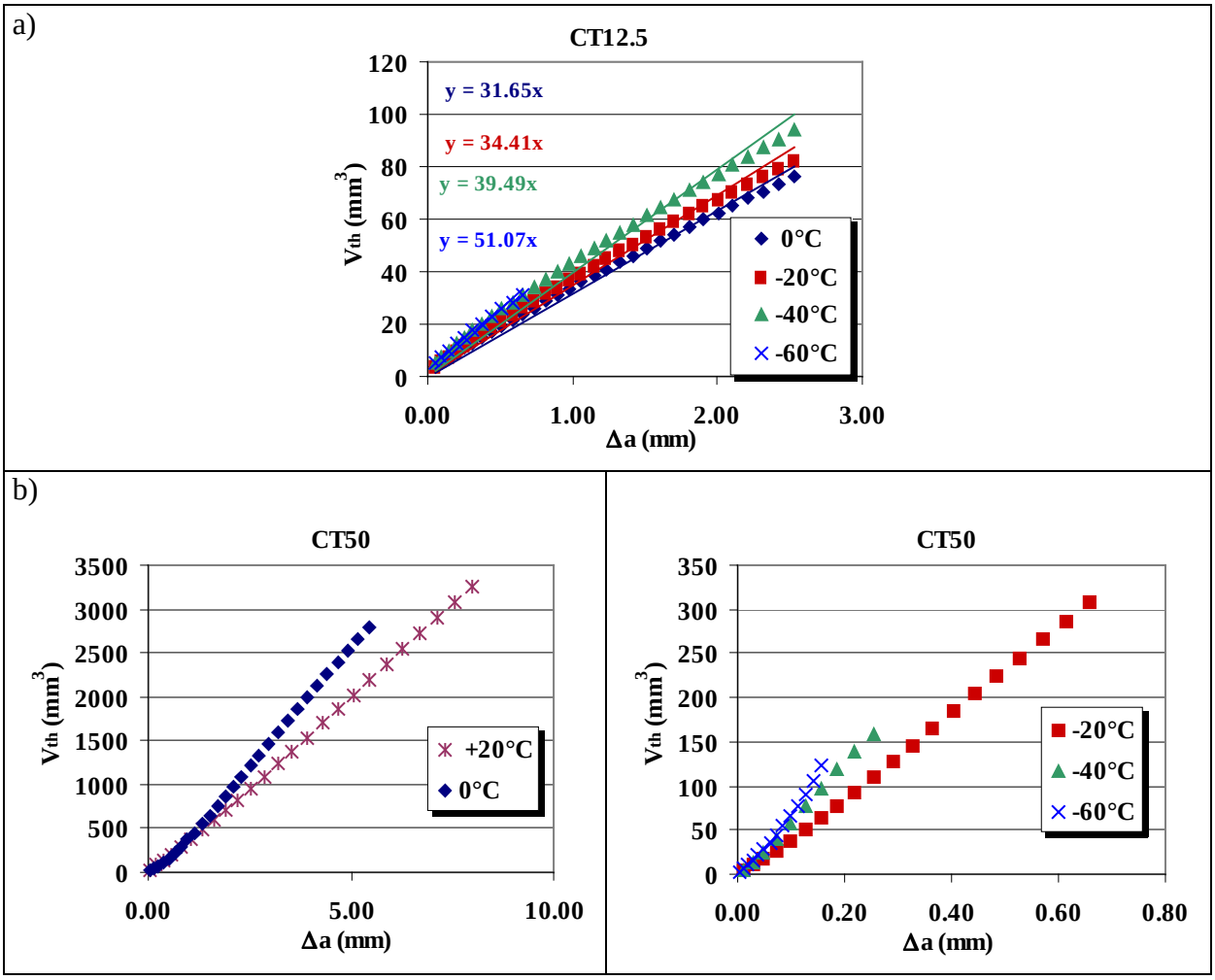


Figure II-24 : Mise en évidence de la proportionnalité entre V_{th} et Δa pour les éprouvettes CT12,5 et CT50.

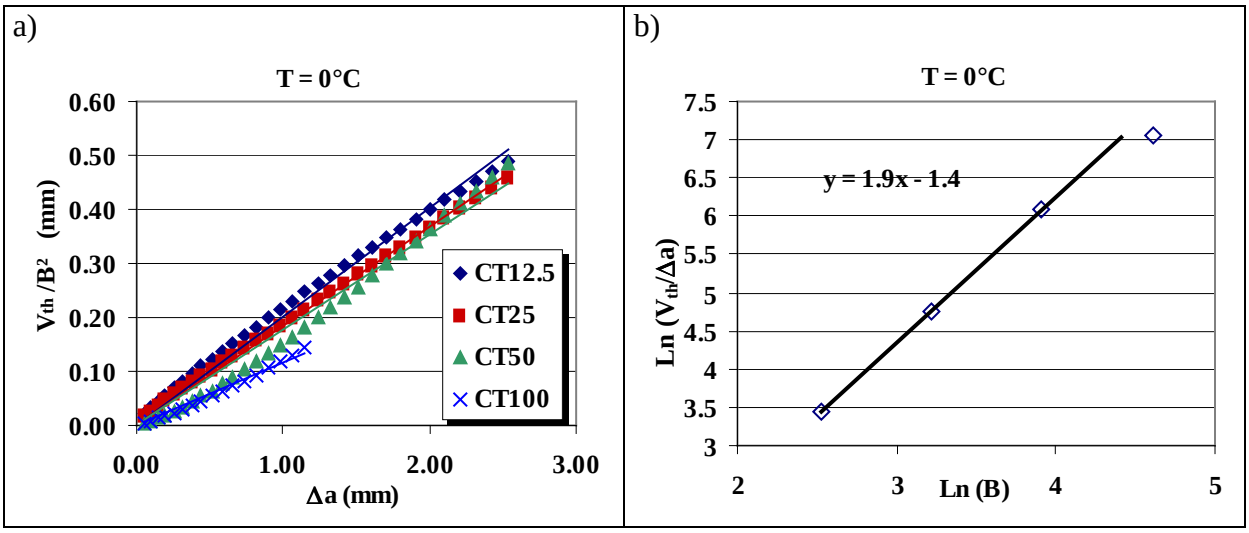


Figure II-25 : Mise en évidence de la proportionnalité entre V_{th} et B^2 pour 4 géométries d'éprouvettes CT homothétiques.

Il semble donc que dans le cas de la déchirure ductile, le volume V_{th} soit proportionnel au carré de l'épaisseur B de l'éprouvette, contrairement au cas de plasticité confinée où ce volume est proportionnel à B (relation II-16). Dans le cas des éprouvettes homothétiques, il est difficile de commenter ce résultat car toutes les dimensions sont elles-mêmes proportionnelles à B. Cette proportionnalité à B^2 cache donc peut-être une proportionnalité à l'épaisseur B du front de fissure d'une part et à la hauteur W de l'éprouvette d'autre part (W=2.B), ou à la longueur a_0 du défaut initial (a_0=B).

L'estimation du volume seuil par l'expression (II-17) néglige la valeur du volume seuil au moment de l'amorçage de la déchirure. En effet la contrainte principale maximale dépasse σ_{th} à l'amorçage (Figure II-14 a), il n'est donc pas nul. Cependant ce volume au moment de l'amorçage devient négligeable devant celui qui se développe en cas de propagation (Figure II-24). Nous le négligeons donc par la suite lors des estimations dans la partie haute de la transition.

II.5.2. Relation entre V_{th} et la limite d'élasticité

La Figure II-26 présente l'évolution du coefficient β en fonction de la limite d'élasticité pour les éprouvettes CT12,5 et CT50. Il semble indépendant de la taille de l'éprouvette. De plus, il varie linéairement avec la limite d'élasticité. Ce résultat semble cohérent puisque l'évolution en température de la limite d'élasticité est représentative de l'évolution en température de toute la courbe de traction qui pilote les niveaux de contrainte et donc V_{th}.

Finalement, pour toutes les tailles de CT pour des températures comprises entre -60°C et 20°C, on obtient une évolution linéaire de V_{th} en fonction de la limite d'élasticité :

$$V_{th} = \gamma\,(\sigma_Y - \sigma_{Y1}).B^2.\Delta a \qquad \text{(II-18)}$$

avec $\gamma = 0.003\ \text{MPa}^{-1}$

$\sigma_{Y1} = 415$ MPa

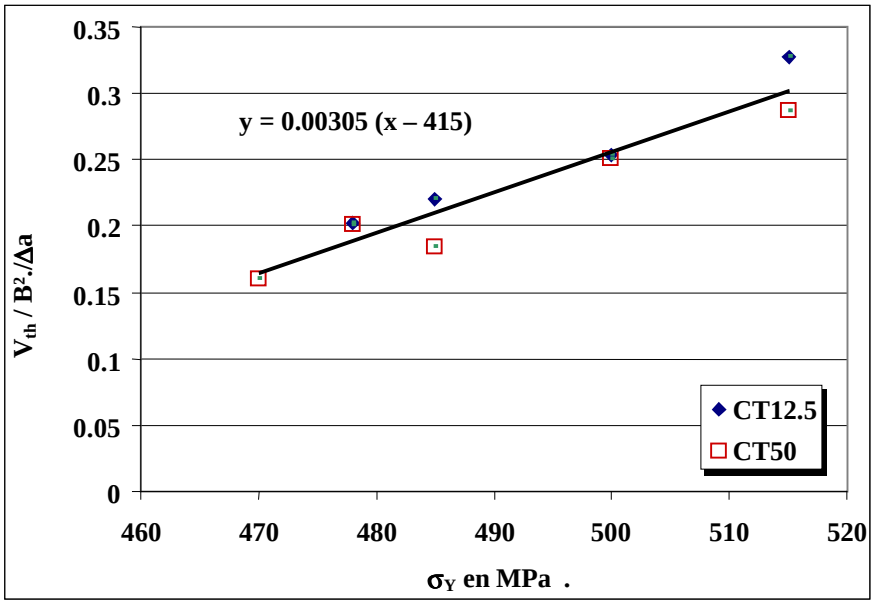


Figure II-26 : Evolution du coefficient β (relation(II-17)) avec la limite d'élasticité pour les éprouvettes CT12,5 et CT50 (σ_{th} =1520 MPa).

Les coefficients γ et σ_{Y1} sont obtenus ici pour la contrainte seuil σ_{th} de 1520 MPa identifiée pour l'acier 22NiMoCr37. Puisque σ_Y, B et Δa sont des paramètres matériaux et géométriques, γ et σ_{Y1} sont nécessairement dépendants de la valeur de σ_{th} .

II.5.3. Relation entre V_{th} et σ_{th}

Les relations obtenues jusqu'à présent entre V_{th} et les paramètres (B, Δa, σ_Y) ont été établies pour une seule valeur de contrainte seuil (σ_{th} =1520 MPa). Une étude numérique de l'influence de la valeur de σ_{th} sur la relation II-18 est menée pour les éprouvettes CT12,5. Les volumes V_{th} sont évalués, toujours à partir des modélisations du §II.3.2, sur une plage arbitraire de valeurs de σ_{th} varient de 1200 à 1650 MPa. Plusieurs remarques doivent être faites.

- Concernant le calcul de V_{th} lui-même, étant donné la taille de maille adoptée sur le ligament (250µm), le calcul des champs de contraintes en pointe de fissure n'est plus suffisamment précis pour l'évaluation du volume seuil pour σ_{th} proche des contraintes maximales atteintes (1600 MPa).
- La proportionnalité entre V_{th} et Δa reste vérifiée pour des valeurs de σ_{th} supérieures à 1400 MPa. En-dessous de cette valeur, un volume seuil à l'amorçage n'est plus négligeable.
- La proportionnalité entre V_{th} et B^2, ne peut être vérifiée puisque l'évaluation de l'influence de σ_{th} a été étudiée uniquement sur les éprouvettes CT12.5.
- La linéarité de l'évolution de V_{th} en fonction σ_Y est conservée, cependant les paramètres γ et σ_{Y1} varient en fonction de σ_{th} (Figure II-27).

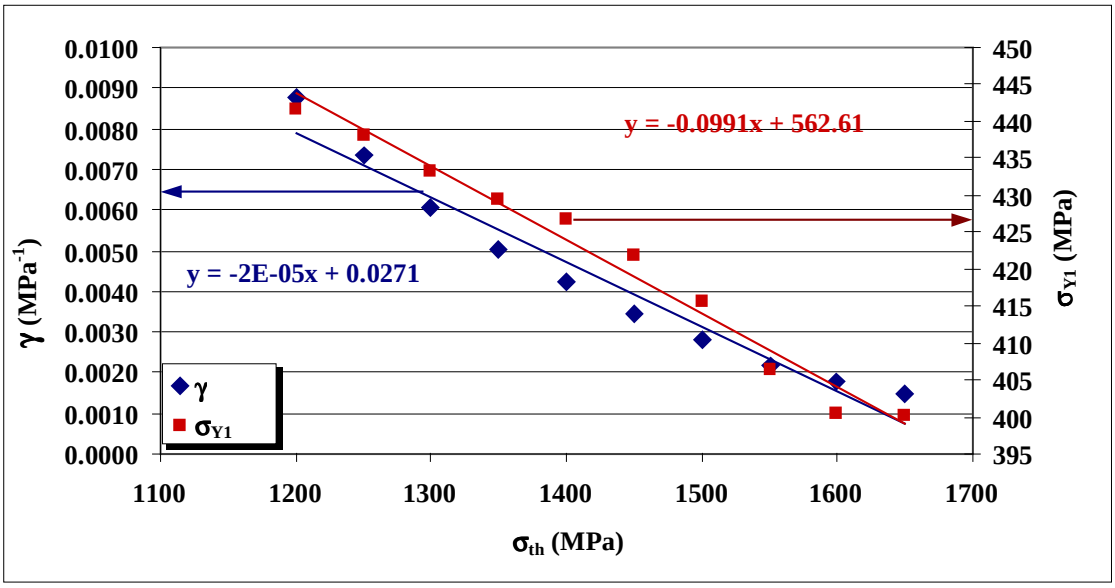


Figure II-27 : Evolutions de γ et σ_{Y1} en fonction de σ_{th}.

Les relations obtenues entre V_{th} et les paramètres de l'essai existent donc indépendamment du niveau de contrainte seuil sur une plage de 1400 à 1600 MPa. Cette observation légitime l'utilisation de ces relations pour d'autres matériaux.

II.5.4. Retour aux probabilités expérimentales : Comparaison avec le modèle

Selon le modèle en contrainte seuil et la relation II-18 pour le calcul de V_{th}, la probabilité de rupture par clivage des éprouvettes CT dans la partie supérieure du domaine de transition fragile/ductile peut s'écrire:

$$Pr = 1 - exp\left[-\frac{1}{V_0} \left(\frac{\sigma_Y - \sigma_{Y0}}{\sigma_{u_CT}} \right)^m \cdot \gamma \cdot \left(\sigma_Y - \sigma_{Y1} \right) \cdot B^2 \cdot \Delta a \right] \qquad \text{(II-19)}$$

Le jeu de paramètres identifiés sur une partie des essais d'éprouvettes CT de –60°C à 20°C selon le Tableau II-3 est rappelé dans le Tableau II-6.

$F(\sigma_Y)$			V_{th}		
m	$\sigma_{u_CT}.V_0^{1/m}$	σ_{Y0}	σ_{th}	γ	σ_{Y1}
-	(MPa.mm$^{1/m}$)	MPa	(MPa)	(MPa^{-1})	(MPa)
2.35	156	468	1520	0.0030	415

Tableau II-6 : Valeurs des paramètres du critère de rupture par clivage identifiés pour les éprouvettes CT sur le matériau 22NiMoCr37

L'utilisation de l'expression (II-19) permet de calculer l'avancée de déchirure ductile nécessaire pour avoir une probabilité de rupture fragile donnée. La Figure II-28 illustre cette possibilité pour une probabilité de 50%. On retrouve le décalage en température dû à l'effet d'échelle.

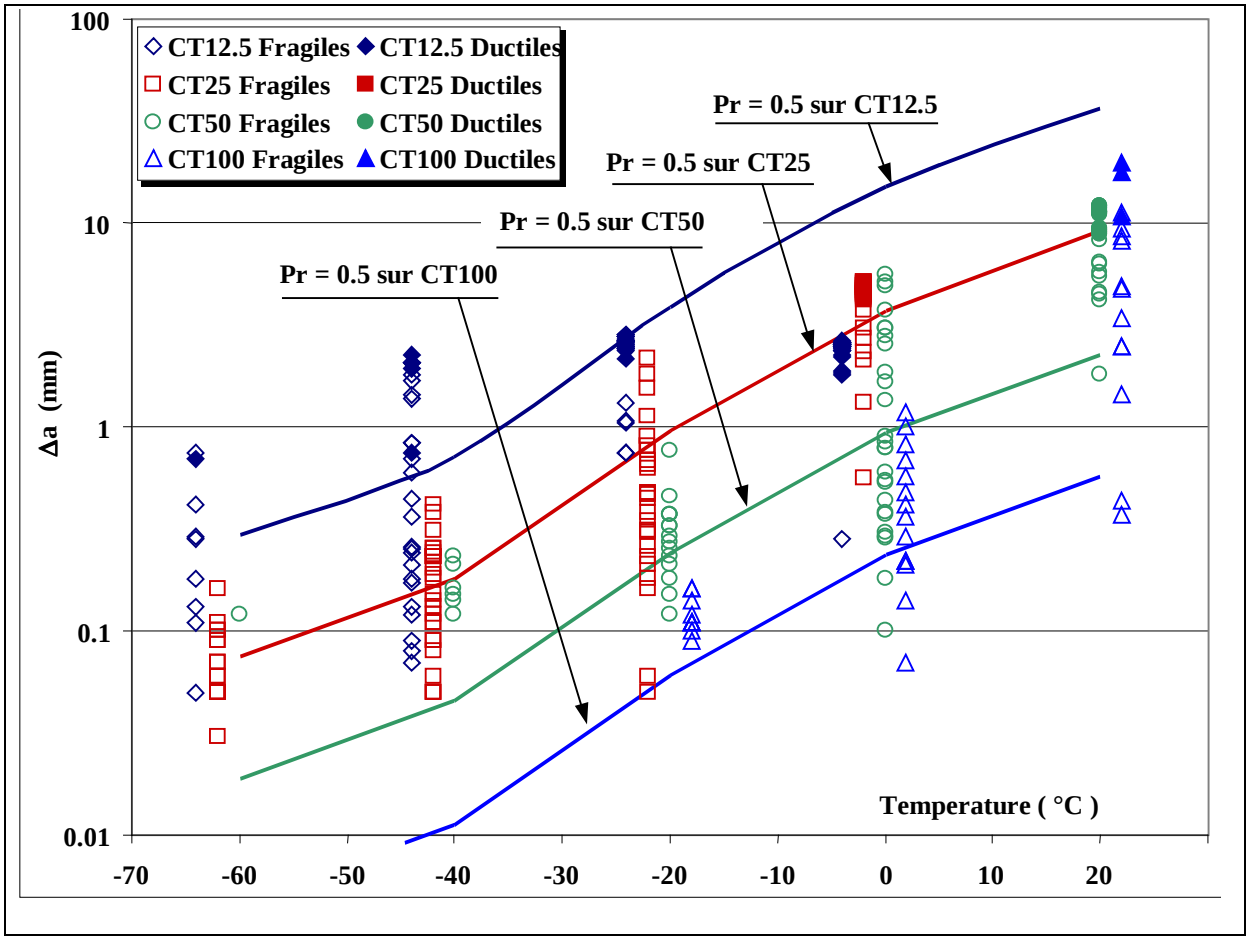


Figure II-28 : Evaluation de l'avancée de déchirure ductile correspondant à une probabilité de rupture fragile de 50% pour les 4 géométries d'éprouvettes CT pour des températures de -60°C à 20°C, à partir des paramètres identifiés sur une partie de ces mêmes essais (Tableau II-6). Les points expérimentaux sont reportés avec un léger décalage en température pour une meilleure lisibilité.

La Figure II-29 présente une comparaison des probabilités expérimentales et obtenues par le modèle pour la série d'essais sur CT100 à 20°C. Cette géométrie n'a pas été modélisée à cette température au §II.3.2, elle n'a donc servi ni à l'ajustement des paramètres de F, ni au développement de la formule analytique pour V_{th}. On constate un bon accord de toute la distribution de probabilité.

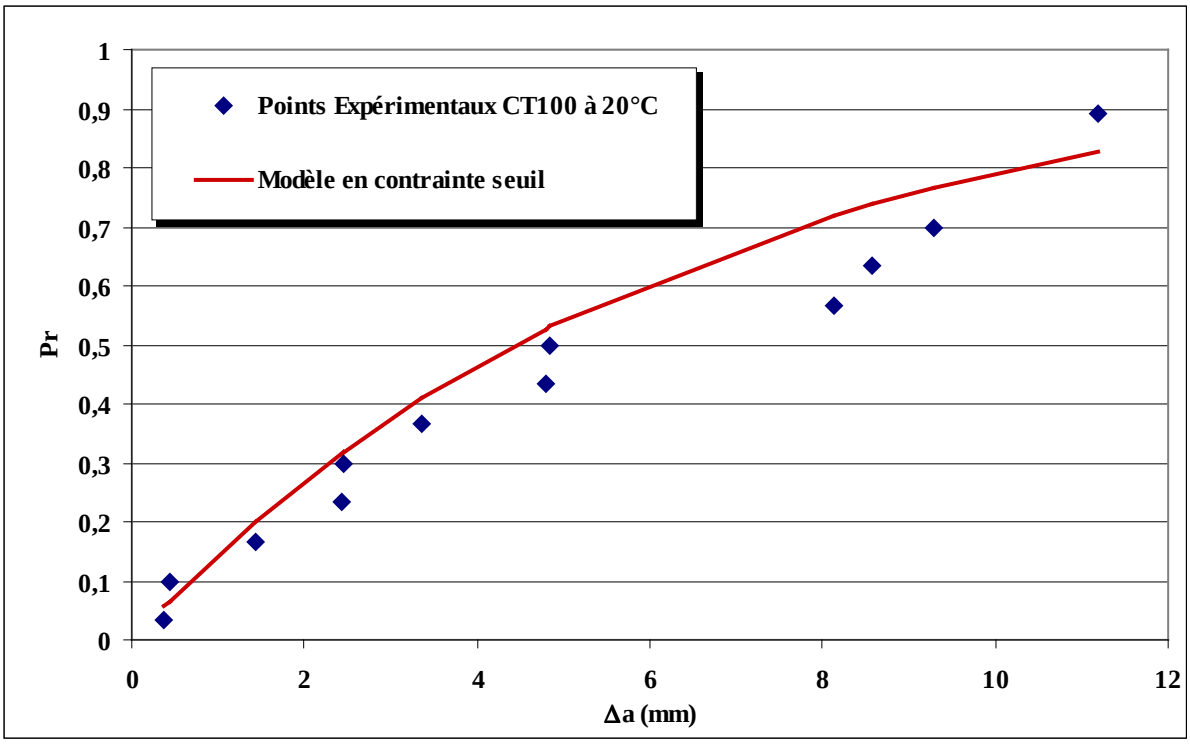


Figure II-29 : Comparaison des probabilités de rupture par clivage expérimentales et obtenues par le modèle pour la série d'essais sur CT100 à 20°C ne faisant pas partie des essais utilisés pour le calage des paramètres.

II.6. Discussion

II.6.1. Parallèle avec le modèle de Beremin

Dans sa formulation à trois paramètres, le modèle de Beremin inclut une contrainte seuil :

$$P_R = 1 - exp\left[-\int_V ln\left(\frac{1}{1-p_0}\right)\frac{dV}{V_0} \right] = 1 - exp\left[-\int_V \left(\frac{\sigma - \sigma_{th}}{\sigma_u}\right)^m \frac{dV}{V_0} \right] = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma_W}{\sigma_u}\right)^m \right]$$

avec :

V	Volume d'intégration
V_0	Volume élémentaire
p_0	Probabilité de rupture d'un volume élémentaire
σ	Contrainte principale maximale
σ_{th}	Contrainte seuil
σ_u	Facteur de normalisation
m	Module de Weibull,
σ_W	Contrainte de Weibull, issue de l'intégration sur V

De nombreux points communs peuvent donc être établis entre ce modèle et notre approche :

- Les deux approches sont basés sur la théorie du maillon le plus faible, elles s'écrivent donc sous la forme $P_R = 1 - \exp(-X)$
- La probabilité de rupture est nulle sous toute contrainte inférieure au seuil σ_{th}.
- Le volume d'intégration selon Beremin peut donc être réduit au même volume seuil V_{th} que dans notre approche.

En revanche, la définition de la probabilité de rupture p_0 d'un maillon élémentaire est très différente. Elle est exprimée selon Beremin par la loi de Weibull dépendant de la contrainte. Dans notre approche, nous considérons une probabilité p_0 constante sur le V_{th} et nulle ailleurs. C'est une hypothèse forte de notre modèle. Elle sous-entend que :

- p_0 varie peu sur le volume V_{th} car ce volume est petit comparativement au volume V (Figure II-18) et le gradient de contrainte y est nécessairement moindre.
- p_0 varie peu en cours de déchirure ductile car le profil de contrainte ne s'amplifie plus, il mais se translate avec l'avancée de fissure.

Si l'on remonte à l'expression de p_0 à partir de F on obtient sa valeur moyenne sur V_{th} :

$$p_0 \sim ln\left(\frac{1}{1-p_0}\right) = \left(\frac{\sigma_Y - \sigma_{Y0}}{\sigma_u}\right)^m \qquad \text{(pour } p_0 \text{ petit)} \qquad \text{(II-20)}$$

Cette valeur correspond à une moyenne du champ de contrainte lui-même sur V_{th}, formulée en fonction de la limite d'élasticité.

II.6.2. Intérêts de la nouvelle formulation

Dans la formulation de la probabilité de rupture fragile proposée, le volume V_{th} permet à lui-seul de rendre compte des effets d'échelle et de la déchirure ductile. Ce résultat constitue un point essentiel dans l'objectif de garantir une bonne transférabilité du modèle.

Par ailleurs, la fonction F regroupe les propriétés du matériau. La sensibilité au clivage s'exprime à travers les paramètres m, σ_u et V_0. La limite d'élasticité σ_Y traduit la dépendance en température. Seul le paramètre σ_{Y0} dépend des champs mécaniques. Pour la grande série d'éprouvettes CT analysée, une contrainte σ_{Y0} commune convient.

Nous avons vu que la forme de la fonction F pouvait être déduite de la probabilité de rupture fragile des éprouvettes AE. Le module m est commun aux éprouvettes CT et AE. Les niveaux de contrainte principale maximale à rupture sont similaires sur les deux géométries d'éprouvette. La formulation du critère en contrainte seuil permet un découplage de l'effet du volume sollicité et de l'effet du niveau de contrainte sur la probabilité de rupture. Sur les éprouvettes AE, hors présence de fissure, c'est la contrainte qui domine et pilote le clivage.

Comparativement au modèle de Beremin, plusieurs difficultés de transférabilité sont évitées, notamment en améliorant l'applicabilité. On note que :

- Le module m parfois très élevé du modèle de Beremin nécessite un calcul extrêmement fin des champs de contrainte pour évaluer la contrainte de Weibull σ_W. Cette précision n'est pas nécessaire dans notre approche. Le calcul de V_{th} est moins exigeant sur la description des champs, ce qui est très intéressant, car en présence de déchirure ductile, il est difficile d'accéder à une grande précision sur les contraintes.

- Le problème de la dépendance de la probabilité de rupture au volume d'intégration du modèle de Beremin est ici résolu puisque l'on ne s'intéresse qu'au volume seuil.
- Les difficultés d'identification des paramètres du modèle de Beremin sont en partie liées à la formulation de la probabilité. En réduisant le module m (d'un facteur 10) grâce à l'introduction de la contrainte seuil, l'identification doit être facilitée. Les applications à venir nous permettrons de vérifier ce point.

II.6.3. Points à éclaircir

Dans notre approche, le paramètre σ_{Y0} a été déduit de la contrainte seuil via le coefficient α de la formulation de McMeeking (cf. II.3.2.2). Ce coefficient a été évalué à partir d'une moyenne des rapports $\frac{\sigma_{11_MAX}}{\sigma_Y}$ au moment de l'amorçage ductile sur les modélisations par éléments finis (Figure II-14). Cependant, ce coefficient semble varier légèrement avec la taille de l'éprouvette. Il paraît indépendant de la température pour les éprouvettes CT50, mais évolue légèrement pour les éprouvettes CT12,5. Ces incohérences relèvent sans doute de la précision du calcul des contraintes en pointe de fissure. Etant donné la taille de maille constante de 250 µm utilisée sur le ligament pour les 4 géométries, plus l'éprouvette est grande plus le calcul est précis.

De plus, le niveau de contrainte évolue en pointe de fissure en cours de déchirure ductile (Figure II-15) : on observe une augmentation régulière du pic de la contrainte principale. Là encore, le fait de considérer une contrainte σ_{Y0} constante durant la propagation constitue une approximation. Un travail de validation plus large doit donc être mené concernant l'identification de F.

Par ailleurs, on a vu que le modèle de Beremin, qui utilise la description complète du champ de contraintes (et non une simple moyenne), souffre de problèmes de transférabilité. Il est possible qu'il s'agisse de difficultés issues d'une hypothèse du modèle lui-même et non à son application. Une dépendance du paramètre σ_{Y0} uniquement au champ de contrainte semble donc restrictive. Une dépendance à la triaxialité ou au niveau de plasticité est également possible. De nouvelles analyses sur d'autres géométries d'éprouvettes permettraient de travailler sur ce point. La base des essais de l'ESIS sur le matériau 22NiMoCr37 contient des résultats de rupture fragile sur des barreaux en flexion et en traction. Plusieurs résultats sont également disponibles sur des éprouvettes de flexion en croix.

La contrainte seuil σ_{th} a été évaluée sur éprouvettes AE à –150°C. A cette température, la rupture est totalement fragile et intervient à de faibles chargements. On n'observe pas de rupture par instabilité plastique comme c'est le cas à des températures plus hautes. En effet, [Chapuliot - 04] montre que, à très basse température, on évite un effet de la plasticité sur les niveaux de contrainte à rupture mesurés. Nous faisons ensuite l'hypothèse que cette contrainte seuil ne dépend ni de la température ni du confinement ni de la déformation plastique. Cette supposition signifie que d'une part le mécanisme de clivage est identique sur les éprouvettes AE à très basse température et sur les éprouvettes CT dans le haut de la transition, et que d'autre part σ_{th} n'est pas influencée par les forts niveaux de plasticité résultant de la déchirure. Des observations au MEB seraient nécessaires pour vérifier la nature des mécanismes de clivage.

II.7. Conclusions

Le travail développé dans ce chapitre constitue la première étape de notre étude visant à évaluer la température d'apparition du risque de rupture fragile sur une structure mince contenant un joint soudé. Cette première partie se concentre sur l'établissement d'un critère de rupture fragile en présence de déchirure ductile. On s'efforce dans ce développement de réduire le problème grâce à plusieurs hypothèses simplificatrices de manière à ce qu'une application à une structure mince contenant un joint soudé soit réalisable. Notons dès maintenant que cela impose que les paramètres du critère soit identifiables à partir d'un nombre réduit d'essais sur petites éprouvettes prélevées dans un joint soudé.

II.7.1. Résultats acquis sur le critère de rupture fragile dans le domaine de transition fragile/ductile

L'analyse réalisée dans ce chapitre s'appuie sur les essais de rupture sur éprouvettes AE et CT de la base ESIS du projet *Euro Fracture Toughness* sur un acier de cuve 22NiMoCr37. Elle se résume par les étapes suivantes :

- Les essais sur éprouvettes AE à très basse température (-150°C) ont mis en évidence une contrainte seuil en dessous de laquelle le clivage n'a pas lieu. Cette contrainte seuil est évaluée par calage d'une loi de distribution de Weibull des contraintes principales maximales à rupture ; elle reste proche de la plus basse de ces contraintes à rupture.
- Une grande partie des essais sur éprouvettes CT12.5, CT25, CT50 et CT100 de –60°C à 20°C ont été simulés par des calculs aux éléments finis reproduisant la déchirure ductile par relâchements de nœuds pilotés sur la base de la courbe J-Δa expérimentale (dont on a montré la transférabilité entre ces éprouvettes CT). Le comportement global des éprouvettes est fidèlement reproduit par cette méthode.
- Le volume cumulé ayant dépassé la contrainte seuil σ_{th}, noté V_{th}, a été évalué à partir de ces calculs pour les essais à 0°C sur les 4 géométries et pour les géométries CT12.5 et CT50 à toutes les températures étudiées.
- Une nouvelle méthode de calcul de la probabilité de rupture par clivage expérimentale a été adoptée. Elle permet aussi de rendre compte des essais sur éprouvettes n'ayant pas clivé.
- La probabilité expérimentale de rupture par clivage (exprimée sous la forme *Pr' = - Ln (1-Pr)*) est proportionnelle au volume V_{th} via un coefficient F, que nous avons appelé fonction de sensibilité. Cette proportionnalité est cohérente avec l'hypothèse du maillon le plus faible.

$$Pr = 1 - exp\left[-F \cdot V_{th}\right]$$

- La fonction de sensibilité F dépend de la température mais pas de la taille de l'éprouvette. Sa dépendance au confinement de plasticité n'a pas été évaluée ici. La fonction F peut être exprimée selon la formule :

$$F(\sigma_Y) = \frac{1}{V_0}\left(\frac{\sigma_Y - \sigma_{Y0}}{\sigma_{u_CT}}\right)^{m_{CT}}$$

où m_{CT} est égal au module de la distribution de Weibull identifiée sur les éprouvettes AE.

II.7.2. Retour aux objectifs

Dans l'objectif de déterminer les conditions d'une probabilité de rupture par clivage nulle sur un nouveau matériau dans un cadre industriel, une démarche a été définie et validée : une contrainte seuil σ_{th} est déterminée sur une série d'essais sur éprouvettes AE à très basse température. Cette identification répond à la demande de simplicité et d'applicabilité.

L'analyse des essais de rupture sur éprouvettes CT a fait apparaître la linéarité entre la probabilité de rupture et le volume ayant dépassé la contrainte seuil σ_{th}, montrant ainsi la pertinence du critère proposé. La fonction F, représentant la sensibilité au clivage est dépendante de la température. Cette fonction permet donc de décrire la probabilité de rupture et fait ressortir trois paramètres supplémentaires. Le premier, le module m, est identique à celui déterminé sur les essais d'éprouvettes AE. Le second, σ_{Y0}, exprime une dépendance *a priori* au confinement. Le troisième, $\sigma_{u_CT} .V_0^{1/m}$, doit être identifié par une série d'essais sur éprouvettes fissurées. Un travail de validation plus large doit être mené sur l'identification de F.

Cette étude a également permit d'établir un nombre important de relations simplifiant l'identification des paramètres du critère :

- Une nouvelle manière d'exprimer la probabilité de rupture expérimentale a été mise en avant. Elle permet de prendre en compte les deux modes de rupture rencontrés dans le haut de la transition (fragile et ductile).
- Sur les éprouvettes CT, le volume seuil V_{th} est proportionnel au carré de l'épaisseur B de l'éprouvette et à l'avancée de déchirure ductile Δa. Il évolue linéairement en fonction de la limite d'élasticité.

La même démarche va être appliquée au matériau TU42C. Dans cette application, nous nous intéressons plus particulièrement à la limite supérieure du domaine de transition, c'est-à-dire la température à laquelle le clivage disparaît. Nous évaluerons expérimentalement la dépendance à la géométrie de cette limite supérieure en nous appuyant sur des essais sur éprouvettes CT et SENB prélevées dans l'épaisseur du tube. L'identification des paramètres du critère va être réalisée à partir de ces mêmes essais. En ce qui concerne le joint soudé, un travail de caractérisation important doit être mené au préalable.

II.8. Références

[Anderson –93] T.L. Anderson, R.H. Dodds Jr, Simple Constraint Corrections for Subsize Fracture Toughness Specimens, *Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension, ASTM STP 1204*, W.R. Corwin, F.M. Haggag W.L. Server, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp.93-105.

[Bernauer et al.-00] G. Bernauer, W. Brocks, Micromechanical modeling of ductile damage and tearing. Results of a European numerical round robin, Report GKSS--2000/15 ISSN 0344-9629, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH - Germany. Inst. fuer Materialforschung, 2000.

[Chapuliot - 04] S. Chapuliot, Proposition d'un critère simple pour la rupture de l'acier de cuve dans le domaine de la transition fragile/ductile, *Rapport Interne CEA*, SEMT/LISN/RT/04-019/A, 2004.

[Chapuliot - 05] S. Chapuliot, Compléments pour la proposition d'un critère de rupture fragile, Analyse de l'existence d'un K_{MIN} et de la prise en compte de la longueur du front de fissure, *Rapport Interne CEA*, SEMT/LISN/RT/05-009/A, 2005.

[Heerens et al.-02] J. Heerens, D. Hellmann, Development of the Euro fracture toughness dataset. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 69, 421-449, 2002.

[McMeeking - 95] R.M. McMeeking, D.M. Parks, On criteria for J-dominance of crack tip fields in large scale yielding – ASTM-STP 1291, pp. 175-194, 1995.

Chapitre III - Caractérisation du Matériau TU42 C

Sommaire du Chapitre III

III.1. Présentation du matériau 111

III.2. Comportement mécanique 114

III.3. Propriétés de résilience 116

III.4. Résistance à la déchirure ductile 117
III.4.1. Détermination du critère d'amorçage J_i 118
III.4.1.1. Détection de l'amorçage ductile 118
III.4.1.2. Evaluation numérique de J_i 119
III.4.2. Détermination du critère de propagation G_{fr} 122
III.4.2.1. Evaluation de la longueur de fissure en cours d'essai. 122
III.4.2.2. Tracé des courbes J-Δa et J_{Mpl}-Δa 124

III.5. Caractérisation de la partie supérieure de la courbe de transition 125
III.5.1. Démarche et Protocole expérimental. 125
III.5.2. Température d'apparition du clivage 126
III.5.3. Mécanismes d'amorçage du clivage après déchirure ductile 128
III.5.3.1. Localisation des sites d'amorçage du clivage 128
III.5.3.2. Identification des mécanismes d'amorçage du clivage 131

III.6. Conclusions sur la caractérisation du matériau TU42 C 133

III.7. Références 135

III.1. Présentation du matériau

Le matériau de l'étude est un acier au Carbone-Manganèse utilisé pour le circuit secondaire des réacteurs à eau sous pression (REP), de dénomination française TU42 C. Il a été approvisionné pour cette étude par le LISN auprès du fournisseur ESSINOX S.A. et répond à la spécification imposée par le code RCC-M M1141 Niveau 2 Ed. 2000. Le matériau initial se présente sous la forme d'un tube de diamètre externe 219.1 mm pour une épaisseur de 16mm. Il a été extrudé à chaud puis a subi un traitement thermique de normalisation : maintien à 920°C durant 10 min puis refroidissement à l'air calme. Sa composition chimique, donnée par le fabricant (Mannesmann Röhr), est indiquée dans le Tableau III-1. Les directions L, S et T d'orientation par rapport au tube sont définies en Figure III-1.

Elément	**%C**	**%Si**	**%Mn**	**%P**	**%S**	**%Cu**	**%Sn**	**%Fe**
Min		0.07	0.40					
Max	0.22	0.40	1.05	0.040	0.040	0.25	0.030	
Mesuré	**0.19**	**0.19**	**0.77**	**0.013**	**0.006**	**0.02**	**0.003**	Balance

Tableau III-1 : Composition chimique en pourcentages massiques de l'acier TU42 C de l'étude, et spécifications du RCC-M M1141.

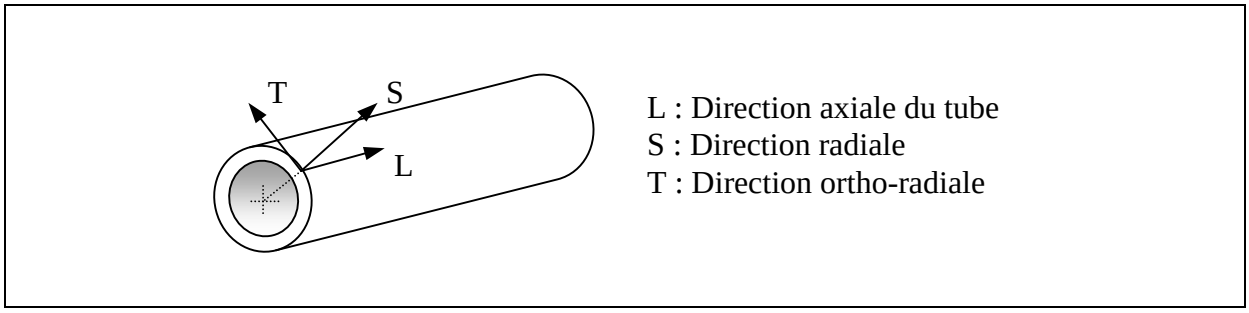


Figure III-1 : Schéma d'orientation du tube.

Un examen métallographique du matériau a été réalisé au microscope optique après une attaque chimique au Nital (2%). Les Figure III-2, Figure III-3, Figure III-4 et Figure III-5 montrent deux phases :

- la ferrite α en clair ;
- la perlite, eutectoïde Fer-Carbone, constituée d'agrégats lamellaires de ferrite α et de cémentite Fe_3C.

Entre les grains de ferrite, on distingue un liseré de cémentite tertiaire, due à la diminution de solubilité du carbone dans la ferrite α entre 723°C et l'ambiante. La structure très allongée dans le sens axial (L) du tube a pour origine la mise en forme par extrusion à chaud. Cette anisotropie de microstructure ne devrait cependant pas influer sur les résultats des essais de mécanique de la rupture, car nous avons pris la précaution d'orienter toutes nos éprouvettes de manière à ce que les fissures se propagent exclusivement perpendiculairement au sens de laminage.

On évalue sur ces micrographies une taille moyenne de grains de 25µm.

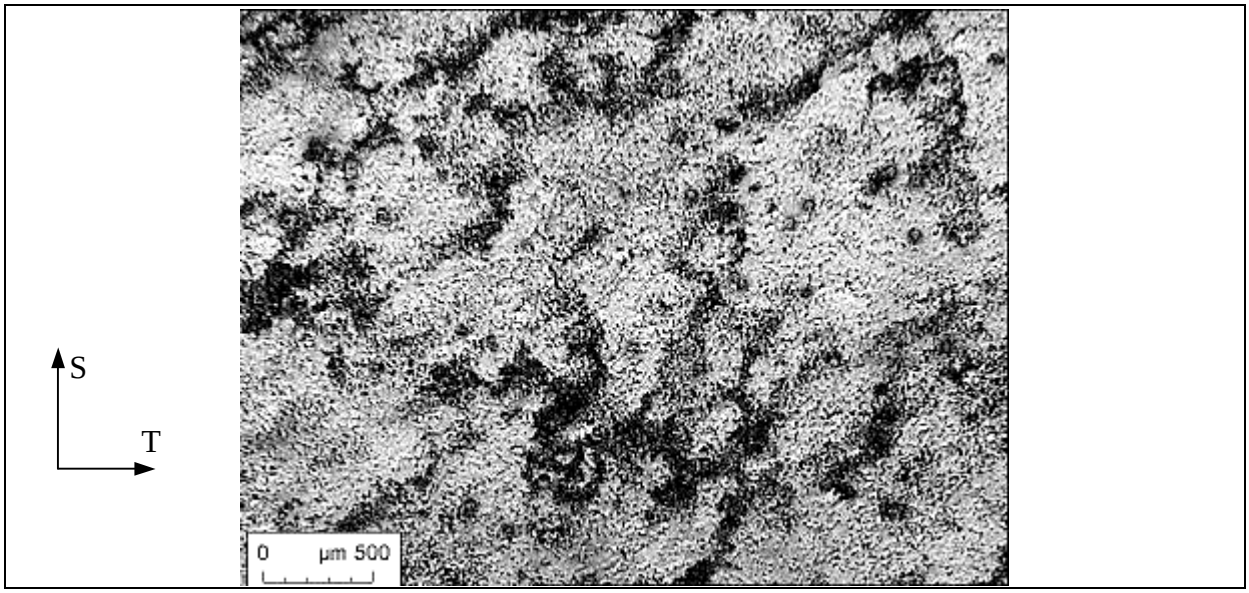


Figure III-2 : Microstructure de l'acier TU42 C : Echantillon 695B1BY, Sens TS, grossissement x2.5

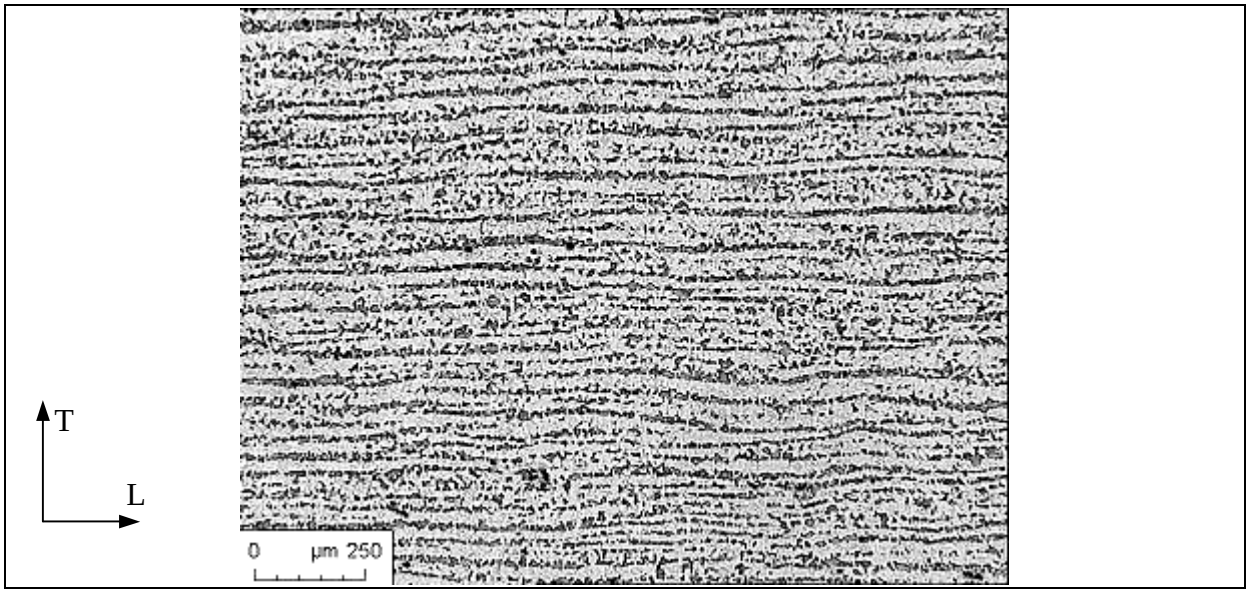


Figure III-3 : Microstructure de l'acier TU42 C : Echantillon 695B1CA, Sens LT, grossissement x2.5

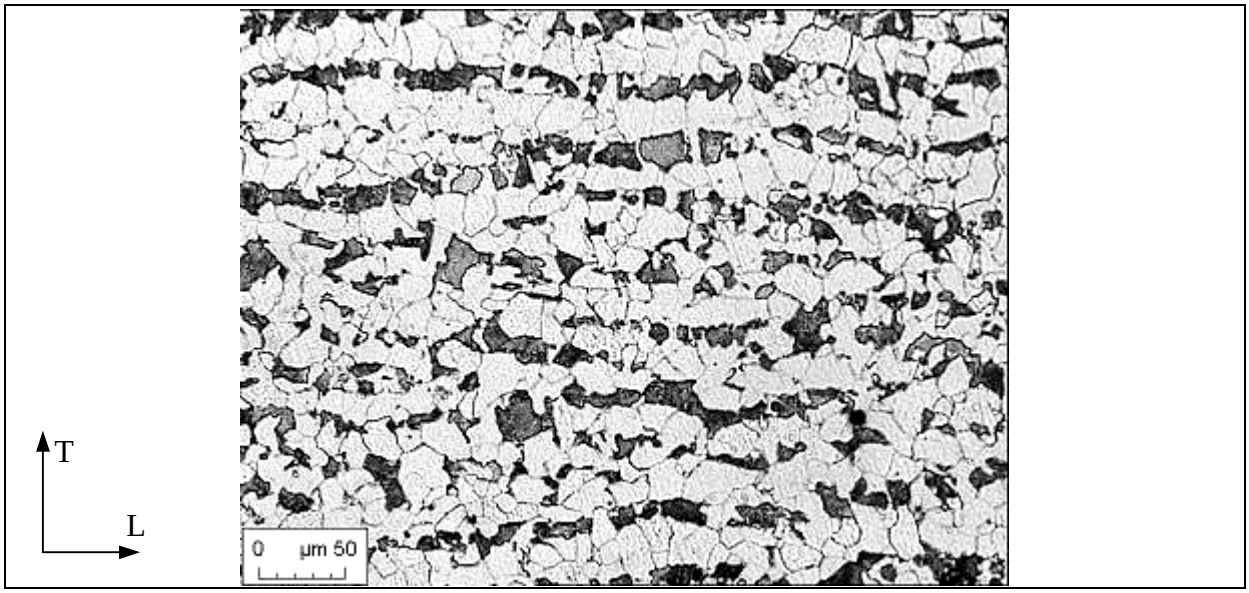


Figure III-4 : Microstructure de l'acier TU42 C : Echantillon 695B1CA, Sens LT, grossissement x20

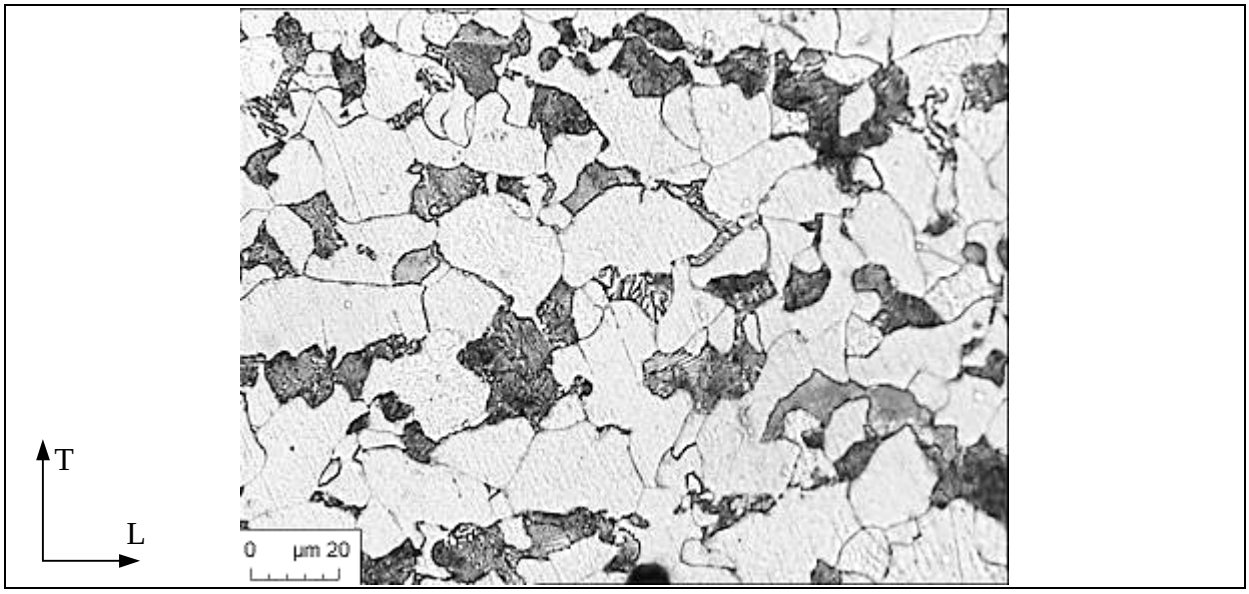


Figure III-5 : Echantillon 695B1CA, Sens LT, grossissement x50

Des mesures de dureté Vickers sont effectuées dans toute l'épaisseur du tube, sous une charge de 20 daN. Le diamètre apparent de l'empreinte varie très peu (entre 0.515 et 0.520 mm), pour toutes les mesures. On en déduit une dureté de :

$$Hv = P/S = \frac{1.854 \cdot P}{d^2} = \frac{1.854 \cdot 20}{0.515^2} = 140 \quad HV$$

Le coefficient 1.854 est le rapport géométrique entre la surface totale des facettes de la pyramide et celle de sa base.

Tant du point de vue de la micrographie que de la dureté, le matériau est parfaitement homogène dans l'épaisseur du tube.

Une analyse qualitative des inclusions présentes dans le métal est réalisée. Un polissage fin est effectué sur une face d'orientation LS (Figure III-6). Aucune attaque chimique n'est utilisée pour cette analyse. Trois types d'impuretés sont observées :

- les oxydes : ce sont les plus grosses inclusions rencontrées, elles atteignent une vingtaine de microns. Elles se situent dans des cavités de forme irrégulière ;
- les sulfures : ce sont les inclusions les plus fréquentes. Ils sont globalement sphériques, de quelques microns de diamètre et se caractérisent par un noyau sombre et un corps gris bleuté ;
- des piqûres : ce sont de petites cavités parfaitement sphériques de l'ordre du micron issues de l'emprisonnement des gaz lors de la solidification de l'acier.

La Figure III-6 n'est pas représentative de la fréquence d'apparition de chacune de ces impuretés mais a été choisie car elle permet de les comparer.

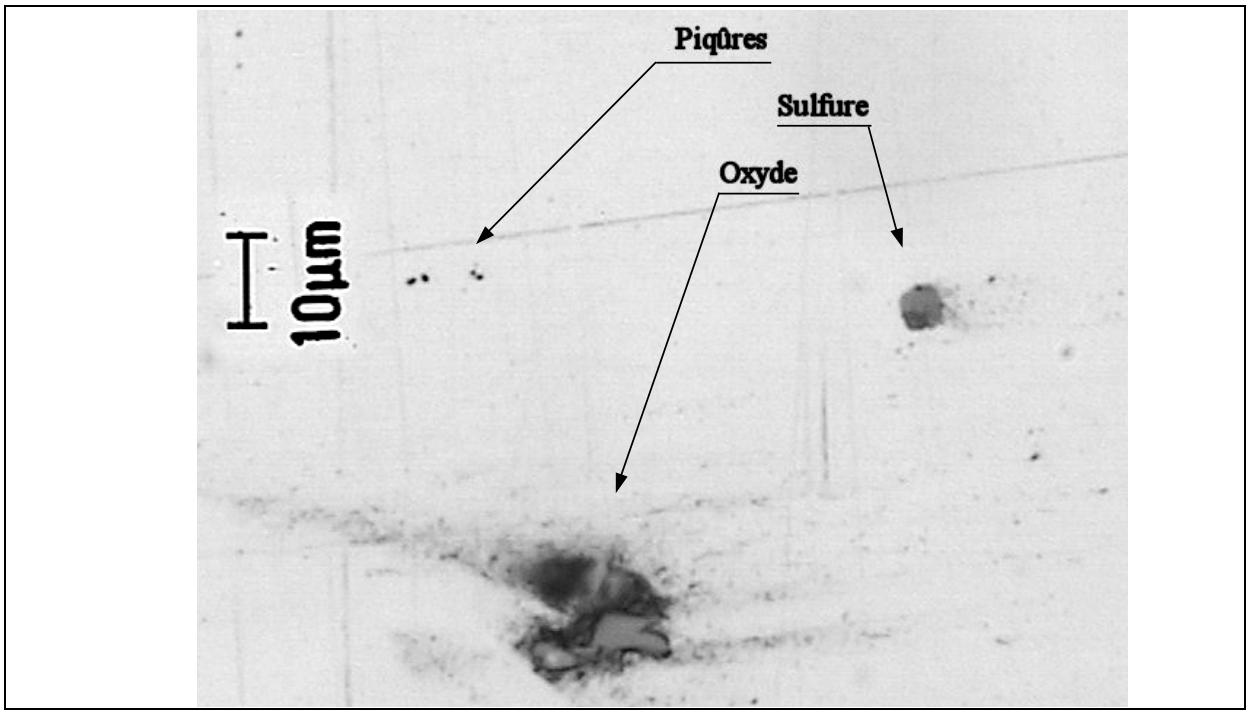


Figure III-6 : Inclusions dans l'acier TU42 C de l'étude.

III.2. Comportement mécanique

Les propriétés de traction du matériau TU42 C sont évaluées en fonction des besoins d'interprétation des essais de rupture à venir. Deux géométries d'éprouvettes de traction cylindriques lisses sont utilisées, de diamètres ∅4 et ∅10, prélevées dans les sens T et L respectivement. Ces essais de traction, réalisés sur machine servo-hydraulique, sont décrits plus en détail en Annexe A (géométries des éprouvettes, conditions d'essais, liste des éprouvettes, etc). La vitesse de déplacement du vérin est fixée à 5 mm/min pour les éprouvettes ∅10 et à 1.66 mm/min pour les éprouvettes ∅4, ce qui correspond à une vitesse de déformation moyenne de $1{,}4 \times 10^{-3}\ s^{-1}$. Les remarques suivantes peuvent être faites :

- la limite d'élasticité dépend fortement de la température : de 315 MPa à l'ambiante à 760 MPa à –175°C (Figure III-7) ;
- le palier de Lüders est très long à toutes les températures : autour de 3% de déformation (Figure III-8) ;

- on observe une limite haute d'élasticité ReH élevé, de 20 à 100 MPa supérieure à ReL (Figure III-7) ;
- les comportements observés dans les deux directions L et T sont identiques. La réduction diamétrale des éprouvettes est parfaitement axisymétrique. Le comportement du matériau est donc isotrope.

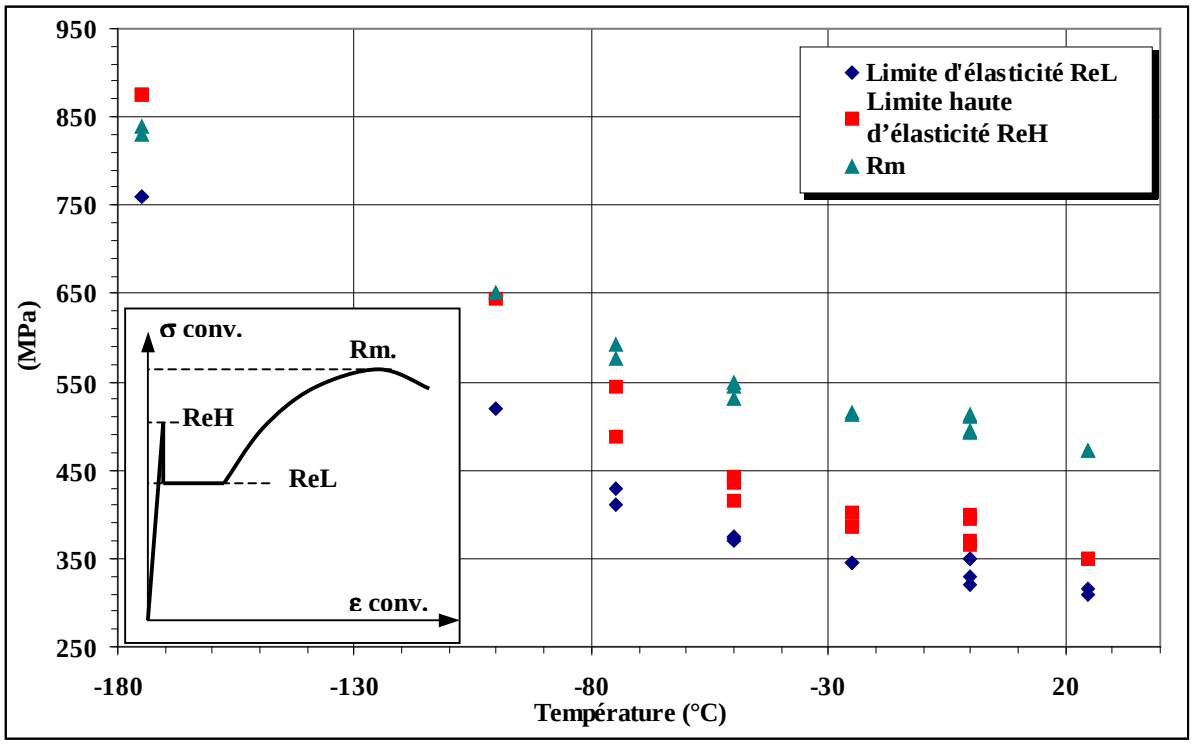


Figure III-7 : Evolution en température des contraintes caractéristiques en traction du matériau TU42 C entre –175°C et 25°C.

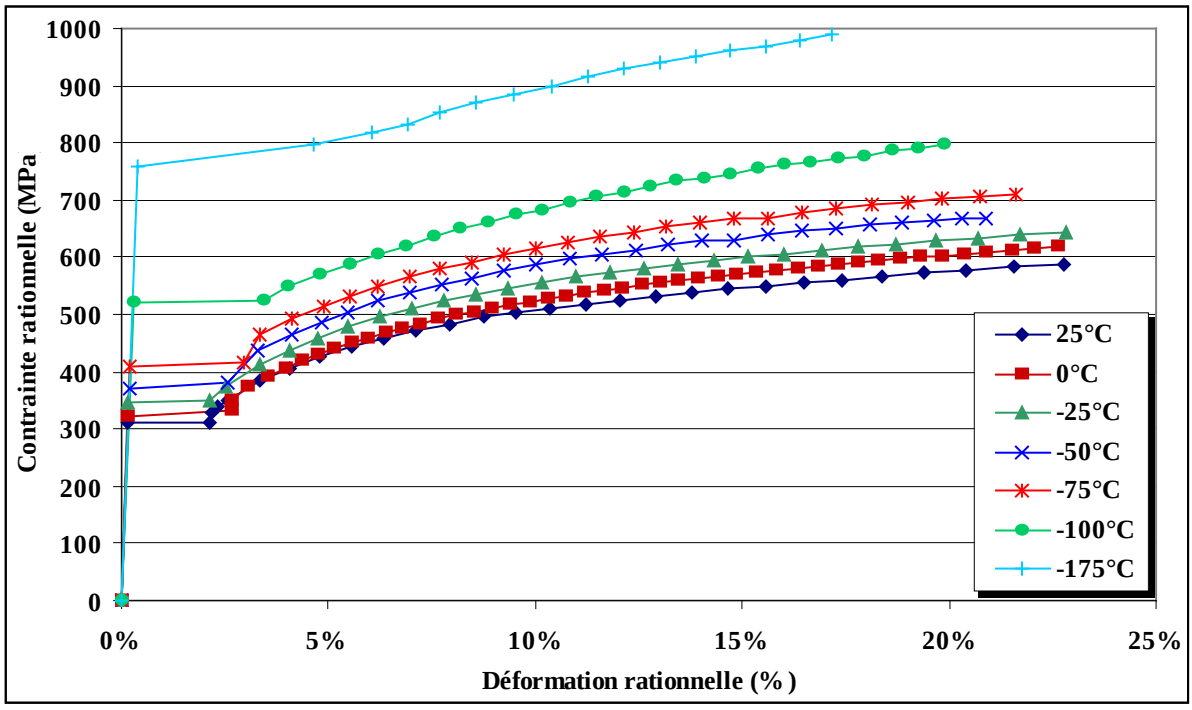


Figure III-8 : Courbes rationnelles de traction du matériau TU42 C.

Par manque d'information, on suppose un module d'Young E constant de 204 GPa et un coefficient de Poisson ν de 0.3. Pour des températures intermédiaires, les courbes de traction sont déduites point par point par interpolation linéaire.

III.3. Propriétés de résilience

Des essais de résilience ont été réalisés sur éprouvettes Charpy-V suivant la norme [AFNOR -90] NF EN 10045-1. Les éprouvettes sont prélevées de telle manière que le plan de fissuration soit perpendiculaire à la direction axiale L et que la fissure avance dans la direction radiale S. Ceci correspond au sens de sollicitation d'une fissure circonférentielle débouchante pour un chargement de flexion sur le tube. Les résultats sont détaillés en Annexe B.

La courbe de transition en résilience est donnée sur la Figure III-9. Elle est définie par un ajustement en fonction tangente hyperbolique des énergies de rupture en fonction de la température (en °C). Les données issues du dossier de qualification du fournisseur sont parfaitement cohérentes avec les nôtres et sont donc ajoutées à la courbe.

$$Kcv = 112 + 112\ Tanh\left(\frac{T+20.7}{38.9}\right) \qquad (J/cm^2)$$

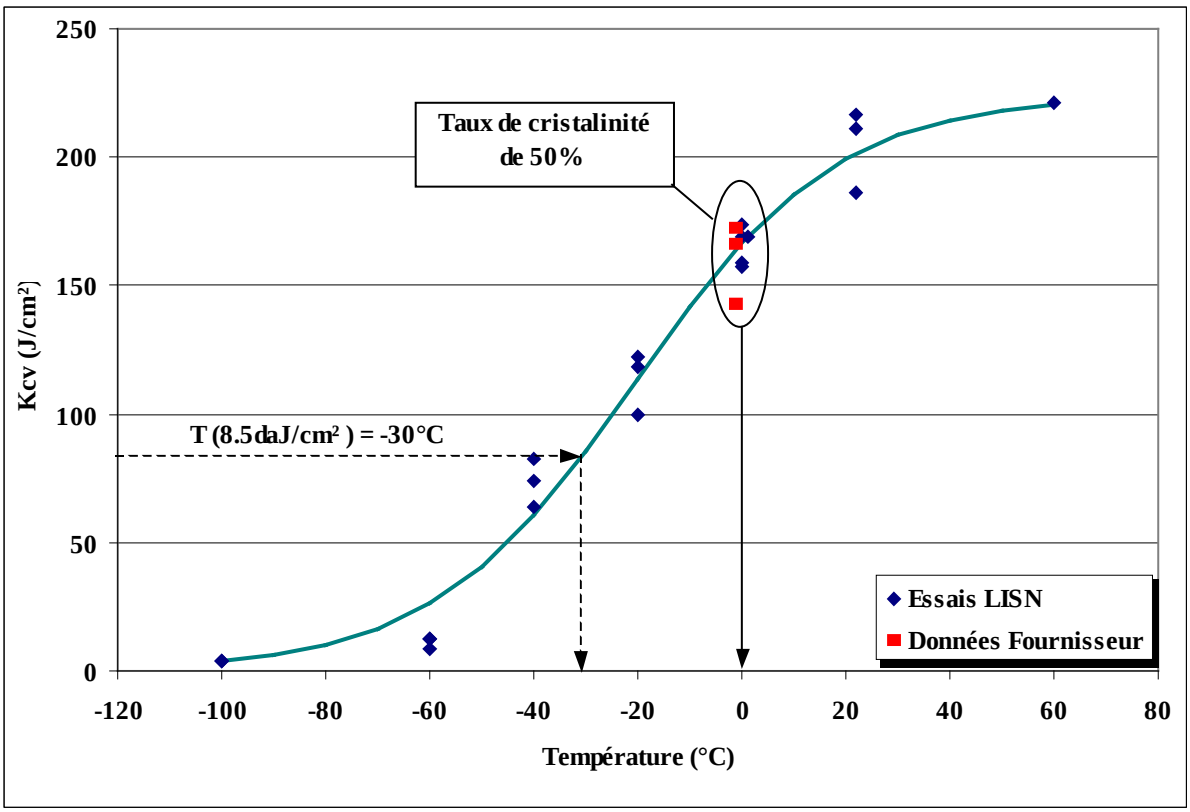


Figure III-9 : Courbe de transition en résilience de l'acier TU42 C

Les remarques concernant cette courbe de transition en résilience sont les suivantes :

- le palier haut peut être évalué autour de 225 J/cm² et le palier bas est de quelques J/cm² seulement ;

- la zone de transition en résilience s'étale de –100°C à 60°C ;

Les faciès montrent une rupture mixte fragile/ductile jusqu'à la température ambiante.

Différentes valeurs de température de transition peuvent être définies suivant le critère adopté (Tableau III-2). On évalue de plus une RT_{NDT} à –63°C environ (=TK8,5-33°C).

TK7 (°C)	TK8,5 (°C)	TK 0,9mm (°C)	FATT50 (°C)
-36	-30	-40	-2

Tableau III-2 : Valeurs des températures de transition déduites des essais de résilience.

III.4. Résistance à la déchirure ductile

La plus grande éprouvette CT qu'il est possible de prélever dans l'épaisseur du tube de 16 mm est une CT12 dont la géométrie est rappelée Figure III-10.

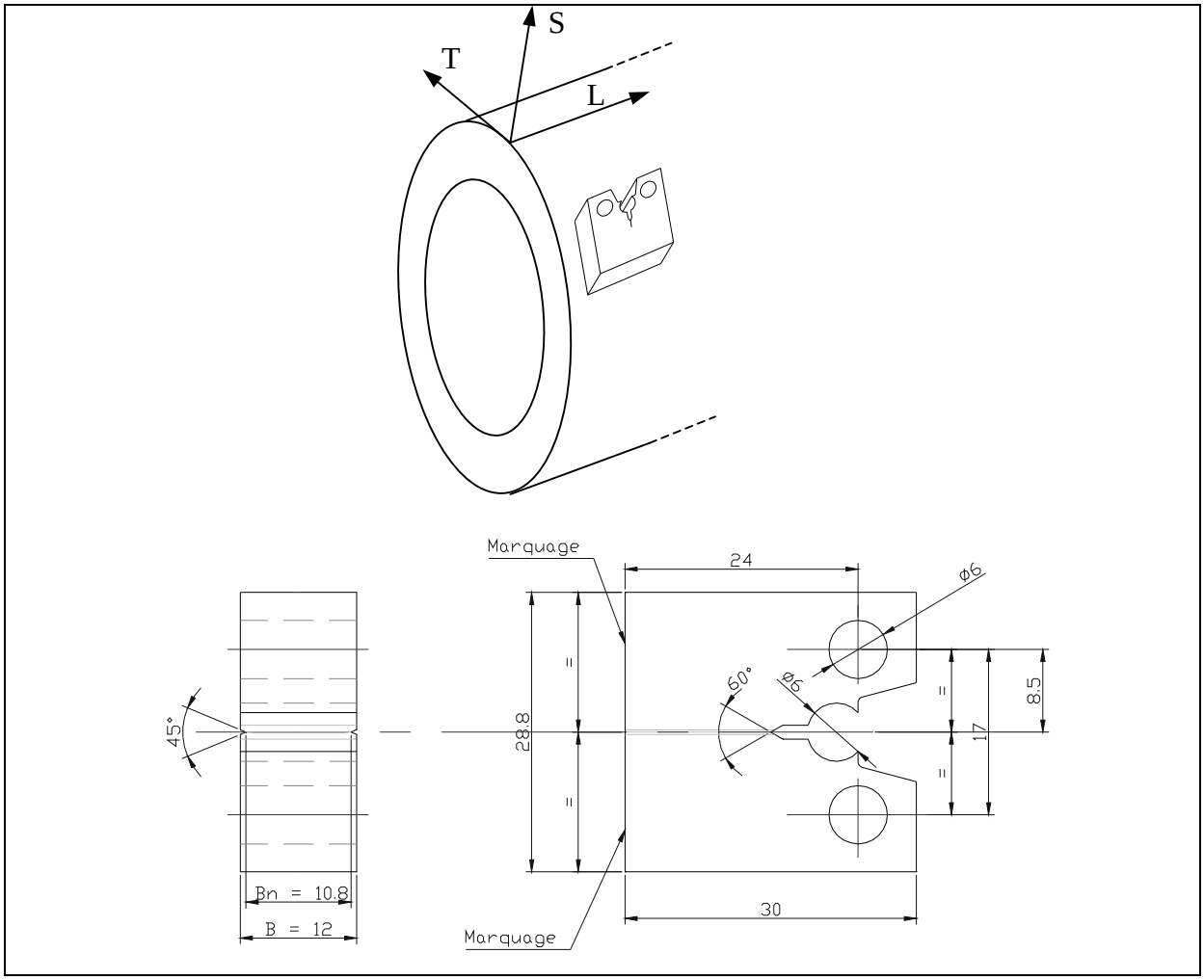


Figure III-10 : Schéma de prélèvement et Géométrie des éprouvettes CT12

A température ambiante, trois essais de déchirure sont conduits sur cette géométrie suivant la norme ASTM 1820 [ASTM - 99]. Ces essais sont plus largement détaillés en

annexe C. Une préfissuration par fatigue à ΔK décroissant de 25 à 15 MPa.$\sqrt{m}$ est préalablement réalisée sur une longueur de 1.5 à 2 mm (a/W = 0.55). L'essai de déchirure est mené sur une machine servo-hydraulique à une vitesse de déplacement du vérin imposée de 0.5 mm/min avec des décharges partielles pour la mesure de complaisance. Outre la force et le déplacement vérin, on enregistre également l'ouverture de fissure via un extensomètre et la variation de DDP entre les lèvres de fissure. Le dépouillement permet de déterminer les propriétés de déchirure du matériau.

III.4.1. Détermination du critère d'amorçage J_i

III.4.1.1. Détection de l'amorçage ductile

L'intégrale J est calculée analytiquement selon la norme [ASTM-99] 1820 à partir de l'aire sous la courbe *Force-Ouverture de fissure*. L'amorçage de la déchirure ductile est détecté par un changement de pente dans la variation de DDP (Figure III-11). On observe dans un premier temps une chute de la DDP correspondant à la montée en charge élastique, puis une stabilisation et une croissance régulière. Cette croissance s'accélère à l'amorçage de la déchirure ductile. Cependant, la précision de cette technique dépend de la propreté du signal de DDP et le point d'amorçage n'est pas toujours nettement marqué. Plusieurs essais ont montré une valeur à l'amorçage proche de 230 kJ/m².

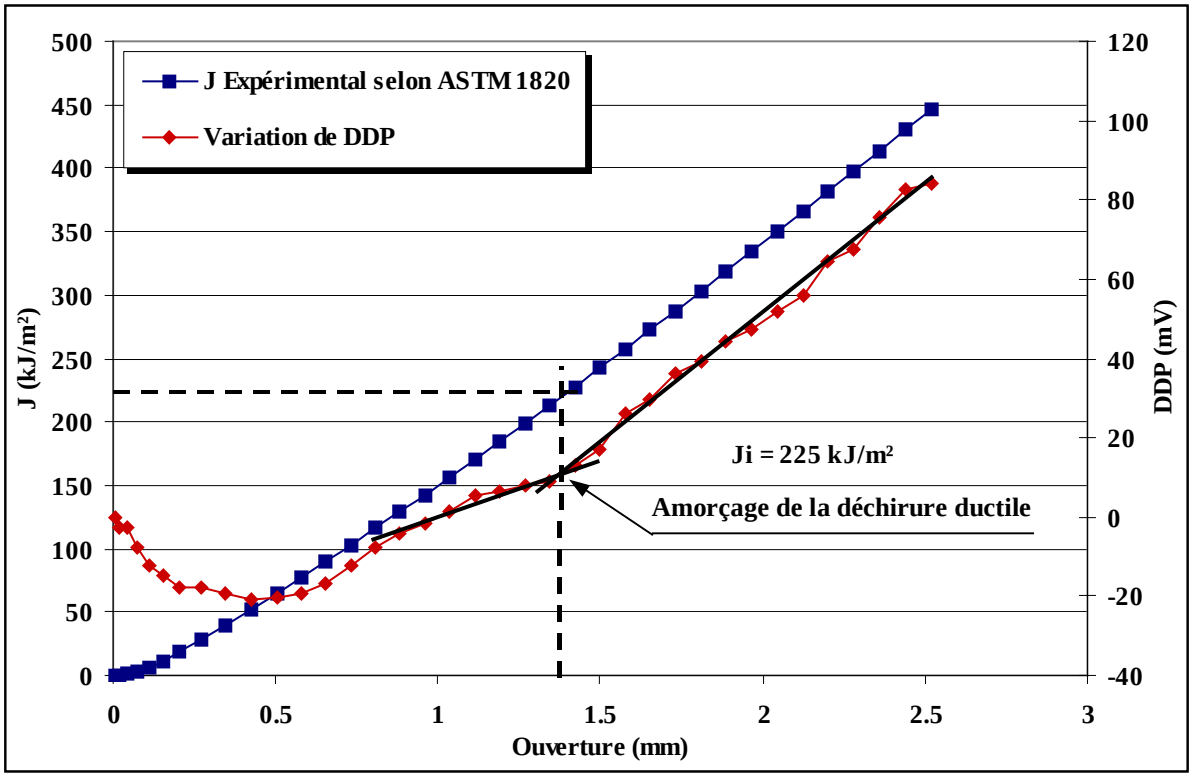


Figure III-11 : Détermination expérimentale de J_i par un changement de pente sur la variation de DDP (Essai N°04-069)

Cependant, on sait que, dans les éprouvettes de faible épaisseur, il existe un gradient de triaxialité important [Chapuliot - 98]. Un état de contraintes planes sur les flancs et un état de déformations planes au centre de l'éprouvette conduisent à une variation de J dans l'épaisseur. La valeur mesurée ici à l'amorçage correspond donc à une valeur moyenne et non à une valeur critique.

III.4.1.2. Evaluation numérique de J_i

Afin de calculer la valeur de J_i pour une valeur moyenne de J à l'amorçage de 230 kJ/m², une modélisation numérique de l'essai sur CT12 à 25°C est entreprise. Pour cela, un modèle 2D sous hypothèse de déformations planes et un modèle 3D utilisant des éléments quadratiques sont mis en oeuvre. Le comportement est supposé élasto-plastique. Le matériau répond à un critère d'écoulement de Von Mises et la courbe de traction utilisée est celle issue des essais présentés au §III.2. Le calcul ne prend pas en compte les grands déplacements ni les grandes déformations afin de garder la validité du calcul de J. En effet l'hypothèse des grands déplacements et grandes déformations fait apparaître des zones de décharge en pointe de fissure. Ces décharges impliquent la perte de l'indépendance au contour du calcul de J. Le front de fissure est discrétisé en 30 éléments de taille 125x180x250 μm^3 (Figure III-12). Seul ¼ de l'éprouvette est modélisé, compte tenu des symétries. Les entailles latérales sont également prises en compte. On ne simule pas la propagation ductile, le calcul est dit « stationnaire ».

Le comportement global de l'éprouvette est correctement reproduit par le modèle 3D malgré l'hypothèse de petits déplacements et petites déformations (Figure III-13). On observe, sur la courbe expérimentale, une accélération de l'écrouissage après le virage plastique, que l'on n'observe pas sur la courbe numérique. Cette tendance est certainement due au palier de Lüders observé sur ce matériau et est difficilement reproductible par le calcul. Après 2 mm d'ouverture, les courbes numériques et expérimentales s'écartent à cause de l'avancée de fissure ductile non prise en compte par le calcul. On confirme par ailleurs qu'un modèle 2D sous hypothèse de déformations planes est insuffisant pour reproduire le comportement global.

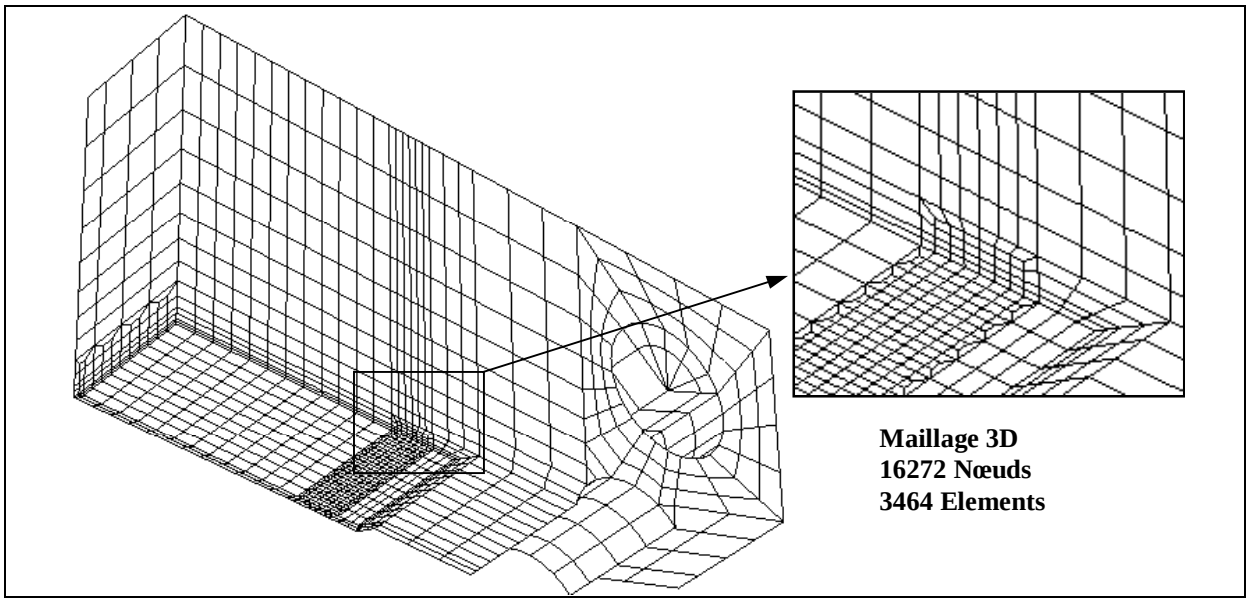


Figure III-12 : Modélisation par éléments finis de l'éprouvettes CT12.

Les valeurs de J sont calculées par la méthode G(θ) le long du front de fissure pendant tout le chargement imposé. On évalue donc une valeur maximale et une valeur moyenne de J pour chaque point de chargement. L'évolution de ces valeurs est comparée à celle calculée par la norme à partir de l'aire sous la courbe *Force-Ouverture* expérimentale. La valeur

numérique moyenne de J correspond parfaitement à la valeur expérimentale issue de la norme (Figure III-14). En revanche, la valeur maximale de J est nettement supérieure à la valeur moyenne. Cette différence est issue du gradient de triaxialité le long du front de fissure présent dans une éprouvette de faible épaisseur (Figure III-15). Pour la valeur moyenne à l'amorçage de 230 kJ/m², la valeur maximale obtenue est :

$J_i = 285\ kJ/m^2$

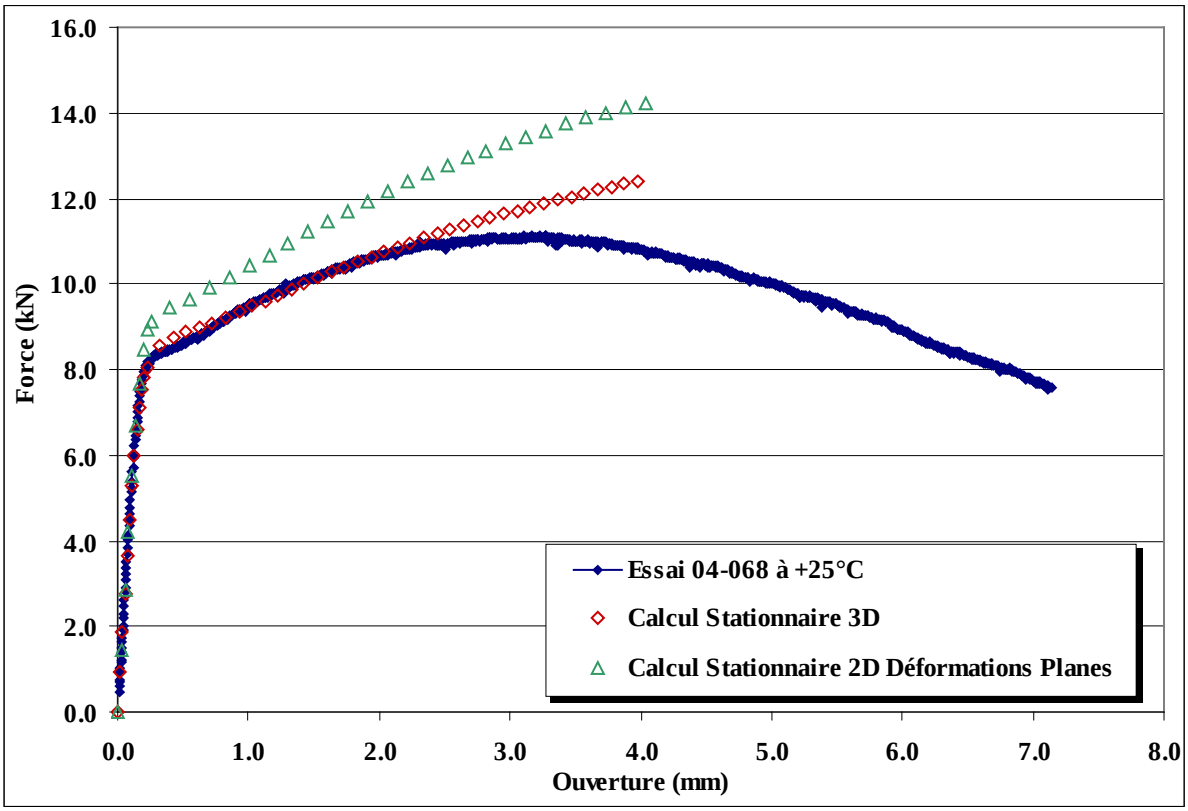


Figure III-13 : Comparaison du comportement *Force-Ouverture* lors de l'essai de déchirure sur CT12 à 25°C (N°04-068) et de celui issu de la modélisation par éléments finis. Les séquences de décharges partielles n'ont pas été tracées ici.

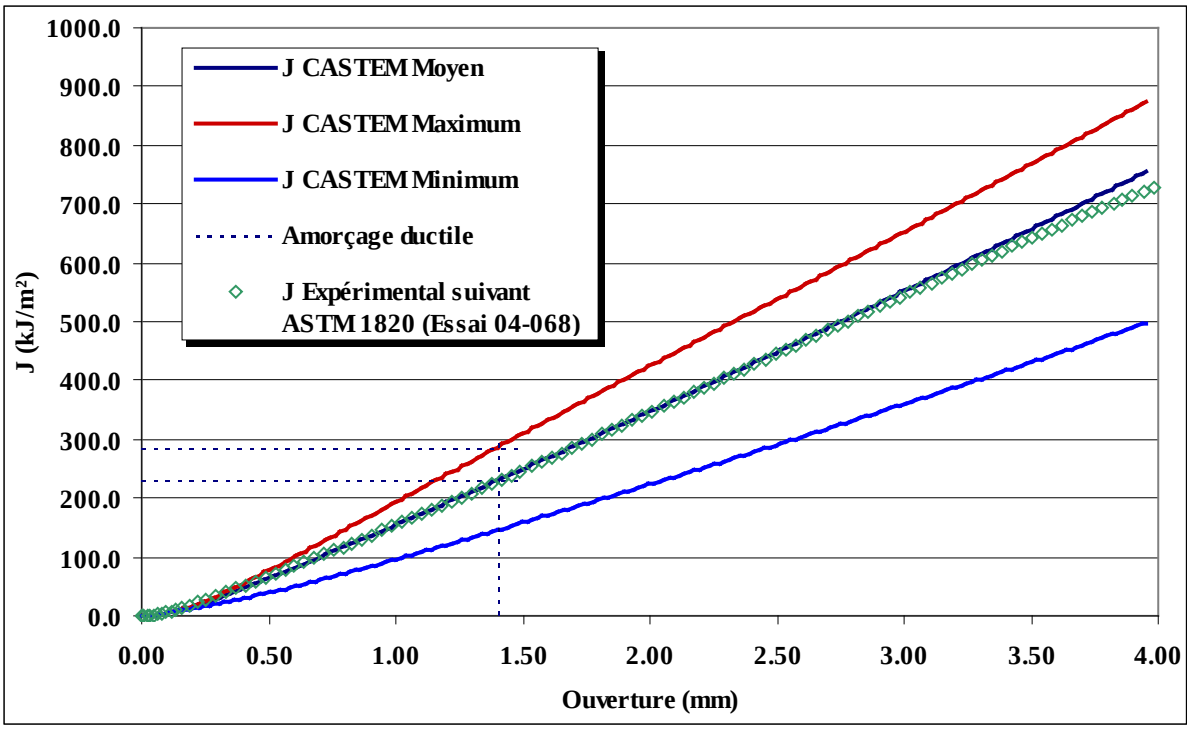


Figure III-14 : Comparaison des valeurs de J numériques et obtenues suivant la norme au cours de l'essai. La valeur numérique moyenne de J correspond parfaitement à la valeur expérimentale issue de la norme.

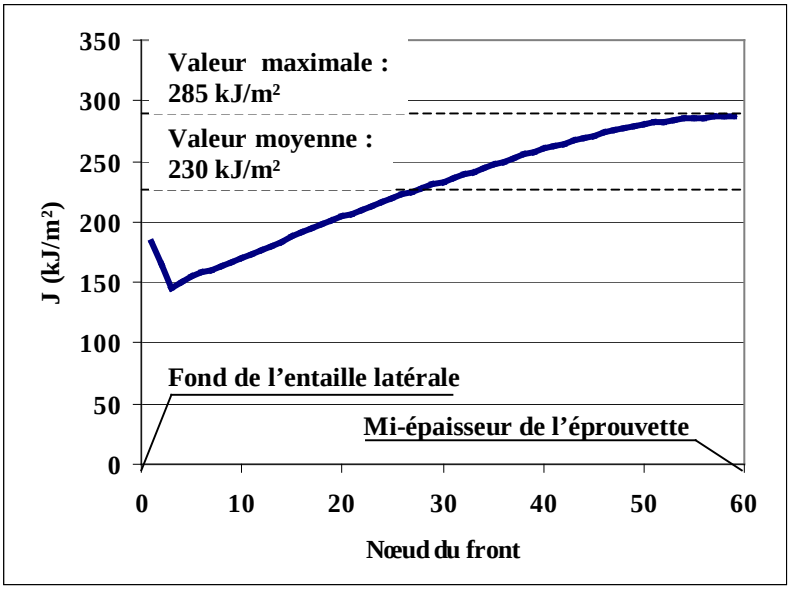


Figure III-15 : Evolution de J le long du front de fissure pour une valeur moyenne de 230 kJ/m².

III.4.2. Détermination du critère de propagation G_{fr}

III.4.2.1. Evaluation de la longueur de fissure en cours d'essai.

Deux méthodes sont utilisées et comparées pour mesurer la longueur de fissure en cours de propagation : par mesure de complaisance à chaque décharge partielle et par mesure de DDP.

Pour chaque technique, il convient de mesurer dans un premier temps la longueur finale d'avancée ductile. En fin d'essai, une post-fissuration par fatigue est réalisée. Le front de déchirure ductile final se démarque ainsi fortement sur le faciès de rupture (Figure III-16). Le front de déchirure ductile n'étant pas rectiligne, la longueur finale est évaluée par une moyenne de 10 points de mesures. Si la contraction latérale est faible, on procède également par une mesure de l'aire de la lèvre de déchirure ductile sur un logiciel approprié (AutoCAD_LT) et on divise cette aire par la largeur nette de l'éprouvette pour obtenir une valeur moyenne de l'avancée ductile finale.

La première méthode de mesure de la longueur de fissure en cours de déchirure utilise la technique des décharges partielles en cours d'essai. Ces séquences de décharge/recharge permettent de mesurer la complaisance de l'éprouvette et de remonter ainsi à la longueur de fissure. Un seul essai est donc nécessaire pour déterminer l'évolution complète de l'avancée de fissure. La complaisance de l'éprouvette est mesurée, après décharge partielle et recharge, sur la remontée élastique dont on a tronqué 10% après le point bas et 10% avant le point haut de manière à ne garder que la partie la plus rectiligne (Figure III-17).

La longueur de fissure est d'abord déduite de la complaisance grâce à la formule indiquée dans la norme (rappelée en Annexe C). Cette longueur est ensuite corrigée si nécessaire par un coefficient de manière à retrouver la longueur finale de déchirure mesurée sur le faciès de rupture.

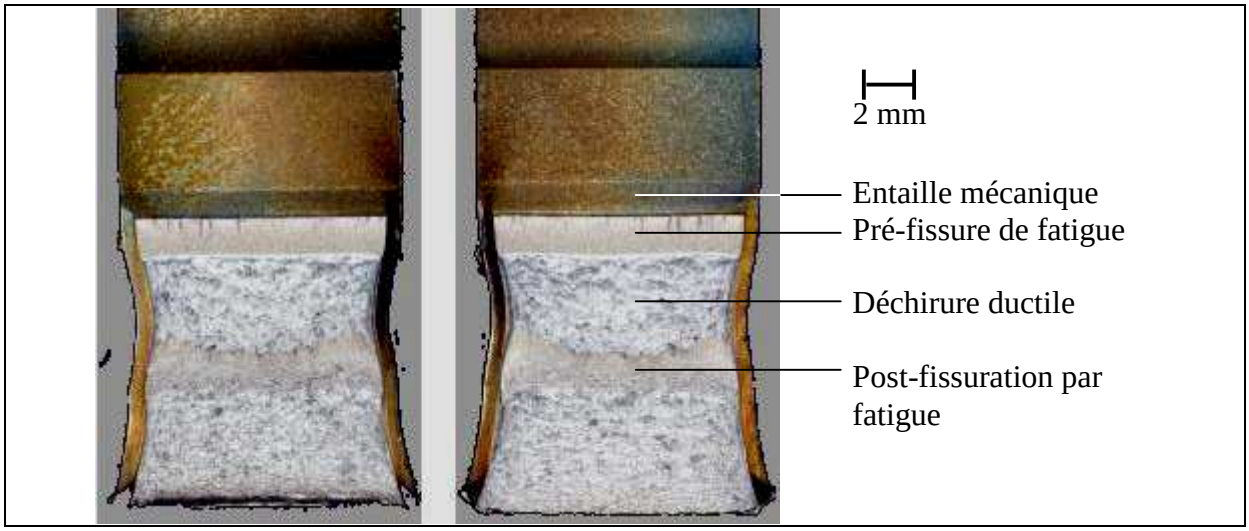


Figure III-16 : Faciès de rupture de l'essai de rupture 04-068 sur CT12. Le front de pré-fissure de fatigue est bien rectiligne. On mesure une déchirure de 3.4 mm.

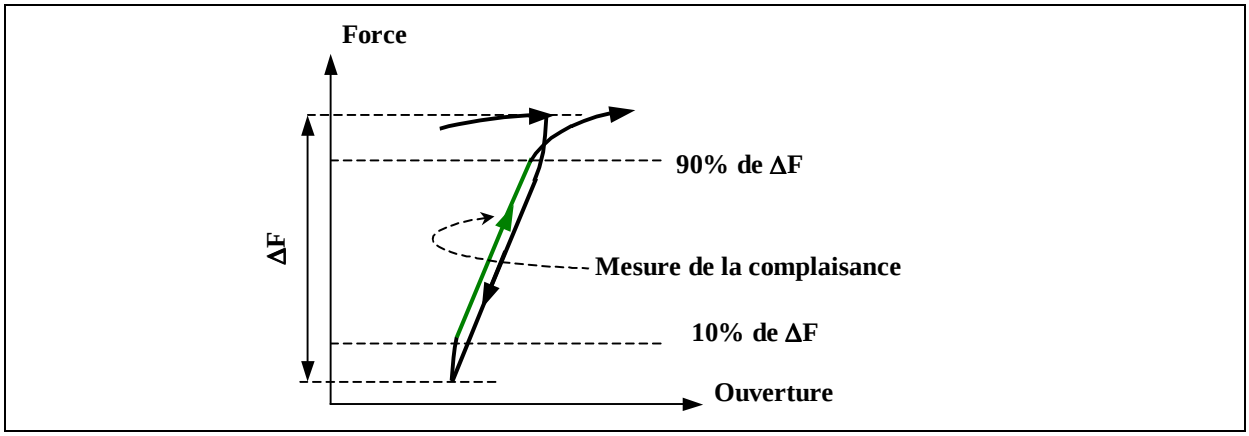


Figure III-17 : Schéma de l'effet d'hystérésis lors d'une séquence de décharge/recharge partielle. La mesure de la complaisance est réalisée sur la pente de recharge après avoir tronqué 10% à chaque extrémité.

La seconde méthode de mesure de la longueur de fissure utilise l'évolution de la DDP en cours de déchirure. La loi liant la DDP à la longueur de fissure étant *a priori* non linéaire, elle doit être construite point par point à partir des longueurs de déchirures finales mesurées pour plusieurs essais.

Malgré le nombre réduit d'essais (3) pour déterminer la courbe de calibration en DDP, les deux méthodes fournissent des résultats très proches (Figure III-18). On gardera pour la suite l'évolution de longueur de fissure issue des mesures de complaisances.

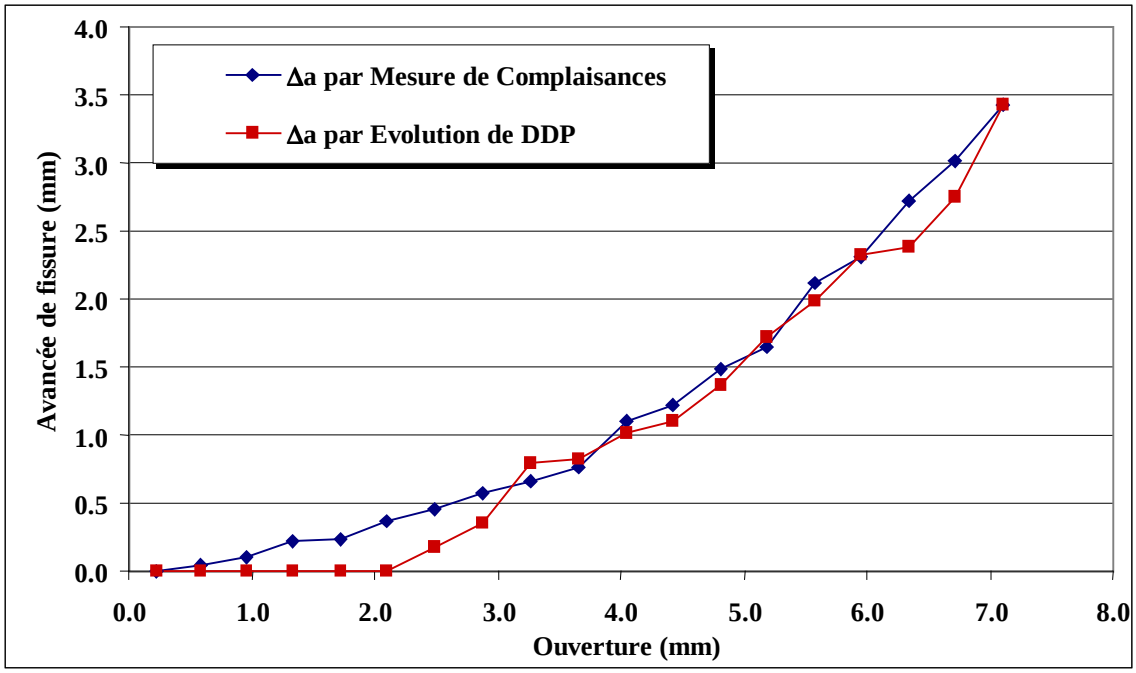


Figure III-18 : Evolution de la longueur de fissure au cours de l'essai 04-068 sur CT12 mesurée par deux méthodes.

III.4.2.2. Tracé des courbes J-Δa et J_{Mpl}-Δa

La courbe J-Δa est déduite des courbes *J-Ouverture* et *Δa-Ouverture*. Les limites de validité définies par la norme sont indiquées sur le graphique ; la borne la plus pénalisante est celle de J_{limite} :

$$J_{limite} = \frac{b.\sigma_{ec}}{15} = 320 \text{ kJ/m}^2$$

Cependant les calculs présentés plus haut ont montré une très bonne corrélation entre les valeurs analytiques et numériques pour des niveaux de J très supérieurs à J_{limite}. On se permet donc de conserver et d'utiliser l'ensemble de la courbe obtenue.

Le paramètre G_{fr} est représentatif du taux de dissipation d'énergie intrinsèque au processus de rupture (§I.2.3.2). Il est intrinsèque au matériau et caractérise la déchirure. Il est évalué suivant les recommandations de [Marie - 99]. L'intégrale J_M de [Ernst - 93] et sa partie plastique J_{Mpl} sont calculées et la courbe J_{Mpl}-Δa est tracée. La pente $\frac{dJ_{Mpl}}{d\Delta a}$ permet d'identifier la valeur de G_{fr} :

$$G_{fr} = 275 \text{ MPa}$$

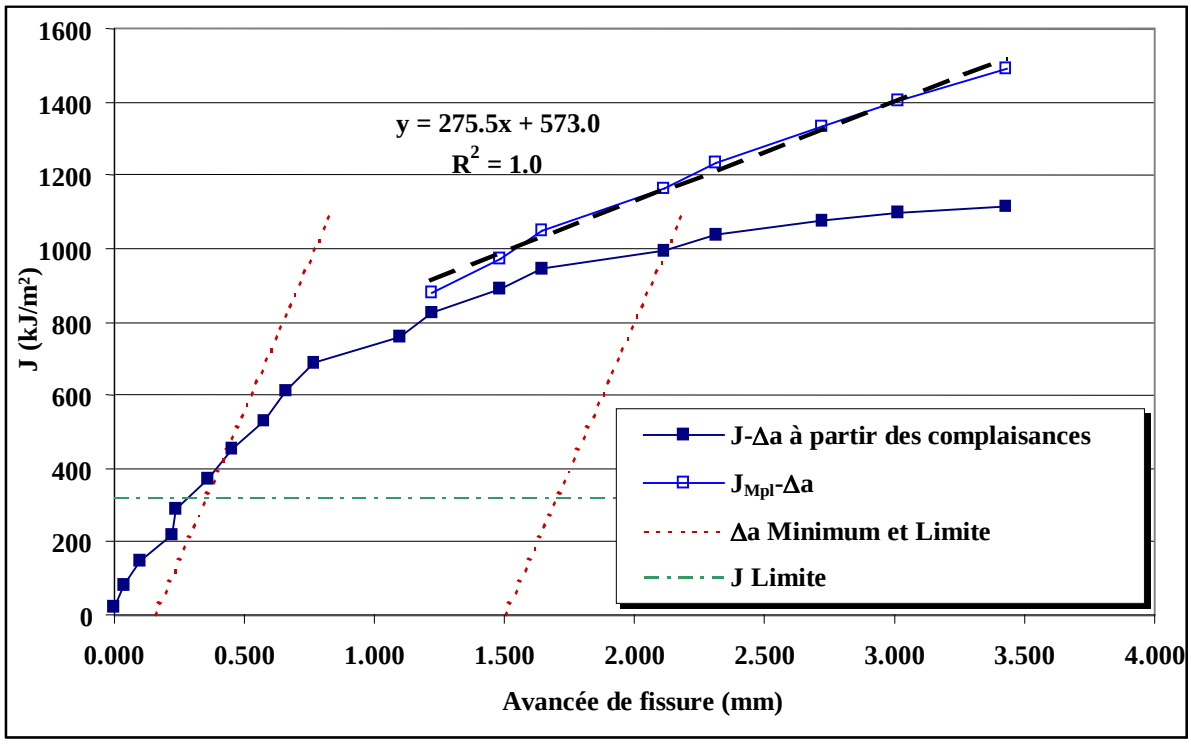


Figure III-19 : Courbe J-Δa déduite de l'essai 04-068 sur CT12 et évaluation de G_{fr} à partir de la pente $\frac{dJ_{Mpl}}{d\Delta a}$.

III.5. Caractérisation de la partie supérieure de la courbe de transition

Nous avons vu dans le §III.3 que les éprouvettes de résilience KCV montrent une rupture encore partiellement fragile jusqu'à 20°C et que les faciès de rupture étaient encore à 50% fragiles à 0°C. Cependant on sait que le caractère dynamique de l'essai de résilience favorise le clivage. La limite supérieure du domaine de transition sur des éprouvettes de rupture en chargement quasi-statique devrait *a priori* être plus basse en température. Nous nous proposons ici de déterminer cette limite supérieure à partir d'essais sur éprouvettes CT et SENB.

III.5.1. Démarche et Protocole expérimental.

Afin de caractériser la partie haute de la zone de la transition de notre matériau, nous allons déterminer la température d'apparition du clivage sur plusieurs géométries d'éprouvettes de rupture. Trois géométries sont utilisées :

- des éprouvettes CT12 identiques à celles du §III.4 ;
- des éprouvettes SENB (a/W=0.5), notées SENB05, de section carrée de côté 14 mm (Figure III-20-a)
- des éprouvettes SENB (a/W=0.1), notées SENB01, également de section carrée de côté 14 mm (Figure III-20-b).

L'effet de la géométrie sur la limite supérieure de la courbe de transition pourra être évalué par une comparaison des comportements des éprouvettes CT12 et SENB05. L'effet de la taille du défaut pourra être évalué à partir d'une comparaison des comportements des éprouvettes SENB05 et SENB01.

Ces éprouvettes ont été prélevées dans l'épaisseur du tube dans la même direction que précédemment : le plan de fissuration est perpendiculaire à la direction axiale L et la fissure avance dans la direction circonférentielle T. Les essais sont menés à une vitesse de déplacement du vérin imposée de 0.5 mm/min avec des décharges partielles pour la mesure de complaisance. De la même manière qu'au §III.4 on enregistre la force, le déplacement du vérin, l'ouverture de fissure et la variation de DDP entre les lèvres de fissure. Ces essais sont détaillés en annexe C.
Une température initiale d'essai est adoptée pour chaque géométrie : -35°C pour les CT12 et les SENB05, -50°C pour les SENB01. Si une rupture fragile intervient, l'essai suivant est réalisé à une température augmentée de 5 ou 10°C.
Pour chaque essai, si aucune rupture fragile n'intervient, la déchirure est menée jusqu'à atteindre 80% de la largeur de l'éprouvette : $\frac{a_{final}}{W}=0.8$.
On considère que le risque de rupture fragile a disparu à une température donnée lorsque 5 éprouvettes ont été déchirées à 80% sans cliver à cette température.

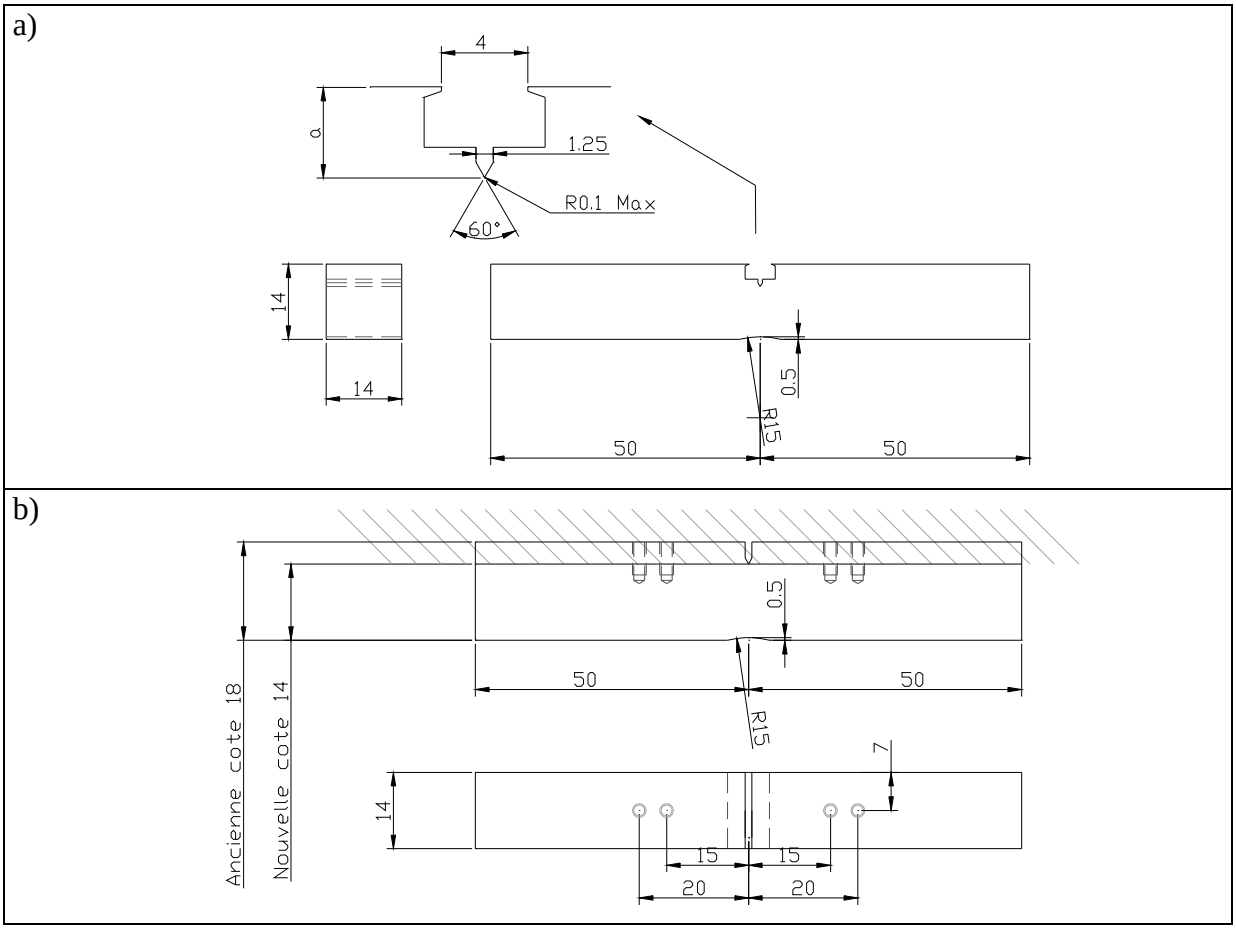


Figure III-20 : a) Géométrie de l'éprouvette SENB (a/W=0.5), notée SENB05 ; b) Géométrie de l'éprouvette SENB (a/W=0.1), notée SENB01. Le rapport a/W de 0.1 est obtenu grâce à une réduction de la largeur W de l'éprouvette après la phase de préfissuration .

III.5.2. Température d'apparition du clivage

Les avancées de fissure ductiles, suivies ou non d'une rupture par clivage, sont présentées en fonction de la température en Figure III-21 pour les trois géométries d'éprouvette. Le protocole défini plus haut n'a pas été suivi pour les éprouvettes SENB01 : à –20°C une seule éprouvette sur 5 a rompu par clivage, on a donc fait l'hypothèse que le risque de rupture fragile disparaissait à –10°C.

Le Tableau III-3 résume les plages de températures d'apparition du risque de rupture fragile sous les conditions de chargement définies plus haut.

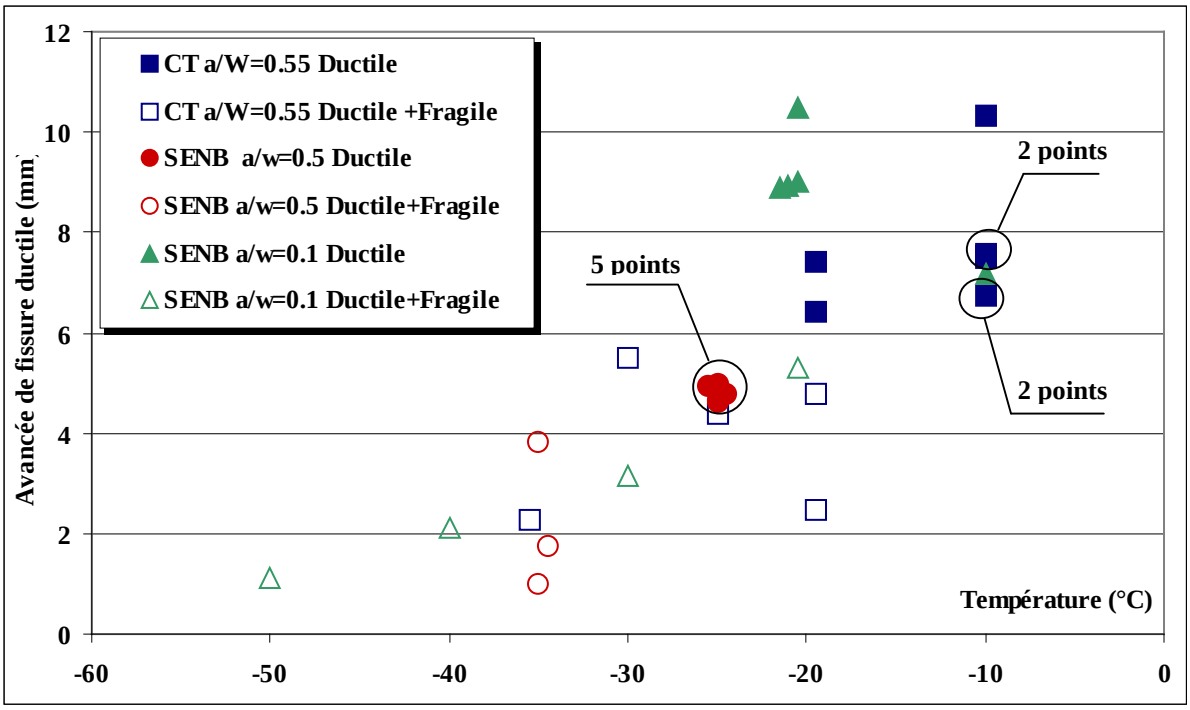


Figure III-21 : Avancée de déchirure ductile en fonction de la température pour les trois géométries d'éprouvettes testées en rupture quasi-statique. On distingue les éprouvettes clivées (symboles vides) des éprouvettes restées ductiles (symboles pleins).

Géométrie	CT12 (a/W = 0.5)	SENB (a/W = 0.5)	SENB (a/W = 0.1)
Températures d'apparition du risque de rupture fragile	-20°C< T < -10°C	-35°C < T < -25°C	-20°C< T < -10°C

Tableau III-3 : Températures de disparition du risque de rupture fragile sur les 3 géométries d'éprouvettes.

Plusieurs remarques peuvent être faites :

- Les quantités de déchirures ductiles obtenues sont dispersées mais une tendance se dégage clairement : plus la température est haute plus la quantité de déchirure ductile est importante avant clivage, et ceci malgré la faible plage de températures considérée (de -50°C à -20°C).
- Au premier abord, il est étonnant de constater que les éprouvettes SENB01, contenant un petit défaut, montrent une température d'apparition du clivage égale à celle des CT12 et plus chaude que celle des éprouvettes SENB05 : d'après la bibliographie, plus le défaut est grand, plus le confinement de la plasticité est fort, plus le clivage est favorisé et plus les courbes de transition se décalent vers les températures chaudes. Ce raisonnement n'est pas directement applicable à la température d'apparition du clivage. En effet, les chargements appliqués ici sont suffisamment forts pour atteindre un état de plasticité étendue avant de cliver.
- Si on considère que le risque de rencontrer un défaut critique dans la matière augmente avec l'avancée de fissure ductile, alors, dans un contexte de déchirure ductile suivie de rupture fragile, une grande taille de ligament devrait favoriser le clivage des éprouvettes contenant un petit défaut. Effectivement, pour les éprouvettes SENB05 qui présentent une surface de déchirure ductile maximale potentielle plus

faible que les deux autres géométries, le clivage disparaît à une température plus froide.

Mais ces interprétations qualitatives ne suffisent pas à expliquer certaines tendances.

- Les éprouvettes SENB05 et CT12 présentent des quantités de déchirure ductile potentielles équivalentes et des confinements à l'amorçage ductile très proches. On observe néanmoins des températures d'apparition du clivage nettement différentes.
- A –25°C, les éprouvettes SENB05 restent ductiles alors que les éprouvettes SENB01 clivent avant d'avoir atteint un rapport a_{final}/W de 0,4. Pour une avancée de fissure ductile équivalente ($\Delta a/W=0,3$) et un confinement à l'amorçage ductile moins fort (fissure plus courte), les éprouvettes SENB01 sont plus fragiles.

On retrouve donc ici les principaux phénomènes mis en avant dans les chapitres précédents concernant la partie haute du domaine de transition :

- il existe une compétition entre rupture fragile et déchirure ductile,
- l'avancée de la fissure en déchirure favorise le clivage car le risque de présence d'un défaut critique dans la zone d'élaboration de la rupture est plus important que lorsque la fissure ne se propage pas.
- l'état de contrainte en pointe de fissure, qui influe directement sur le risque de clivage, dépend de la géométrie, mais pourrait également être modifié par la déchirure ductile. Ce phénomène peut être à l'origine des contradictions notées au paragraphe précédent.

Une analyse numérique semble donc indispensable à une meilleure compréhension de ces essais. Elle sera entreprise au Chapitre V et permettra de quantifier l'influence de la déchirure ductile sur le risque de clivage.

III.5.3. Mécanismes d'amorçage du clivage après déchirure ductile

Les éprouvettes ayant rompu par clivage après déchirure ductile sont observées au microscope électronique à balayage avec deux objectifs :

- localiser les sites d'amorçage du clivage et effectuer un relevé de position
- identifier les mécanismes d'amorçage du clivage.

Ces observations portent au total sur 5 éprouvettes CT12, 3 éprouvettes SENB05 et 4 éprouvettes SENB01. Elles ont été réalisées au Laboratoire de Mécanique de Lille et ont fait l'objet du stage de fin d'étude de [Golder - 05].

III.5.3.1. Localisation des sites d'amorçage du clivage

Le site d'amorçage du clivage de chaque éprouvette est localisé en suivant la méthode de remontée des rivières de clivage. Une première zone du faciès est sélectionnée à la loupe binoculaire par observation des macro-rivières créées par la propagation de la fissure fragile dans le ligament. On remarque que ces macro-rivières sont particulièrement visibles aux températures élevées : elles forment des « rainures » rayonnant autour de la zone d'amorçage du clivage. Cette zone est ensuite observée au MEB. La technique consiste à remonter de grain en grain le réseau de rivières de clivage jusqu'à retrouver le point de convergence (Figure III-22).

Un relevé de position de chaque site d'amorçage est ensuite effectué comme indiqué sur la Figure III-23. Le Tableau III-4 regroupe les cordonnées des sites identifiés. La cote la plus

importante pour ce repérage est la distance *d* entre le site et le front ductile. Il permettra au chapitre V d'évaluer les paramètres mécaniques locaux au site de rupture.

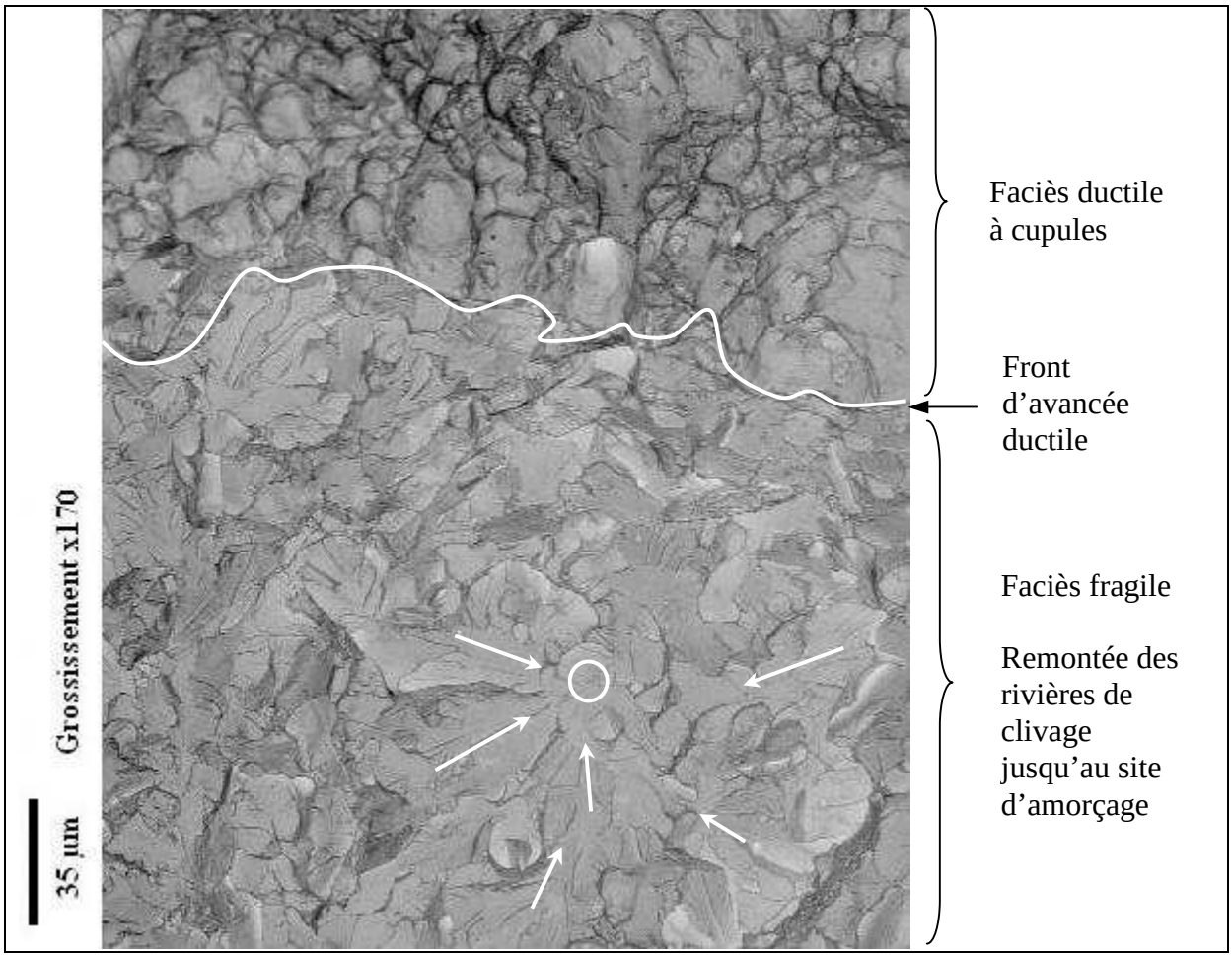


Figure III-22 : Observation au MEB de la zone du site d'amorçage du clivage de l'éprouvette SENB01 (essai N° 04-232) testée à -30°C (image en électrons secondaires inversée).

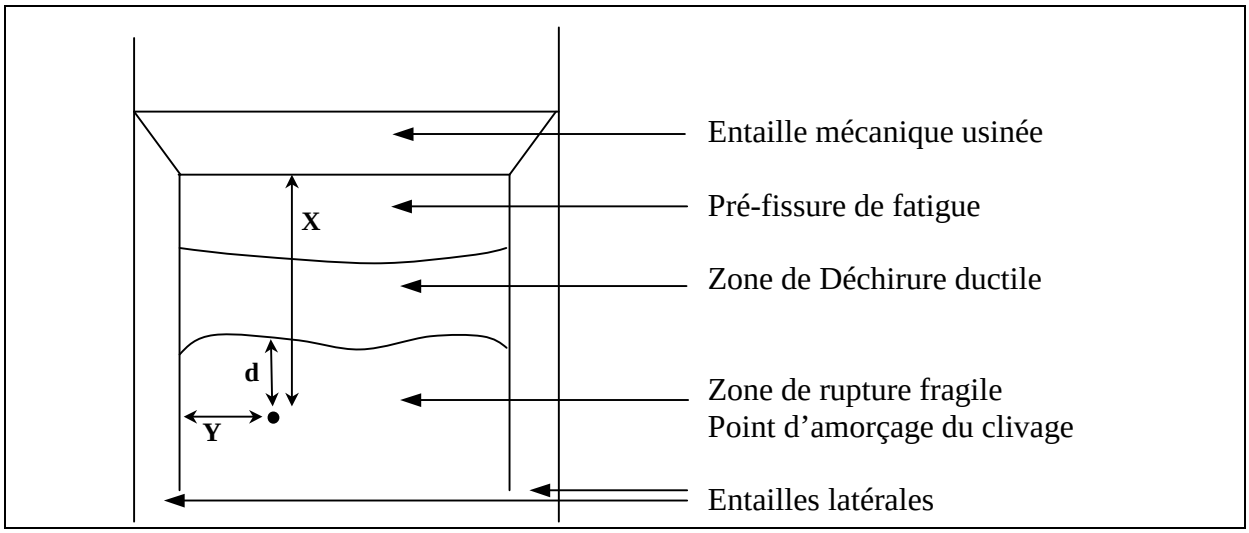


Figure III-23 : Schéma de repérage du site d'amorçage du clivage sur une éprouvette CT12. X est la distance du site à l'entaille mécanique, Y est la distance du site à l'entaille latérale la plus proche et *d* est la distance du site au front ductile.

Type d'éprouvette	Température	Avancée ductile	X	Y	d
	°C	mm	mm	mm	µm
CT12	-20	2.47	4.7	3.9	479
CT12	-20	4.8	6.9	3.5	247
CT12	-25	4.4	6.6	2.6	315
CT12	-35	2.28	4.7	2.0	456
CT12	-30	5.5	7.0	3.1	77
SENB05	-35	1	4.3	5.2	171
SENB05	-35	1.74	5.9	5.1	167
SENB05	-35	3.84	7.0	2.8	72
SENB01	-30	3.16	4.9	3.3	81
SENB01	-40	2.13	4.4	4.9	518
SENB01	-20	5.26	7.5	7.0	451
SENB01	-50	1.11	2.8	4.7	106

Tableau III-4 : Positions des sites d'amorçage du clivage, repérées selon les distances définies en Figure III-23.

La Figure III-24 reporte les distances d repérées sur chaque éprouvette en fonction de la longueur de déchirure ductile d'une part (a) et en fonction de la température d'autre part (b). Malgré le nombre réduit d'essais et une dispersion importante, une tendance apparaît pour les éprouvettes CT12 : la distance *d* diminue lorsque la déchirure augmente. Ce constat peut être étendu aux éprouvettes SENB05 avec précaution (seulement 3 points). Les SENB01 ne semblent en revanche pas vérifier cette relation. Aucune conclusion ne peut être tirée sur l'évolution de *d* en fonction de la température.

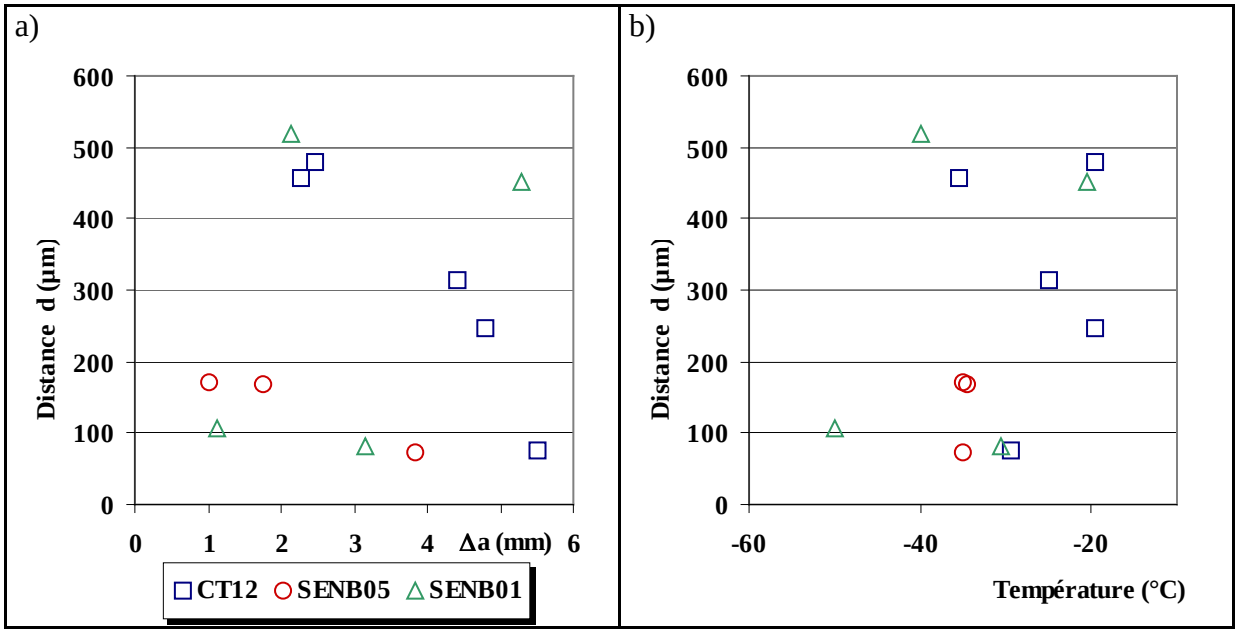


Figure III-24 : Evolution de la distance *d* entre le site d'amorçage du clivage et le front ductile en fonction de : a) la longueur de déchirure ductile avant clivage, b) la température.

III.5.3.2. Identification des mécanismes d'amorçage du clivage

Afin de déterminer les origines ou les causes du déclenchement du clivage, une recherche systématique d'inclusions à proximité du site d'amorçage a été effectuée. Cette recherche est restée infructueuse : les observations MEB mentionnées plus haut n'ont pas révélé d'inclusions au niveau des sites d'amorçage. Une seule éprouvette (SENB01 rompue à –30°C) montre une cavité contenant une particule (dont la composition n'a pu être déterminée) à quelques dizaines de microns du site d'amorçage (Figure III-25). En revanche une majorité d'éprouvettes ont montré des zones de déchirure ductile à proximité du site d'amorçage du clivage (Figure III-26). Ces micro-zones ductiles (quelques dizaines de μm^2), sont localisées dans la zone fragile à quelques dizaines de μm du site de clivage. On en dénombre souvent plusieurs à proximité d'un même site. Leur présence peut avoir deux origines :

- soit ces zones ductiles se sont développées avant le clivage, lors du mécanisme continu de déchirure par « germination, croissance, coalescence » de cavités en cours au moment du clivage,
- soit il s'agit de ponts restés ductiles au moment de la rupture par clivage.

Il n'a pas été vérifié si ces zones ductiles étaient présentes partout en avant du front ductile. En revanche, plus on s'éloigne du front ductile et moins elles sont nombreuses, pour ensuite disparaître totalement. Il est difficile de conclure sur leur influence dans le mécanisme de clivage.

Aucune des éprouvettes ne montre de Sulfure de Manganèse à proximité du site. De plus une observation en électrons rétro-diffusés, ayant la propriété de mettre en évidence les zones dont la composition chimique est très différente de celle du métal environnant, a été faite sur quelques éprouvettes. Elle n'a pas mis en évidence de zones d'hétérogénéité de composition particulières. L'hypothèse selon laquelle des amas de MnS seraient à l'origine du clivage, comme l'avait observé [Renevey - 98] sur un acier de cuve A508cl3, est ici à écarter.

Le clivage de l'acier TU42 C à température élevée n'est donc pas la conséquence de la rupture d'une particule de seconde phase. Le clivage semble s'amorcer par un mécanisme induit par la déformation plastique. Ce constat est similaire aux observations de [Haušild - 05] évoquées au Chapitre I sur un acier 16MND5.

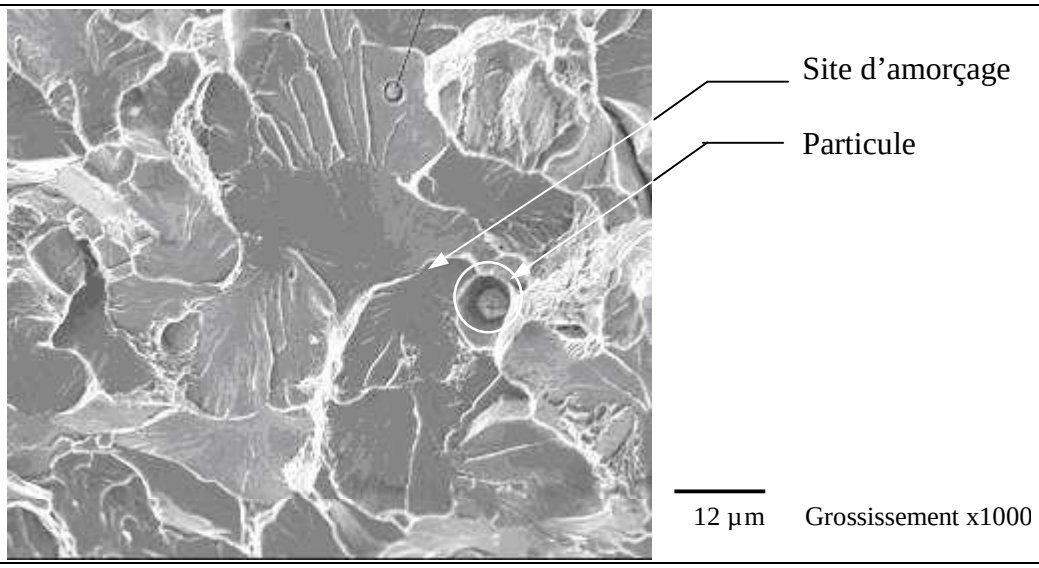


Figure III-25 : Site d'amorçage du clivage de l'éprouvette SENB01 (essai N° 04-232) rompue à –30°C. Il s'agit de l'unique éprouvette sur laquelle une particule a été observée à proximité du site d'amorçage. La nature de cette particule n'a pas pu être déterminée.

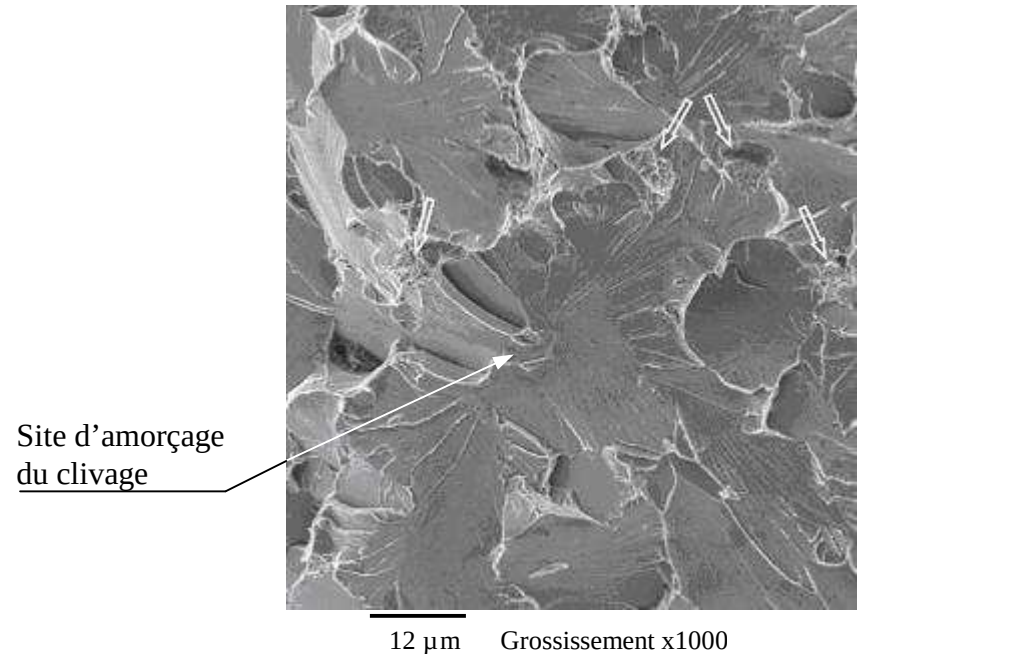


Figure III-26 : Mise en évidence de micro-zones ductiles indiquées par les flèches autour du site d'amorçage (éprouvette SENB05 testée à –35°C, essai N° 04-111).

III.6. Conclusions sur la caractérisation du matériau TU42 C

Le matériau de l'étude est un acier au Carbone-Manganèse utilisé pour le circuit secondaire des réacteurs REP, de dénomination française TU42 C. Il répond à la spécification imposée par le code RCC-M pour ce type de matériel et se présente sous la forme d'un tube de diamètre externe de 219.1 mm pour une épaisseur de 16 mm. Toutes les éprouvettes de caractérisation ont été prélevées dans l'épaisseur du tube.

Une analyse micrographique a révélé une structure ferrito-perlitique dont les deux phases, ferrite et perlite, sont réparties en bandes fines dans le sens de laminage. Cependant le traitement de normalisation a permis de reformer des grains de forme isotrope et de diamètre moyen 25µm.

Les propriétés de traction du matériau ont été évaluées de –175°C à l'ambiante. Les courbes de traction présentent un palier de Lüders important (de l'ordre de 3% de déformation). Le comportement du matériau est isotrope.

La courbe de transition en résilience a été déterminée. Elle fait apparaître une température de transition à 8.5 daJ/cm² de -30°C. Elle peut être lissée par la fonction :

$$K_{cv} = 112 + 112\ Tanh\left(\frac{T+20.7}{38.9}\right)$$

Les propriétés de déchirure ductile ont été identifiées à partir d'essais de rupture à température ambiante sur éprouvettes normalisées CT12. La valeur de ténacité critique à l'amorçage a été déterminée en évaluant expérimentalement la valeur moyenne de J sur le front à l'amorçage et en calculant numériquement la valeur maximale correspondante sur le front de fissure :

$$J_i = 285\ kJ/m^2$$

L'évolution de la longueur de fissure expérimentale lors d'essais sur éprouvettes CT12 a été obtenue par dépouillement des mesures de complaisance en cours de déchirure. La courbe J-Δa a été tracée et le paramètre matériau G_{fr} , relatif au taux de dissipation d'énergie intrinsèque au processus de rupture a été évalué :

$$G_{fr} = 275\ MPa$$

Nous nous sommes ensuite attachés à caractériser la partie supérieure du domaine de transition fragile/ductile, sur une plage de températures où la rupture fragile est précédée de déchirure ductile. Pour trois géométries d'éprouvettes la température d'apparition du clivage a été déterminée. Elle est égale à -15°C ± 5°C pour les éprouvettes CT12 et SENB01 et à

-30°C ± 5°C pour les éprouvettes SENB05. Malgré la dispersion importante des résultats, plusieurs tendances se dégagent de ces essais :

- Comme on s'y attendait, plus la température est élevée, plus la longueur de déchirure avant clivage est importante.
- Les éprouvettes SENB01 clivent à des températures plus élevées que les éprouvettes SENB05. En effet, l'avancée de la fissure en déchirure favorise le clivage. Le risque de présence d'un défaut critique dans la zone d'élaboration de la rupture est plus important que lorsque la fissure est stationnaire ; on parle d'un effet d'« échantillonnage » du matériau.
- L'état de contrainte en pointe de fissure, qui influe directement sur le risque de clivage, dépend de la géométrie mais semble également être modifié par la déchirure.

Une observation systématique des faciès de rupture au microscope électronique à balayage a été entreprise sur les éprouvettes ayant clivé après déchirure ductile. Les sites d'amorçage du clivage ont été repérés et positionnés. Il apparaît sur les éprouvettes CT12 que la distance du front de fissure ductile au site d'amorçage diminue lorsque la déchirure ductile augmente. Ce résultat n'est pas vérifié sur les éprouvettes SENB05 et SENB01.

Aucune inclusion n'a été observée à l'origine de l'amorçage du clivage. Le clivage semble s'amorcer par un mécanisme induit par la déformation plastique plutôt que par un défaut ou une inclusion.

Une analyse numérique semble indispensable pour mieux comprendre l'influence de la déchirure sur le risque de clivage.

III.7. Références

[AFNOR - 90] NF EN 10045-1 Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy, AFNOR, 1990.

[ASTM - 99] Norme ASTM E1820-99a, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", 1999.

[Chapuliot - 98] S. Chapuliot et S. Marie, Détermination de l'amorçage de la déchirure ductile dans un piquage fissuré à partir d'un critère défini sur éprouvettes CT de faible épaisseur, *Engineering Materials Advisory Services* Ltd. (UK), pp. 859-864, Sept. 1998.

[Ernst - 93] H. A. Ernst, Material resistance and instability beyond J-controlled crack growth, *Elastic-Plastic Fracture*, ASTM STP 803, American Society of Testing and Materials, Philadelphia, Vol. 1,1993, pp. 41-63.

[Golder - 05] S. Golder, Etude fractographique de la rupture fragile de l'acier de tubes TU42C et interprétation d'essais de déchirure sur joints soudés, *Rapport de stage de Master Recherche 2ème année - Mécanique des Solides*, USTL Lille1 / Ecole des Mines de Douai, 2005.

[Haušild - 05] P. Haušild, C. Berdin, P. Bompard, Prediction of cleavage fracture for low-alloy steel in the ductile-to-brittle transition temperature range, *Materials Science and Engineering*, vol. A 391, pp. 188-197, 2005.

[Marie - 99] S. Marie, Approche énergétique de la déchirure ductile, Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 1999.

[RCC-M - 00] Règles de Conception et Construction des Matériels Mécaniques des îlots nucléaires REP, Edition 2000, AFCEN.

[Renevey - 98] S. Renevey, Approches globale et locale de la rupture dans le domaine de transition fragile-ductile d'un acier faiblement allié, Thèse de l'Université Paris XI Orsay, 1998.

Chapitre IV - Caractérisation des Joints Soudés

Sommaire du Chapitre IV

IV.1. Introduction 141

IV.2. Etude Bibliographique sur les caractéristiques des Joints Soudés 141
IV.2.1. L'hétérogénéité due à la soudure 141
IV.2.2. Les Méthodes de caractérisation d'un joint soudé 142
IV.2.2.1. Micrographies et Micro-duretés 142
IV.2.2.2. Mesures de Ténacité 142
IV.2.3. Les contraintes résiduelles 144
IV.2.4. Le phénomène de vieillissement 144
IV.2.4.1. Types de vieillissement 144
IV.2.4.2. Effets des vieillissements thermique et statique sur un joint soudé en acier C-Mn 145
IV.2.4.3. Comparaison avec les ZAT de l'acier de cuve REP 145
IV.2.5. Bilan de l'étude Bibliographique 146

IV.3. Présentation du joint soudé sur l'acier TU42 C 146
IV.3.1. Microstructures 148
IV.3.1.1. Microstructure du métal déposé 148
IV.3.1.2. Microstructure de la ZAT 149
IV.3.1.3. Conclusion de l'étude micrographique 150
IV.3.2. Cartographie de micro-dureté 151

IV.4. Comportement du matériau en traction simple 153
IV.4.1. Méthode de prélèvement des éprouvettes de traction 153
IV.4.2. Courbes de traction 154

IV.5. Résistance à la déchirure ductile 156
IV.5.1. Prélèvement des éprouvettes fissurées dans la ZAT 156
IV.5.2. Mesures de ténacité 157
IV.5.2.1. Pré-fissuration des éprouvettes CT12Ep6 157
IV.5.2.2. Essais de déchirure ductile 158
IV.5.3. Interprétations par le calcul aux Eléments Finis. 160
IV.5.3.1. Simulations 2D d'un essai sur éprouvette CT12Ep6 160
IV.5.3.2. Modélisations 3D 162

IV.6. Rupture dans la partie supérieure du domaine de transition 166
IV.6.1. Géométrie et Prélèvement des éprouvettes SENB01Ep6 166
IV.6.2. Compétition Déchirure Ductile / Clivage 167
IV.6.3. Localisation des sites d'amorçage du clivage 169
IV.6.4. Présence d'inclusions 170
IV.6.5. Nature des inclusions 171

IV.7. Conclusions sur la Caractérisation des Joints Soudés 172

IV.8. Références 174

IV.1. Introduction

Comme nous l'avons expliqué dans le chapitre introductif du mémoire, l'objectif à terme de notre étude est de démontrer l'intégrité d'une structure tubulaire mince, de quelques millimètres d'épaisseur, en acier ferritique, comportant de nombreuses soudures d'aboutement non-arasées et non-détensionnées.

Les soudures présentent, au niveau du bourrelet de soudage, une géométrie propice à l'apparition de fissures de fatigue. Ces fissures longues et peu profondes, orientées dans le sens circonférentiel, se situent au niveau de la zone affectée thermiquement par le procédé de soudage (la ZAT). Or cette zone montre une sensibilité à la rupture fragile plus importante que le métal de base. L'objectif de ce chapitre est donc de proposer une approche expérimentale et une analyse pour caractériser au mieux le comportement du joint soudé dans ces conditions de fonctionnement.

Une étude bibliographique nous permettra de plus largement exposer les difficultés intrinsèques à la caractérisation des joints soudés. Nous présenterons ensuite le joint soudé de l'étude sur le tube en acier TU42 C. Une campagne expérimentale permettra de déterminer les caractéristiques mécaniques de la ZAT et du métal déposé. Le comportement de la ZAT dans le domaine de transition sera particulièrement examiné. Tous ces essais sont réalisés sur des éprouvettes non normalisées de mécanique de la rupture. Nous exposerons donc les interprétations numériques de ces essais, indispensables à leur bonne compréhension et à la détermination des paramètres mécaniques de rupture.

IV.2. Etude Bibliographique sur les caractéristiques des Joints Soudés

Les méthodes d'analyse en mécanique de la rupture nécessitent des données élémentaires sur le matériau, la géométrie, le type de défaut etc. Les techniques d'évaluation et de recueil de ces données sont connues et éprouvées en ce qui concerne les matériaux homogènes. Au niveau d'un joint soudé, plusieurs difficultés apparaissent, essentiellement dues à l'hétérogénéité du matériau et à la présence de contraintes résiduelles.

IV.2.1. L'hétérogénéité due à la soudure

L'hétérogénéité existe sous plusieurs aspects. Elle est d'abord mécanique : le métal de base (MB) et le métal déposé (MD) ne possèdent pas les mêmes caractéristiques mécaniques. On appelle Mismatch le rapport de leurs limites d'élasticité :

$$M=\sigma_{Y_MD}/\sigma_{Y_MB} \qquad \text{(IV-1)}$$

On distingue 3 cas :

- M<1 ou « undermatch », le métal de base est plus résistant. Cette configuration est évitée car elle concentre les déformations dans le métal déposé.
- M=1 ou « evenmatch »
- M>1 ou « overmatch », le métal déposé est plus résistant. Cette configuration est recherchée car elle évite *a priori* que la rupture ait lieu dans le métal déposé.

La zone adjacente au métal déposé, zone affectée thermiquement par le soudage (ZAT), mesure quelques millimètres d'épaisseur et présente un gradient de propriétés, dû aux différents cycles thermiques vus par le matériau au cours du procédé de soudage. Celui-ci s'effectue en plusieurs passes. Au niveau métallurgique, la ZAT peut être divisée en plusieurs sous-zones. [Lam Thanh - 03] rappelle les différentes catégories de microstructures susceptibles d'être rencontrées dans une ZAT sur un acier ferritique non-allié ou faiblement allié :

- la CGHAZ "coarse grained heat affected zone", à gros grains austénitiques là où le pic de température est compris entre 1100°C et 1500°C ;
- la FGHAZ "fine grained heat affected zone" pour une montée de température entre 850°C et 1100°C ;
- la ICHAZ "intercritical heat affected zone" là où la température monte dans le domaine intercritique (entre Ac1 et Ac3) ;
- la SCHAZ " subcritical heat affected zone" là où la température ne dépasse pas la température de début de transformation austénitique.

La zone la plus fragile est *a priori* la CGHAZ. De plus elle se situe en surface, au niveau du pied du bourrelet de soudure à savoir là où se concentrent les contraintes.

IV.2.2. Les Méthodes de caractérisation d'un joint soudé

IV.2.2.1. Micrographies et Micro-duretés

Pour caractériser un joint soudé, les micrographies sont indispensables pour repérer l'éventuelle texture dans le matériau, mais surtout pour délimiter géométriquement les 3 zones, MB, ZAT et MD, révélées par les attaques chimiques.

Comme on l'a dit plus haut, le joint soudé est très hétérogène. Les filiations de micro-dureté permettent de rendre compte facilement des gradients de propriété entre ces zones. Elles permettent en particulier de localiser la zone la plus dure qui peut être également la plus fragile.

IV.2.2.2. Mesures de Ténacité

[Thaulow - 97] tire plusieurs conclusions d'une importante série d'essais mécaniques menés sur ZAT :

- il n'existe pas de procédure systématique pour l'évaluation des propriétés des ZAT ;
- les propriétés mécaniques varient très rapidement en fonction des protocoles de soudage ;
- les ténacités les plus faibles sont obtenues lorsque le défaut est situé près de la ligne de fusion, légèrement du coté du métal déposé ;
- la géométrie du défaut joue un rôle important, mais également la distribution des différentes zones microstructurales en pointe de fissure.

On comprend donc qu'il est difficile de déterminer quelles propriétés mécaniques et quelle ténacité doivent être utilisées dans les analyses de sûreté. En ce qui concerne les mesures de J ou de CTOD dans la ZAT, il n'existe pas de procédure établie. Il est

recommandé par la norme anglaise [BS7910 - 00] que les conditions d'essai représentent le plus possible la structure. La multiplication des études sur les joints soudés a néanmoins permis de proposer des procédures d'évaluation de la ténacité dans les codes de conception. Citons les méthodes ARAMIS ([Gilles - 94]), EMM ([Eripret - 97]), ETM-MM ([Schwalbe - 97]) et [A16 - 02]. Ces méthodes permettent principalement d'évaluer l'effet du mismatch sur le paramètre J.

Toutes ces approches utilisent la charge limite de la structure inhomogène. Cette charge limite est liée au développement de la plasticité et peut dépendre fortement du mismatch. [Eripret - 97] et [Hornet - 97] étudient numériquement l'évolution des zones plastiques sur des éprouvettes bi-matériau (MB et MD) contenant une fissure dans le métal déposé ayant la plus haute limite d'élasticité. La Figure IV-1 présente plusieurs de leurs résultats.

- Dans les cas a) et c), la zone plastique est entièrement contenue dans le MD, on est proche du cas "matériau homogène".
- Dans les cas d) et e), à savoir pour un joint étroit, la plasticité se développe dans le MD et dans le MB à partir de l'interface entre les deux matériaux. En cas de fort overmatch (M>1), la plasticité ne se développe presque pas dans le joint. Le métal de base agit comme un "fusible" en empêchant la plasticité de se développer dans le joint.
- Dans le cas b), un fort mismatch génère une singularité de déformation à l'interface MD/MB, ce qui peut affecter le chargement limite.

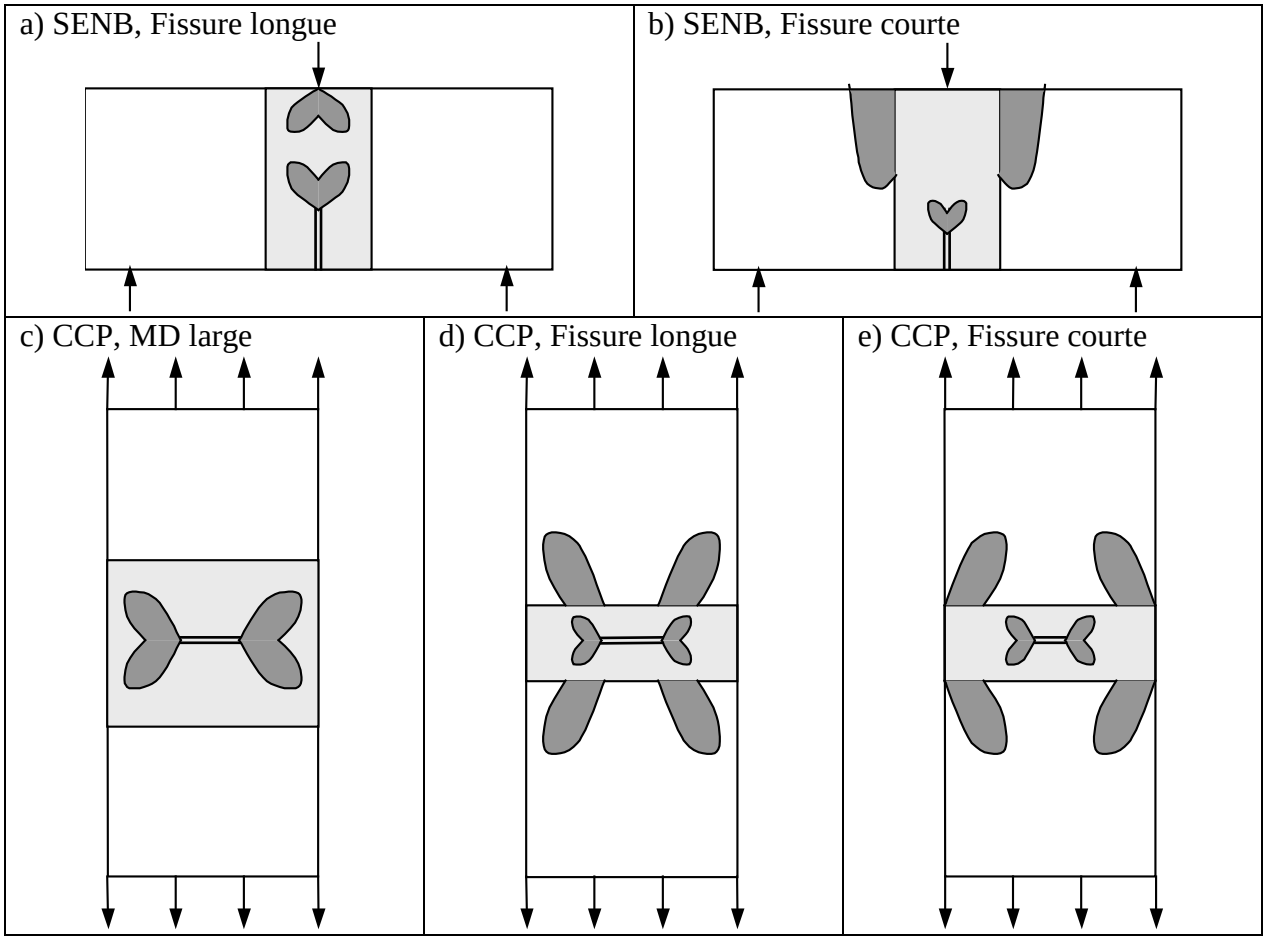


Figure IV-1 : Schéma des développements possibles des zones plastiques dans des éprouvettes SENB et CCT avec Mismatch>1

IV.2.3. Les contraintes résiduelles

On définit les contraintes résiduelles comme étant les contraintes existant dans une structure mécanique alors qu'aucune sollicitation extérieure n'est appliquée. Elles s'auto-équilibrent donc mais s'additionnent au chargement extérieur. Dans le cas d'un joint soudé, elles proviennent du procédé de soudage. Elles résultent des dilatations thermiques différentielles, des changements de phase, des conditions de bridage des tôles et du mismatch. Il existe plusieurs techniques pour les mesurer :

- les méthodes non-destructives : ultrasons, rayons X, diffraction des neutrons,
- les méthodes destructives : méthode du trou, de la flèche.

Ces contraintes sont rarement connues avec précision. En outre, elles peuvent varier d'un joint à l'autre de manière significative. La règle [R6 - 98] propose des profils de contraintes résiduelles surestimés en traction (donc non-équilibrés), de manière à garder une analyse conservative. Pour des soudures de raboutage de tube, elle s'appuie notamment sur les travaux de [Legatt - 84]. D'après ces profils, les contraintes résiduelles peuvent être suffisamment grandes pour écrouir le matériau.

Dans le cas d'une structure fissurée, les contraintes résiduelles influent sur le confinement de la plasticité en pointe de fissure. Dans le cas de la déchirure ductile, il est possible de vérifier cet effet par une approche J-Q ([Panontin - 96]), le paramètre Q permettant justement de quantifier le confinement. Dans le cas de la rupture fragile, il est également nécessaire de tenir compte de ce changement de confinement car une simple addition des contraintes résiduelles et des contraintes appliquées peut se révéler non conservative [Hill - 98]. En revanche, les contraintes résiduelles sont modifiées et redistribuées par une déformation plastique importante. Elles n'ont donc que peu d'effet en cas de ruine par plasticité généralisée, voire en cas de rupture par déchirure ductile.

IV.2.4. Le phénomène de vieillissement

Le vieillissement est une évolution dans le temps des propriétés des matériaux.

IV.2.4.1. Types de vieillissement

[OTUA - 00] et [Grumbach - 93] distinguent trois types de vieillissement des aciers ferritiques de construction.

- Le vieillissement thermique (ou vieillissement après trempe) est obtenu par maintien à long terme de l'acier à des températures entre 20°C et 350°C. Il se caractérise par une diffusion des éléments interstitiels C et N qui bloquent les dislocations (phénomène d'ancrage). On peut également obtenir une ségrégation du phosphore aux joints de grain, ce qui fragilise l'acier relativement à une rupture intergranulaire.
- Le vieillissement statique, observé après écrouissage puis attente (accélérée par un léger chauffage) se caractérise par une augmentation de la limite d'élasticité du matériau et une baisse de ductilité (Figure IV-2). Là encore c'est le phénomène d'ancrage des dislocations par diffusion des éléments interstitiels qui intervient.
- Le vieillissement dynamique intervient lorsque, à température élevée (entre 150°C et 300°C), le blocage des dislocations a lieu au cours même de la déformation. Il dépend

donc aussi fortement de la vitesse d'écrouissage. Le phénomène Portevin-Le-Chatelier est une conséquence de ce vieillissement : il se manifeste par une oscillation de la contrainte lors d'un essai de traction.

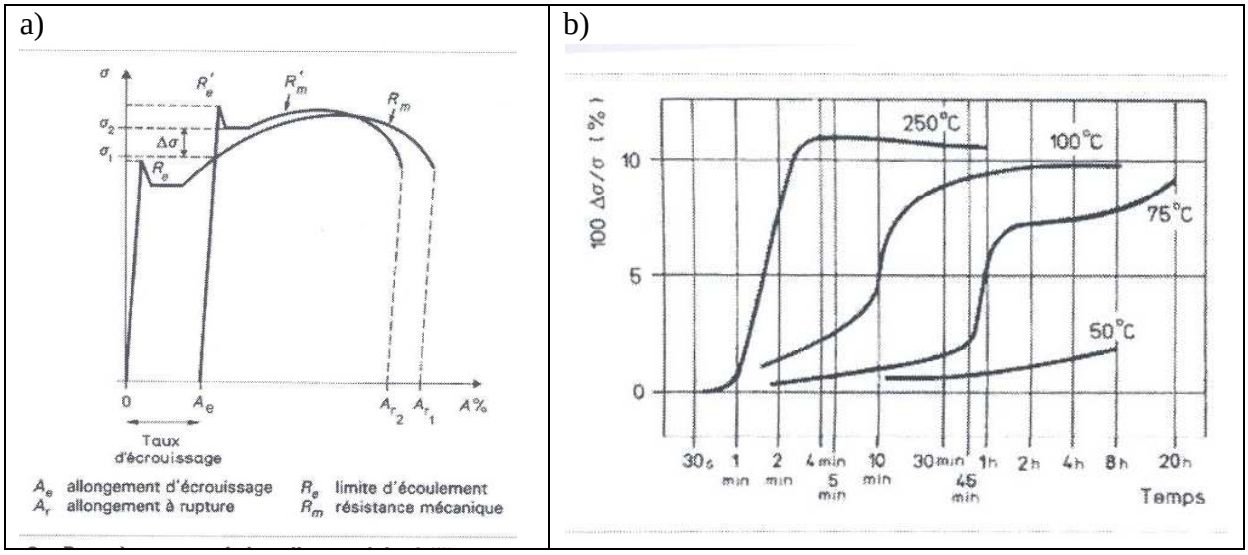


Figure IV-2 : a) Paramètres mesurés lors d'un essai de vieillissement statique ;
b) Variation de $\Delta\sigma/\sigma$ avec le temps et la température de vieillissement (acier A52 écroui de 10%) [Grumbach - 93]

IV.2.4.2. Effets des vieillissements thermique et statique sur un joint soudé en acier C-Mn

[Forget - 98] étudie les effets des vieillissements thermique et statique sur le comportement à rupture d'un joint soudé en acier C-Mn. Ses conclusions précisent que :

- Le traitement thermique par "Step Cooling" (refroidissement étagé, qui accélère le phénomène de vieillissement par ségrégation du phosphore aux joints de grains) n'a pas d'effet sur les caractéristiques de traction du métal de base (dans ce cas un acier A48). On observe en revanche une légère chute des caractéristiques de la ZAT mais qui n'inverse pas le mismatch. Ce traitement conduit de plus à un décalage de +10°C de la courbe de transition fragile-ductile du MB et de la ZAT. On peut considérer que le matériau A48 est peu sensible au vieillissement par Step Cooling.
- L'acier A48 est en revanche sujet au vieillissement statique : on constate respectivement des augmentations de 8%, 10% et 12% de la limite d'élasticité des MB, ZAT et MF après un écrouissage de 5% suivi d'un traitement thermique (1/2h à 250°C). Les courbes de transition fragile-ductile sont respectivement décalées de +10°C, +30°C et +40°C, sans que l'on puisse pour autant distinguer les parts dues respectivement à l'écrouissage et à un phénomène de vieillissement statique.

IV.2.4.3. Comparaison avec les ZAT de l'acier de cuve REP

Le vieillissement thermique de l'acier A533 de type 16MND5, des cuves de réacteurs REP, a été plus largement étudié. [Marini - 01] et [Raoul - 99] utilisent le traitement thermique de Step Cooling pour reproduire la ségrégation aux joints de grain des impuretés :

phosphore et sulfure de manganèse MnS. [Raoul - 99] étudie alors l'influence de la microstructure et conclut qu'après traitement de fragilisation, les microstructures à tendance martensitique et bainitique inférieure sont beaucoup plus sensibles à la fragilisation intergranulaire que les microstructures à tendance bainitique supérieure qui rompent principalement par clivage.

[Lam Thanh - 03] observe sur une ZAT provenant d'un joint soudé sur acier C-Mn que la microstructure des zones CGHAZ est composée de ferrite ayant germé aux anciens joints de grains austénitiques, de paquets de bainite supérieure et de cémentite. Les microstructures sensibles à la rupture intergranulaire, martensite et bainite inférieure, semblent donc absentes sur un tel joint soudé. Cette observation est cohérente avec les résultats de [Forget - 98] qui, sur le même type de joint, issu d'un acier A48, ne constate aucune rupture intergranulaire après traitement de fragilisation.

IV.2.5. Bilan de l'étude Bibliographique

Suite à ce passage en revue des différentes caractéristiques des joints soudés, il apparaît nécessaire, dans l'étude de la rupture fragile par clivage, de :

- connaître précisément la géométrie et la micro-structure du joint soudé ;
- appuyer les évaluations de ténacité sur des interprétations numériques ;
- évaluer l'influence des contraintes résiduelles ;
- connaître la sensibilité au vieillissement du matériau.

Concernant ce dernier point, les joints soudés sur acier C-Mn sont essentiellement sensibles au vieillissement statique. Or on a vu que les contraintes résiduelles, provenant du processus de soudage, peuvent atteindre la limite d'élasticité. Est-il alors possible que ces contraintes engendrent un écrouissage du matériau durant la phase de refroidissement soudage ? Existe-t-il alors un effet de vieillissement statique ? Si oui comment le distinguer du comportement intrinsèque au matériau ? Ces interrogations incitent à considérer le phénomène de fragilisation du joint soudé dans son ensemble. Dans un premier temps, nous ne chercherons pas à isoler les influences respectives du vieillissement, des contraintes résiduelles, de la microstructure, et du mismatch. Notre but est de déterminer l'influence globale du joint soudé sur la fragilité de la structure. Nous considérerons donc un joint soudé réel, non-détensionné, vieilli et dont la géométrie est celle sur la structure de tube étudiée.

Des mesures de contraintes résiduelles ont été réalisées au Laboratoire Léon Brillouin. Les résultats ne nous sont malheureusement pas parvenus au moment de la rédaction de ce mémoire. L'annexe G détaille le mode opératoire de la mesure par diffraction neutronique sur la réacteur expérimental Orphée (CEA-Saclay) et la fiche de proposition d'expérience déposée au Laboratoire Léon Brillouin en début d'étude.

IV.3. Présentation du joint soudé sur l'acier TU42 C

Le joint soudé de l'étude est un joint de raboutement du tube en acier TU42 C utilisé au chapitre III. Il s'agit d'un joint circonférentiel en V en 10 passes de soudage, dont la géométrie idéalisée est décrite en Figure IV-3. Au total 12 joints ont été approvisionnés pour cette étude par le LISN auprès du fournisseur ESSINOX S.A. Ils répondent à la spécification

imposée par le code RCC-M M1141 Niveau 2 Ed. 2000 pour ce type de matériel. Un dossier complet de qualification accompagne donc cet approvisionnement en matière. Des radiographies X ont de plus été réalisées et n'ont pas révélé de non-conformité.

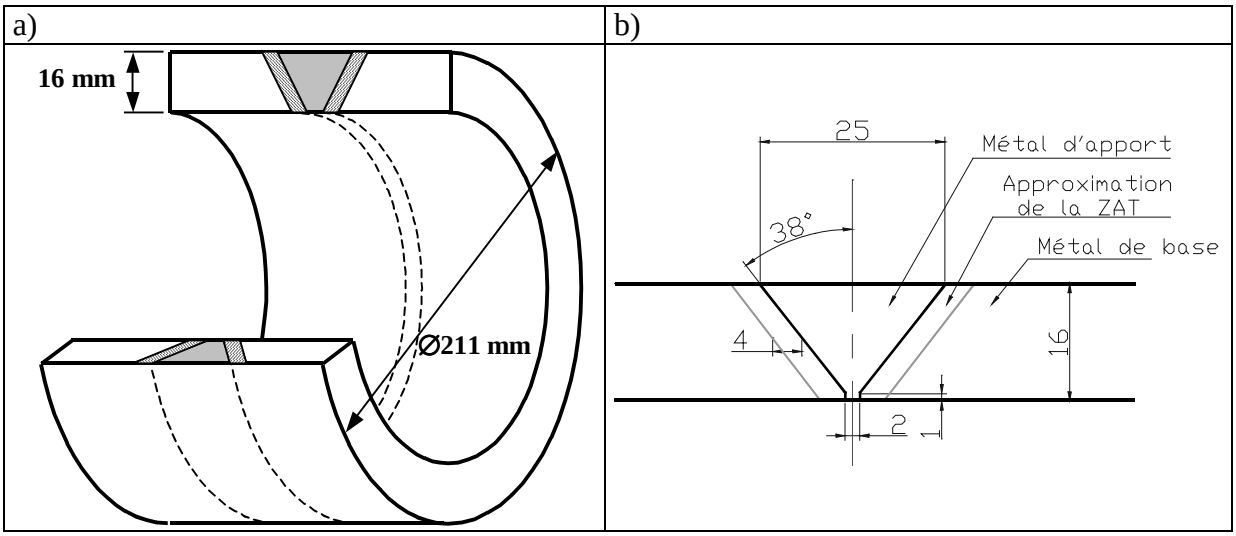


Figure IV-3 : Joints soudés étudiés : a) Joint circonférentiel de raboutement de tube ; b) Géométrie idéalisée de la section du joint.

La première passe est réalisée par une technique TIG. Le métal déposé correspondant se présente à l'origine sous la forme d'un fil (de dénomination ER 70S3 selon la classification AWS). Les passes suivantes sont réalisées à l'arc par électrodes enrobées (de dénomination E 7018 selon la classification AWS). Les compositions chimiques de ces deux métaux déposés sont données dans le Tableau III-1. Elles sont très proches. La très grande partie du joint soudé est réalisée par électrodes enrobées. Par la suite, on considère un seul métal déposé.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	Cu	V	Fe
ER70S3	0,049	0,59	1,05	0,005	0,008	0,03	0,03	0,00	0,01	0,00	0,03	Balance
E7018	0,050	0,48	0,95	0,012	0,009	0,04	0,02	0,00	0,01	0,00	0,03	Balance

Tableau IV-1 : Composition chimique en pourcentages massiques des métaux déposés.

IV.3.1. Microstructures

L'analyse de la microstructure du joint soudé s'appuie sur le travail de [Gaubert - 06].

IV.3.1.1. Microstructure du métal déposé

Deux types de zones fondues coexistent : les premières ont conservé une structure brute de solidification tandis que les secondes ont été ré-austénitisées durant l'exécution des passes successives. Les zones brutes de solidification sont reconnaissables sur images à la loupe binoculaire à leur taille de grain importante et à leurs grains colonnaires (Figure IV-4).

Les zones brutes de solidification présentent des grains très allongés, dans le sens du gradient de température. Elles sont constituées de deux phases :

- de la ferrite ;
- de la bainite.

Cette dernière phase se présente sous la forme d'un agrégat de plaquettes de ferrite et de particules de cémentite. Elle se forme lorsque le refroidissement de l'acier est trop rapide pour obtenir la formation de perlite mais trop lent pour obtenir la formation de martensite. C'est un constituant qui présente les mêmes phases que la perlite (ferrite et cémentite) mais possède une structure beaucoup plus fine.

Dans une passe de métal déposé, une partie de la zone fondue est réchauffée lors de l'exécution de la passe suivante jusqu'à une température supérieure à la température d'austénitisation (environ 800- 900°C). Il se forme alors de l'austénite, dont la taille de grains va diminuer. Au refroidissement, l'austénite se transforme en ferrite et perlite avec une taille de grain d'environ 25 µm. Les phases en présence sont donc la ferrite α et la perlite. La perlite est en plus faible proportion dans la zone fondue que dans le métal de base, car le métal d'apport contient moins de carbone que l'acier constitutif du tube.

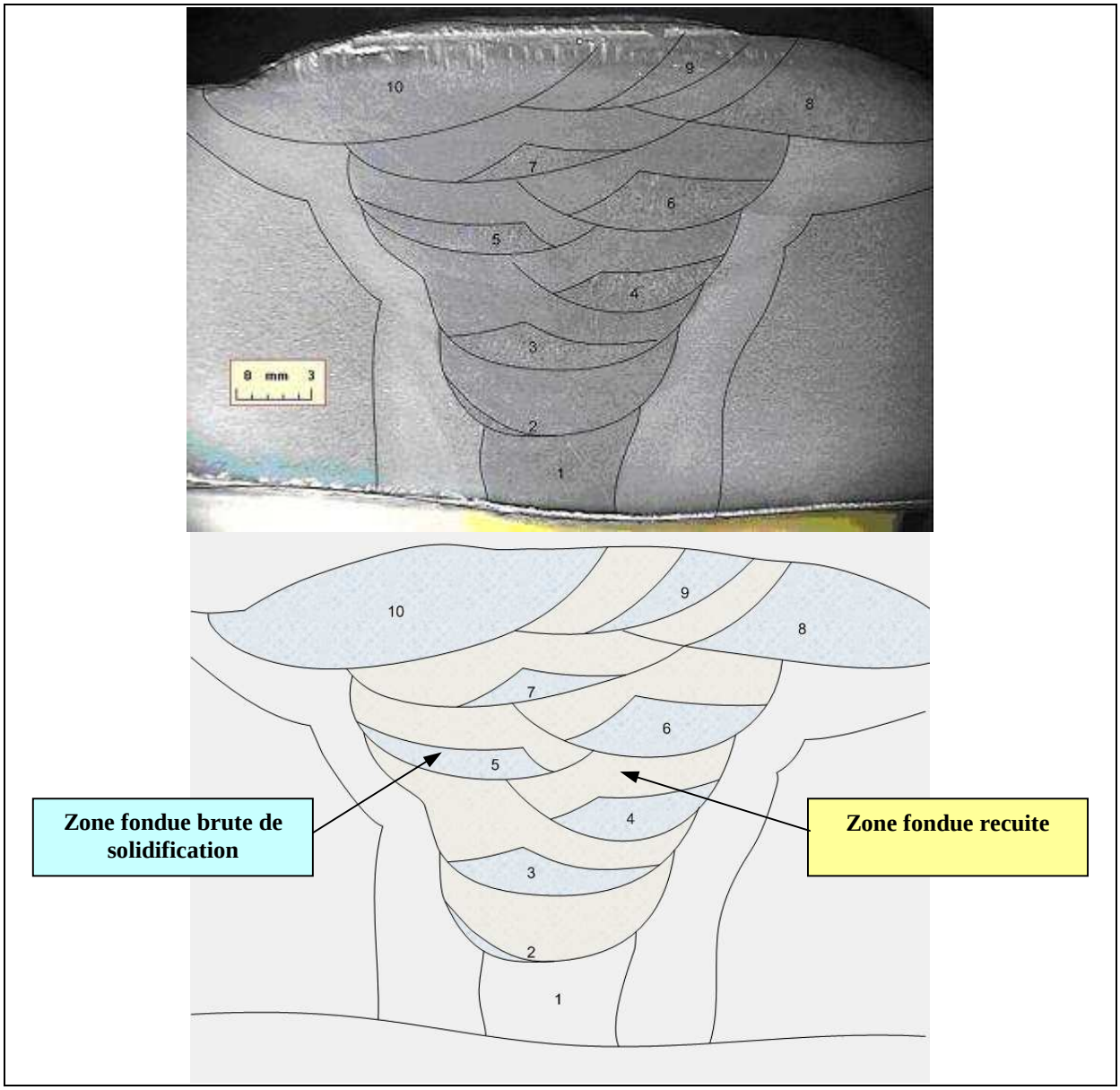


Figure IV-4 : Localisation des zones fondues brutes de solidification et des zones fondues recuites

IV.3.1.2. Microstructure de la ZAT

La succession des passes crée dans la ZAT le même phénomène de ré-élévation en température : certaines parties de la ZAT restent brutes de solidification alors que d'autres subissent l'influence de la passe suivante. Chaque partie se divise ensuite en sous-zones suivant la température atteinte.

La ZAT brute de solidification comporte trois sous-zones (Figure IV-5) :

- une zone de globulisation de la perlite qui a atteint une température comprise entre 650 et 750°C, inférieure à la température critique. Les lamelles de cémentite dans la perlite évoluent vers une forme sphérique ;
- une zone d'affinage de grain qui a été portée à une température comprise entre 850 et 1100 °C. Le changement de phase de la ferrite α et de la perlite en austénite γ est complet. Au

refroidissement les grains d'austénite n'ont pas eu le temps de grossir et les carbures ne se sont pas totalement dissouts. On obtient une structure fine de ferrite et de perlite. Entre la zone de globulisation de la perlite et la zone d'affinage de grains se trouve une zone intermédiaire où la transformation de la ferrite et de la perlite en austénite est partielle ;

- une zone de grossissement de grain qui a atteint une température comprise entre 1100°C et la température de fusion de l'acier. Dans ce cas le grain austénitique a eu le temps de grossir. Les grains sont d'autant plus gros qu'ils sont proches de la ligne de fusion. La taille de grain y varie de 25 à 50 microns.

Une ré-élévation de la température due à la succession des passes va transformer la ZAT à gros grains en une structure composée de ferrite et de perlite avec une taille de grain d'environ 20 microns.

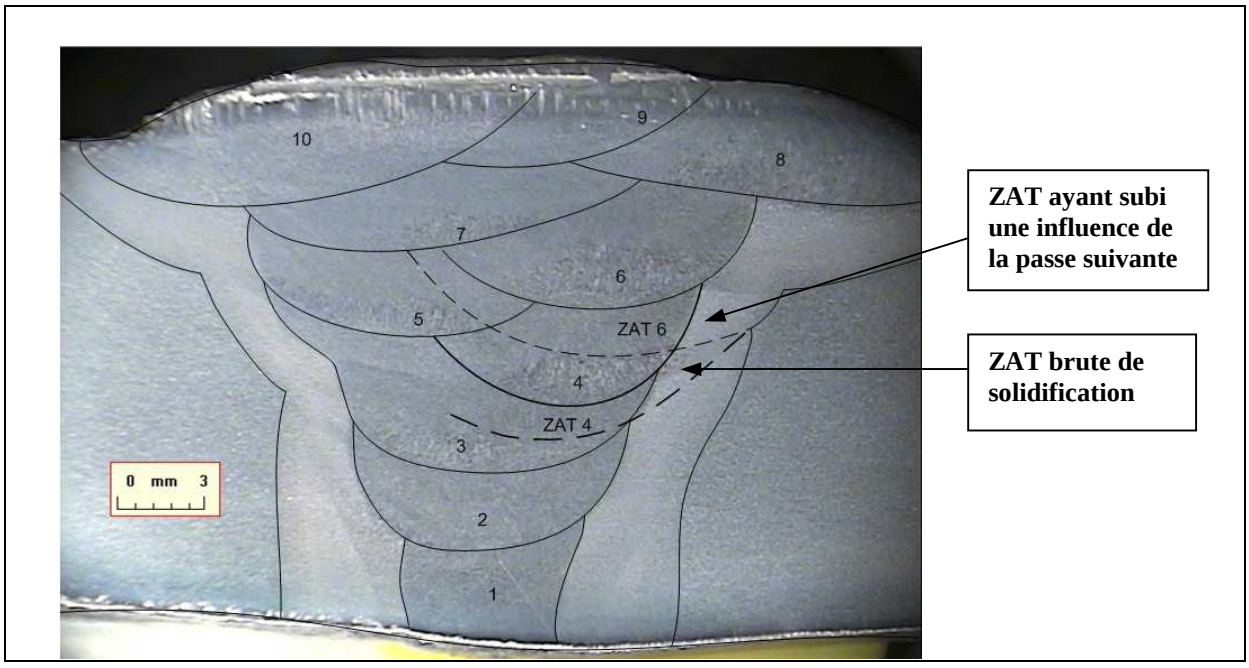


Figure IV-5 : ZAT brute de solidification et ZAT ayant subi l'influence de la passe suivante

IV.3.1.3. Conclusion de l'étude micrographique

Cette analyse montre l'existence de microstructures très variées dans le joint soudé étudié. En dehors de la nature et du nombre des impuretés présentes dans l'acier, le clivage est généralement favorisé par une grande taille de grain. On peut donc prévoir que, dans la zone fondue, la zone brute de solidification sera probablement la plus vulnérable au clivage du fait de la taille importante des grains. Dans la ZAT, la ZAT à gros grains et la ZAT à gros grains réchauffée devraient être les microstructures les plus fragiles pour la même raison.

IV.3.2. Cartographie de micro-dureté

Sous forte charge la dureté mesurée est caractéristique d'un matériau et ne dépend pas de la charge ; sous faible charge, la mesure dépend de la microstructure testée sous la pointe du pénétrateur. L'objectif est ici de caractériser la dureté des différentes zones observées par micrographie du joint soudé. L'échantillon est soigneusement poli jusqu'à un grain de 3 microns. Une très légère attaque au Nital est ensuite réalisée pour révéler la microstructure. La charge utilisée lors des essais de microdureté est 200g. Cette valeur est retenue car elle permet d'obtenir des empreintes de diagonale de l'ordre de 40 à 50 microns sur l'échantillon. Cette taille d'empreinte est correcte par rapport à la microstructure observée. En supposant le joint soudé symétrique, la cartographie est réalisée sur une moitié de la section. Pour chaque point, deux mesures sont effectuées ; la dureté résulte de la moyenne des deux mesures. Dans les cas où la dispersion entre les deux mesures est importante, des mesures complémentaires sont effectuées pour affiner le résultat.

La cartographie réalisée est présenté Figure IV-6. Elle montre une augmentation de la dureté lors de la traversée de la ZAT : les duretés mesurées dans le métal de base sont comprises entre 151 et 178 Hv, alors que dans la zone fondue, elles sont comprises entre 178 et 204 Hv.

Les duretés mesurées dans la ZAT sont comprises entre 175 et 198 Hv. L'augmentation de la micro-dureté à la traversée de la ZAT n'est pas régulière. Néanmoins, les duretés les plus importantes sont observées à proximité de la zone fondue, et sont situés dans des zones de ZAT à gros grains.

La cartographie de microdureté la zone fondue ne permet pas de déterminer la zone la plus dure. Afin d'affiner les résultats, des points de mesure ont été pris suivant une ligne verticale traversant plusieurs passes. Ces mesures montrent deux pics, semblant correspondre chacun à une frontière entre la zone fondue brute et la zone fondue ré-austénitisée.

En conclusion, cette analyse des microduretés Vickers montre une augmentation de la micro-dureté à la traversée de la ZAT. Si l'on considère que la rupture fragile est favorisée dans les zones où la dureté est forte et la taille de grain grande, les zones qui paraissent les plus favorables au clivage sont la ZAT à gros grains et les zones fondues brutes de solidification.

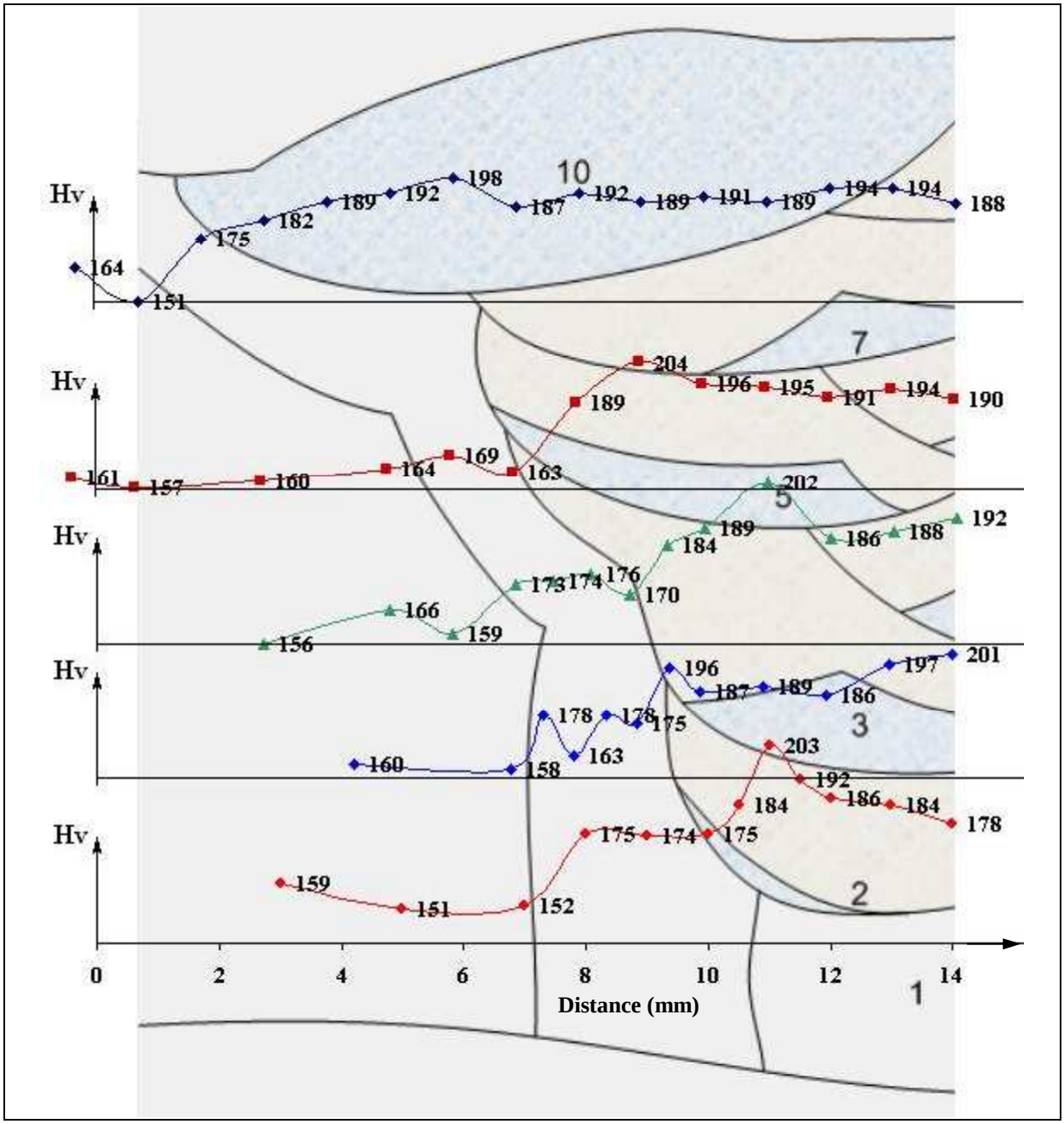


Figure IV-6 : Cartographie de microduretés Vickers. Les lignes de mesure de microduretés sont représentées par la ligne des abscisses de chaque courbe. L'échelle de microdureté est commune, mais les zéros en ordonnées sont différents.

IV.4. Comportement du matériau en traction simple

D'un point de vue mécanique, nous distinguons 3 zones dans le joint soudé : le métal de base (indice MB), le métal déposé (indice MD), et la ZAT. Chacune de ces 3 zones possède des caractéristiques mécaniques propres. Le métal de base a été caractérisé au Chapitre III. Nous nous proposons ici de caractériser en traction monotone le métal déposé et la ZAT.

Un traitement thermique de 1/2h à 250°C est effectué sur toutes les éprouvettes prélevées sur le joint soudé. Suivant les zones, on peut prévoir que :

- soit le joint soudé a subit un écrouissage au refroidissement, auquel cas le traitement thermique fait apparaître les effets d'un vieillissement statique ;
- soit les contraintes résiduelles restent inférieures à la limite d'élasticité du métal de base, auquel cas le traitement thermique n'a aucun effet.

IV.4.1. Méthode de prélèvement des éprouvettes de traction

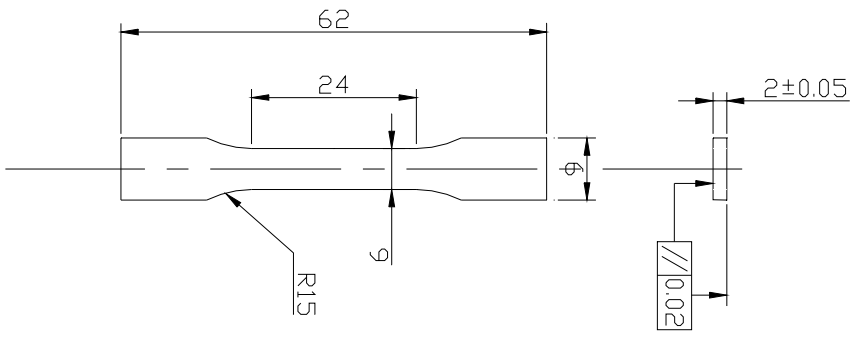
La Figure IV-7-a présente la géométrie des éprouvettes de traction plates utilisées. Pour le métal déposé, 10 éprouvettes sont prélevées dans un joint soudé spécifique fabriqué dans un moule, appelé « moule de caractérisation ». Il s'agit en fait d'un joint soudé de même hauteur mais large de 20 mm, facilitant ainsi les prélèvements.

En revanche, les éprouvettes de traction de la ZAT sont directement prélevées sur le joint soudé du tube (Figure IV-7-b). Cette ZAT présente une épaisseur variant autour de 4 mm. Elle fait de plus un angle de 37° environ avec l'axe du tube, et suit la courbure de la circonférence. Pour réaliser ce prélèvement difficile, on procède par étapes.

- Le joint soudé est découpé en 8 secteurs de 45°.
- Les sections du joint sont révélées au Nital sur chaque secteur. On relève les cotes de la ZAT sur chaque secteur.
- Sur chaque secteur, on prélève une plaque d'épaisseur 3 mm centrée sur la ZAT suivant les cotes prises précédemment. Il faut de plus tenir compte ici de la courbure du joint.
- Une nouvelle attaque permet de vérifier le bon positionnement de la ZAT dans cette plaque. Un nouveau relevé de cotes est réalisé ;
- Les éprouvettes de 2 mm d'épaisseur sont usinées individuellement dans chaque plaque.

Au total seulement 8 éprouvettes ont été prélevées de cette manière dans la ZAT, dans un joint soudé unique, ce qui devrait éviter une dispersion des résultats.

a)



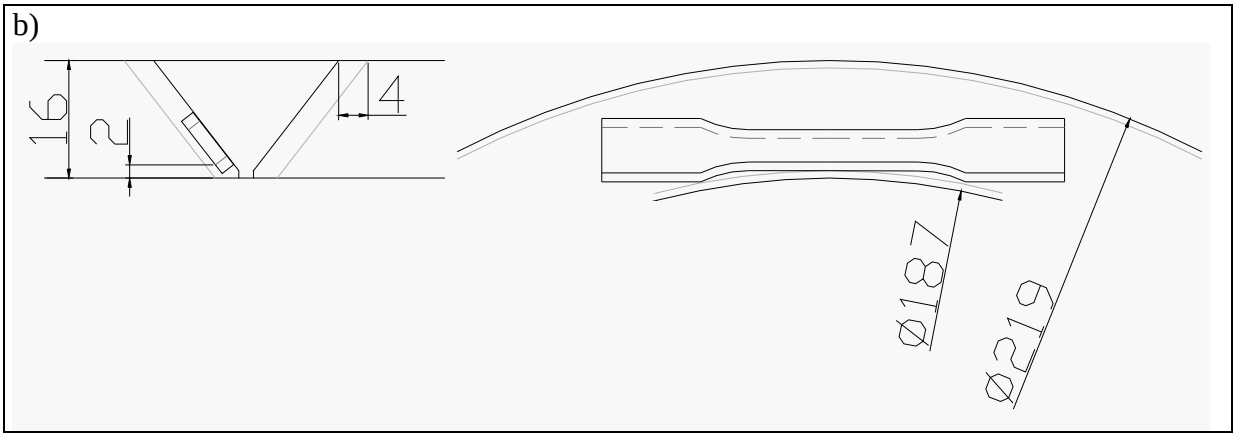


Figure IV-7 : a) Géométrie des éprouvettes plates de traction prélevées dans la ZAT et dans le MD ; b) Position de prélèvement des éprouvettes dans la ZAT.

IV.4.2. Courbes de traction

Les propriétés de traction sont évaluées en fonction des besoins d'interprétation des essais à venir. Etant donné le nombre restreint d'éprouvettes, on réalise 2 essais par température. Les essais sont réalisés, sur une machine servo-hydraulique, à différentes température, de l'ambiante à –50°C. La vitesse de déplacement du vérin est fixée à 1,44 mm/min, ce qui correspond à une vitesse de déformation moyenne de 1.10^{-3} s^{-1} de la partie utile.

La Figure IV-8 présente les courbes vraies d'écrouissage monotone obtenues dans la ZAT. La Figure IV-9 trace les évolutions des limites d'élasticité de la ZAT et du MD en fonction de la température et les compare aux valeurs obtenues précédemment sur le métal de base. La dispersion faible à chaque température et l'évolution régulière des limites d'élasticité avec la température confirme la réussite d'un prélèvement homogène.

Les conclusions suivante peuvent être tirées de ces essais :

- la courbe de traction type de la ZAT présente un palier de Lüders important mais pas de pic ReH (limite haute d'élasticité) ;
- il existe un fort Mismatch entre le métal de base et le métal déposé ;
- la limite d'élasticité de la ZAT est intermédiaire entre celle du MB et celle du MD ;
- les limites d'élasticité des trois matériaux évoluent parallèlement avec la température. En conséquence le mismatch varie avec la température (Tableau IV-2).

Température	20°C	0°C	-25°C	-50°C
Mismatch = $\frac{\sigma_{Y_MD}}{\sigma_{Y_MB}}$	1.63	1.63	1.59	1.51

Tableau IV-2 : Valeurs du mismatch entre le métal de base et le métal déposé, en fonction de la température.

Les courbes de traction obtenues pour la ZAT, qui présente un gradient propriété, constituent très vraisemblablement des moyennes du comportement des différentes microstructures de la zone de prélèvement. Pour des températures intermédiaires, les courbes

de traction sont interpolées linéairement point par point. Les modules d'Young de la ZAT et du MD sont supposés égaux à 210 GPa et les coefficients de Poisson à 0,3.

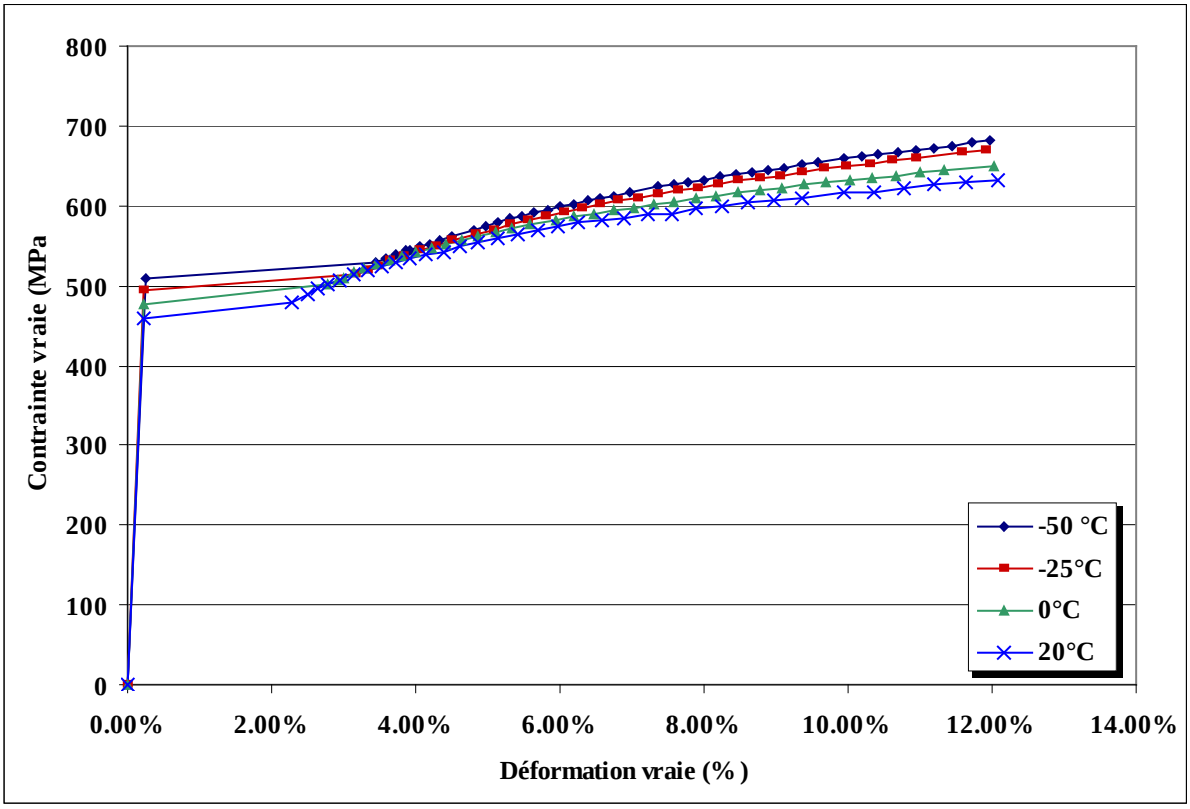


Figure IV-8 : Courbes vraies d'écrouissage de la ZAT.

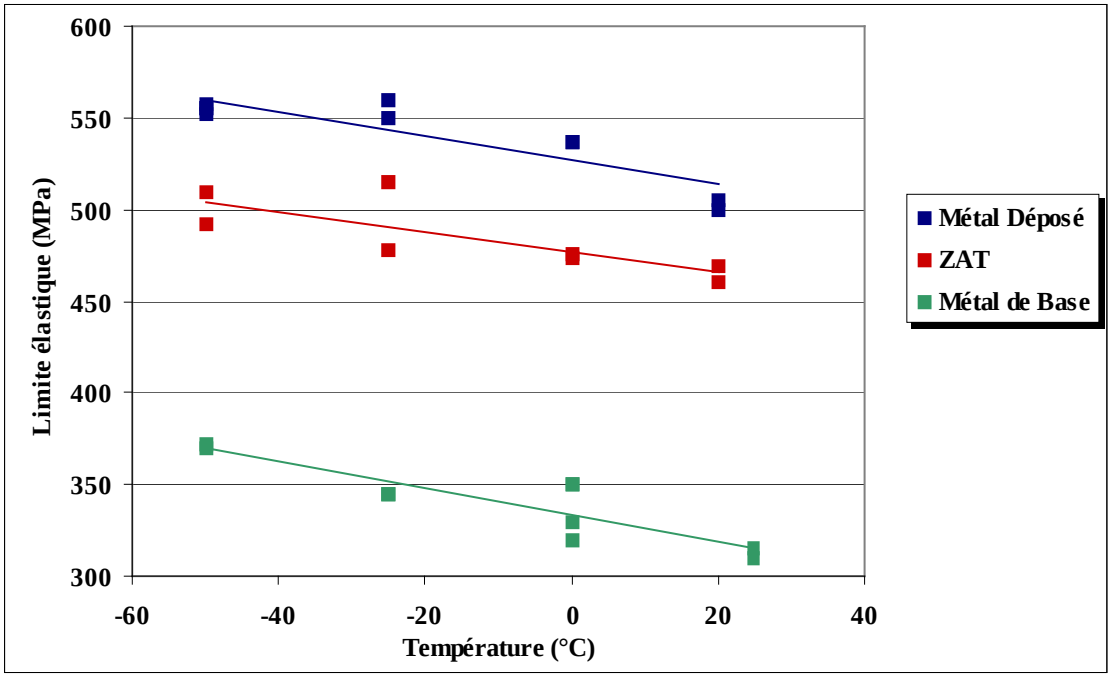


Figure IV-9 : Evolution des limites d'élasticité de la ZAT, du métal déposé et du métal de base avec la température.

IV.5. Résistance à la déchirure ductile

On cherche à caractériser la résistance à la déchirure ductile de la ZAT dans son intégralité, c'est-à-dire avec son gradient ou sa dispersion des propriétés, une interface avec d'autres matériaux et les effets du mismatch. C'est pourquoi nous n'avons pas simulé une microstructure particulière de la ZAT réelle, ce qui aurait été possible par un procédé GLEEBLE par exemple. Nous prélevons donc des éprouvettes CT dont la taille et la position sont ajustées de manière à mesurer les caractéristiques intrinsèques à la ZAT directement dans le joint soudé. Ces éprouvettes étant non normalisées, l'intégrale J devra être évaluée par une modélisation par éléments finis, dont nous détaillerons les spécificités.

Dans un premier temps, les caractéristiques de déchirure du MD ne sont pas étudiées car, comme on l'a précisé en introduction, les fissures de fatigue circonférentielles apparaissent en premier lieu dans la ZAT et c'est également la ZAT qui est *a priori* la zone la plus sensible à la rupture par clivage. Quelques éprouvettes CT ont cependant été prélevées dans le joint soudé avec leur entaille située au centre du MD mais n'ont pas été testées.

IV.5.1. Prélèvement des éprouvettes fissurées dans la ZAT

Afin de tester la résistance à la déchirure ductile de la ZAT réelle, 3 premières éprouvettes CT sont prélevées directement dans le joint soudé du tube. Il s'agit d'éprouvette CT12 dont l'épaisseur a été réduite à 6 mm afin que la largeur du front de fissure soit intégralement contenue dans la ZAT (Figure IV-10-a). L'orientation du prélèvement est identique à celle des CT12 du métal de base (§III.4) : le plan de fissuration est perpendiculaire à la direction axiale du tube, et la fissure avance dans la circonférence. Le joint soudé étant lui-même circonférentiel, la fissure reste dans la ZAT au cours de sa propagation (Figure IV-10-b). Ces éprouvettes sont par la suite notées CT12Ep6.

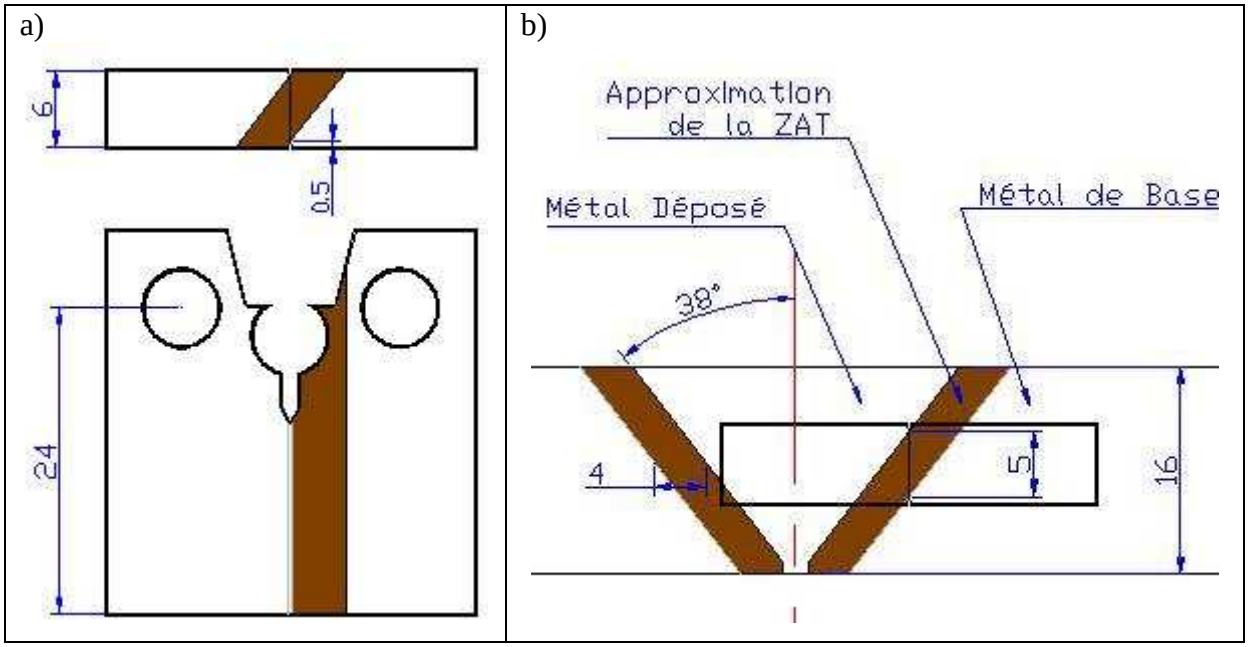


Figure IV-10 : a) Géométrie des CT12 d'Epaisseur 6 mm b) Position du prélèvement dans le joint soudé.

Plus précisément, ce prélèvement permet de tester toute l'épaisseur de la ZAT, car le front de fissure, dans sa largeur, passe de l'interface avec le MD à l'interface avec le MB.

Comme pour le prélèvement des éprouvettes plates de traction, on procède en plusieurs étapes :

- On prélève d'abord des « blocs » parallélépipédiques de dimension 13x32x70 englobant le joint soudé. Chaque bloc correspond à une éprouvette.
- La section du joint soudé est révélée au Nital sur chaque bloc.
- On relève alors les cotes de la ZAT et les cotes de prélèvement de l'éprouvette CT en superposant un calque (Figure IV-11). La position est optimisée de manière à placer la fissure dans la ZAT.

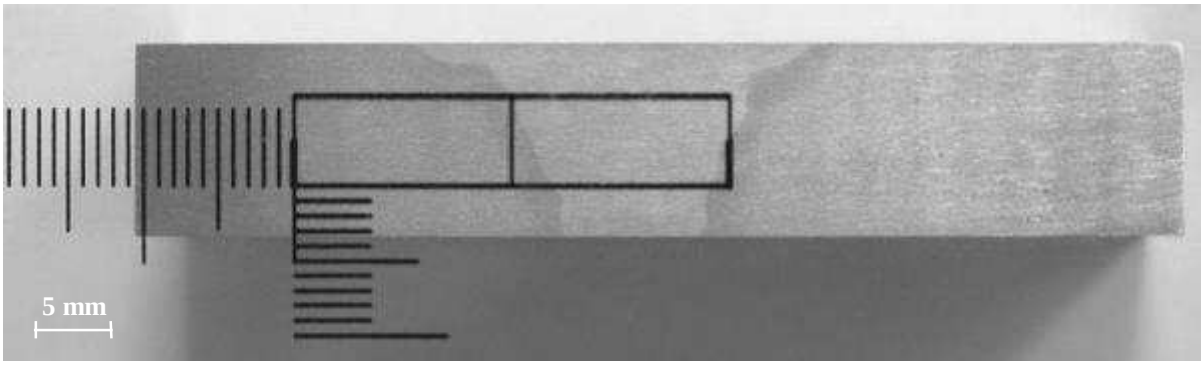


Figure IV-11 : Exemple de bloc de prélèvement d'une éprouvette CT12Ep6. Un calque est superposé au joint soudé révélé par une attaque au Nital. Les positions de prélèvement de chaque éprouvette sont ainsi relevées, ici à 10,5 mm de la surface de gauche et à 3,25 mm de la surface inférieure sur la figure.

IV.5.2. Mesures de ténacité

IV.5.2.1. Pré-fissuration des éprouvettes CT12Ep6

Les éprouvettes CT12Ep6 sont pré-fissurées en fatigue à ΔK décroissant de 22 à 15 $MPa.m^{1/2}$ en utilisant les formulaires de la norme ASTM 1820 [ASTM - 99] pour une éprouvette homogène d'épaisseur 6 mm. On suppose cette approximation du facteur d'intensité de contrainte suffisante pour la phase de pré-fissuration. La première éprouvette pré-fissurée est immédiatement testée afin de vérifier la qualité de la pré-fissuration et la faisabilité de l'essai de déchirure.

La fissure de fatigue dévie progressivement du plan de fissuration par une rotation autour de l'axe d'avancée (Figure IV-12). Les pré-fissurations suivantes confirment que cette déviation est due à la dissymétrie mécanique de l'éprouvette et non à un problème de montage. Sur les premiers millimètres, la fissure est rectiligne. En conséquence, une correction est apportée au protocole de pré-fissuration pour réduire la profondeur de la fissure finale, afin que celle-ci reste dans le plan initial de fissuration. Le rapport final a/W visé est compris entre 0.48 et 0.50.

Sans entailles latérales, la déchirure par cisaillement devient largement prépondérante pour cette éprouvette mince. Des entailles latérales de 2x0,5 mm sont donc usinées après la pré-fissuration (il est indispensable de pouvoir suivre la fissure en surface lors de la pré-fissuration).

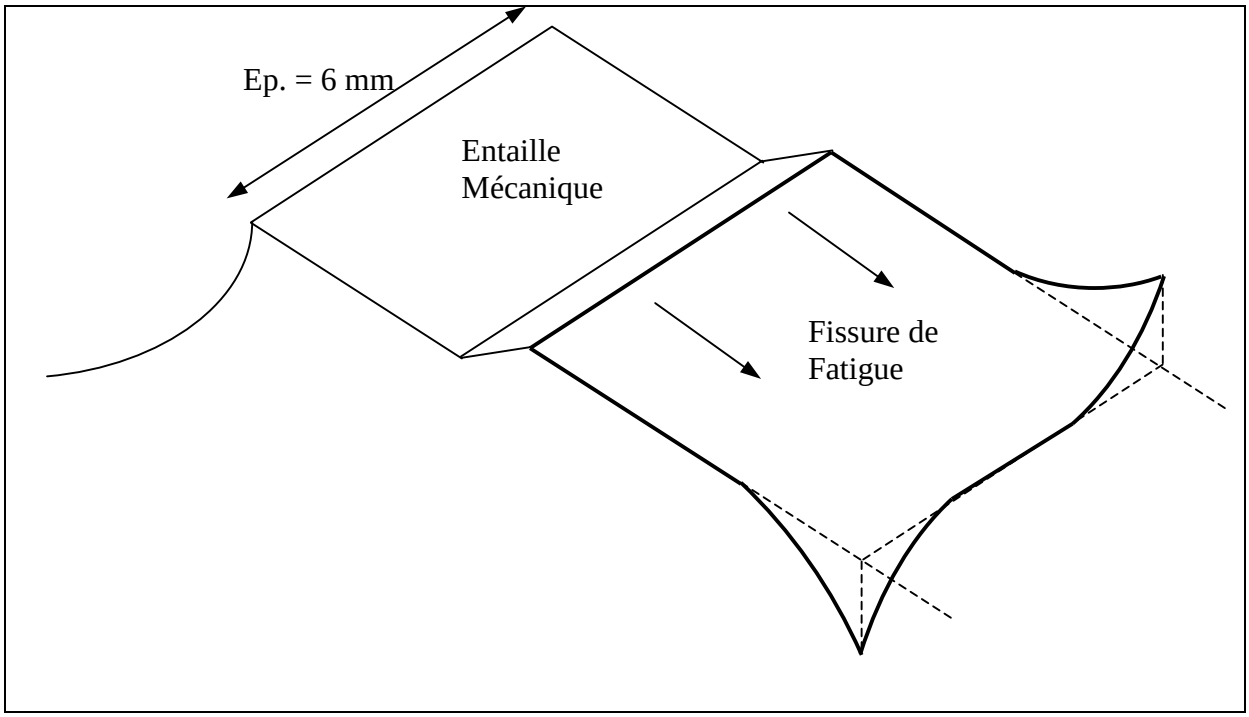


Figure IV-12 : Schéma de la déviation de la pré-fissure de fatigue due à la dissymétrie mécanique de l'éprouvette.

IV.5.2.2. Essais de déchirure ductile

Les essais sont réalisés sur une machine servo-hydraulique à une vitesse de déplacement du vérin imposée de 0,5 mm/min avec des décharges partielles pour la mesure de complaisance. Outre la force et le déplacement vérin, on enregistre également l'ouverture de fissure via un clip et la variation de DDP entre les lèvres de fissure.

Dans le but d'économiser les éprouvettes, et dans l'optique des essais qui vont suivre sur la caractérisation dans la partie supérieure de la transition, ces essais sont réalisés à –30°C.

En première approximation, l'intégrale J est calculée analytiquement selon la norme ASTM 1820 [ASTM-99] à partir de l'aire sous la courbe *Force-Ouverture de fissure*.

Sur ces éprouvettes de petite taille, il est difficile d'évaluer la ténacité à l'amorçage car on détecte mal l'amorçage : on ne détecte pas de changement de pente dans la variation de DDP. On suppose alors que la variation de DDP peut être séparée en deux termes : un terme lié à la déformation et un terme lié à l'avancée de fissure. Le premier est supposé évoluer linéairement en fonction de l'ouverture, via un coefficient que l'on détermine en début d'essai lorsque la déchirure n'est pas amorcée. On obtient alors l'avancée de fissure courante par la relation :

$$\Delta a = \left[DDP - \left(\frac{\Delta DDP}{\Delta CMOD}(a_0) \right) . CMOD \right] . \frac{\Delta a_{final}}{\left[DDP_{finale} - \left(\frac{\Delta DDP}{\Delta CMOD}(a_0) \right) . CMOD_{final} \right]} \quad \text{(IV-2)}$$

L'avancée de fissure est également obtenue par les mesures de complaisance élastique réalisées en cours d'essai grâce à des décharges partielles. Cette technique permet d'encadrer l'instant de l'amorçage ductile par deux mesures de complaisance (ou de raideur, inverse de la complaisance).

Sur l'essai N°05-070, les deux techniques indiquent chacune un amorçage ductile autour de 1,5 mm d'ouverture, soit pour une ténacité de 350 kJ/m² (Figure IV-13). Cette valeur constitue très certainement une moyenne de la ténacité à l'amorçage sur le front car il existe un gradient de propriétés mécanique dans l'éprouvette, qu'il conviendra d'évaluer. Les évolutions de longueur de fissure correspondantes sont de plus cohérentes puisque les courbes J-Δa sont superposées (Figure IV-14).

Cependant le bon accord entre les deux techniques n'a pas pu être vérifié sur tous les essais :

- sur certains essais l'évolution de la DDP ne permet pas de détecter l'amorçage,
- sur d'autres essais, la raideur évolue dès les premières mesures.

De plus, il existe une dispersion importante sur les ténacités à l'amorçage obtenues, les valeurs s'étalent de 110 à 380 kJ/m². Cette dispersion peut être due aux variations de propriétés de la ZAT et à une faible précision sur la détection de l'amorçage ductile. En conséquence, la valeur moyenne de ténacité à l'amorçage obtenue ici reste imprécise.

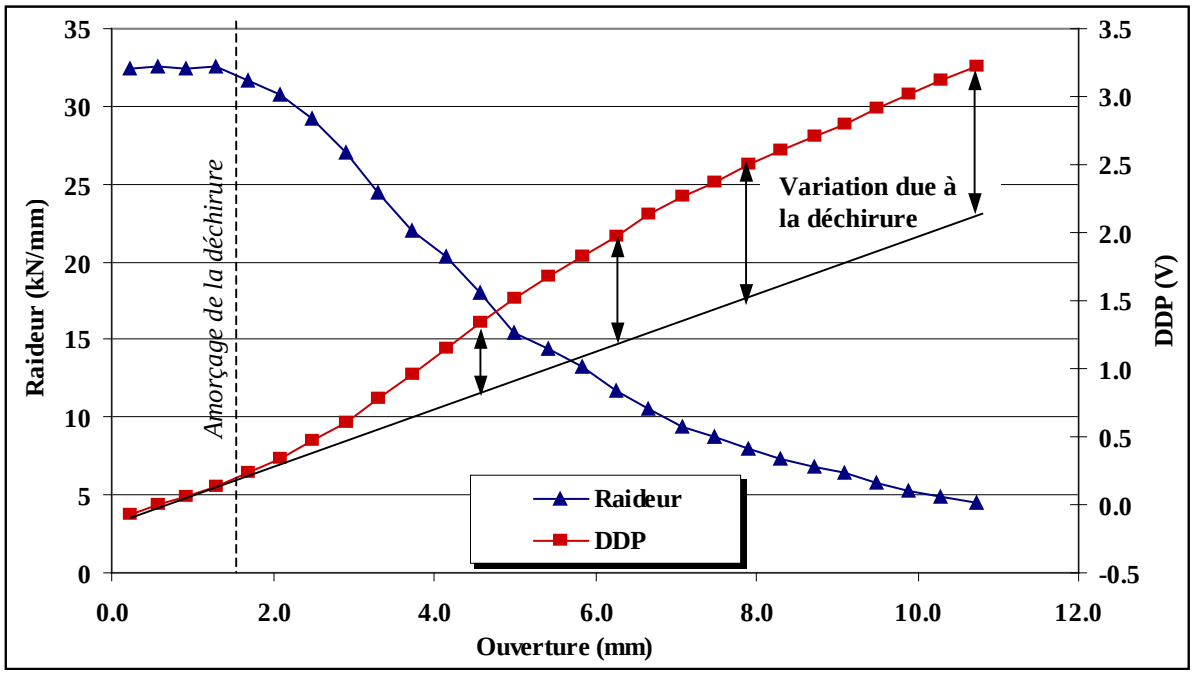


Figure IV-13 : Mesures de raideur et de DDP sur l'essai N°05-070 de déchirure sur CT12Ep6 dans la ZAT.

En revanche, les courbes J-Δa obtenues présentent des courbures comparables d'un essai à l'autre. En conséquence la valeur de G_{fr}, définie par la pente de la courbe J_{Mpl}-Δa, est

obtenue avec une faible dispersion, mais reste soumise à l'hypothèse de la validité du calcul de J par la norme ASTM 1820 :

$$G_{fr}\ (ZAT) = 230\ MPa$$

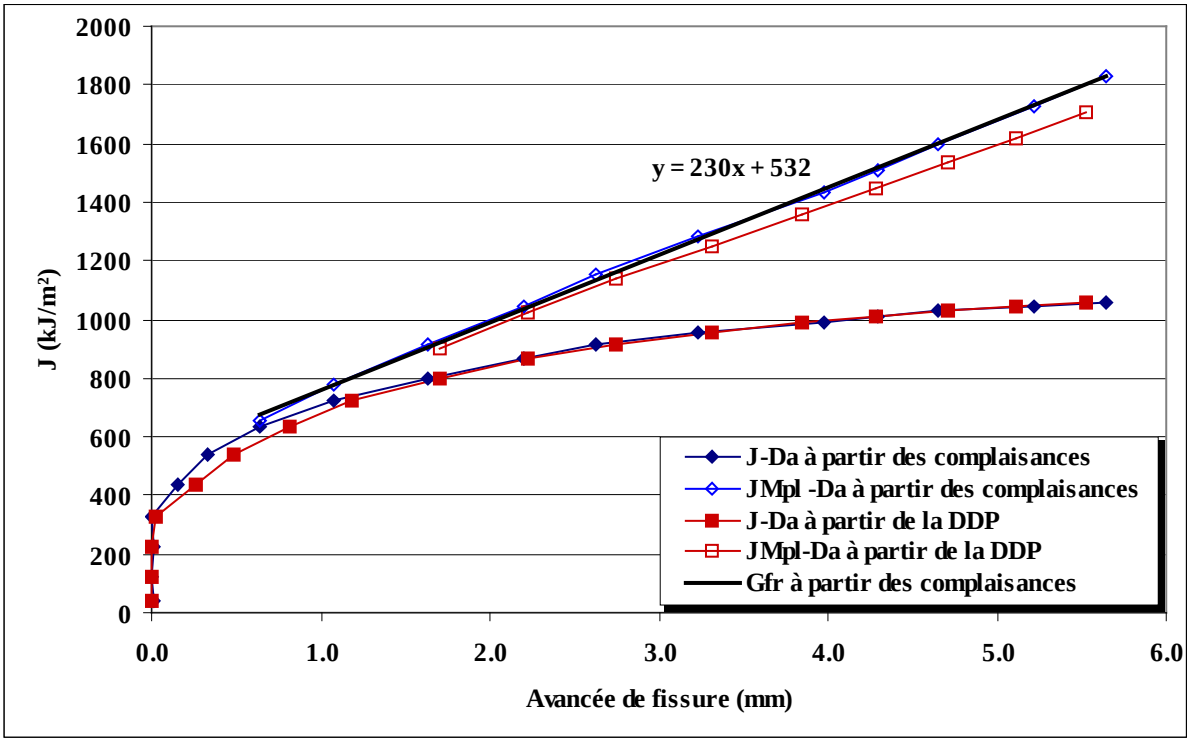


Figure IV-14 : Courbe J-Δa de l'essai N°04-070

IV.5.3. Interprétations par le calcul aux Eléments Finis.

Une valeur moyenne de ténacité à l'amorçage ductile de 350 kJ/m² a été évaluée expérimentalement sur les essais de déchirure sur CT12Ep6 avec fissure dans la ZAT. Cette valeur est une moyenne sur le front car l'intégrale J varie très vraisemblablement dans l'épaisseur de l'éprouvette à cause :

- des effets de bord,
- de l'inclinaison de la ZAT par rapport au plan de fissuration.

Il convient également de vérifier la validité de la norme pour le calcul de J sur cette éprouvette « multi-matériaux ». C'est ce que nous proposons ici.

IV.5.3.1. Simulations 2D d'un essai sur éprouvette CT12Ep6

Pour cela, un modèle 2D sous hypothèse de déformations planes utilisant des éléments quadratiques est mis en œuvre. Le comportement est supposé élasto-plastique. Les 3 matériaux, MB, ZAT et MD, répondent à un critère d'écoulement de Von Mises et les courbes de traction utilisées sont celles issues des essais présentés au §IV.4.2. Le calcul ne prend pas

en compte les grands déplacements et grandes déformations afin de garder la validité du calcul de J. Etant donné l'inclinaison de la bande de la ZAT dans l'éprouvette, il est nécessaire de faire une hypothèse supplémentaire sur la géométrie en 2D : la bande de la ZAT est supposée parallèle au plan de fissuration et la distance, notée h, entre l'interface MB/ZAT et le plan de fissuration peut varier de 0 à 4 mm (Figure IV-15). Plusieurs calculs sont effectués pour diverses valeurs de h.

Dans cette configuration, d'après les travaux de [Golder -05], le calcul analytique de J selon la norme ASTM 1820 [ASTM - 99] reste applicable avec une erreur inférieure à 10% par rapport au calcul numérique pour une distance h comprise entre 1 et 3 mm et un rapport a/W compris entre 0,5 et 0,8. Effectivement, dans la configuration h=2 mm et a/W=0,5 on évalue un écart de seulement 4% entre les valeurs analytiques de la norme et les valeurs numériques (Figure IV-19).

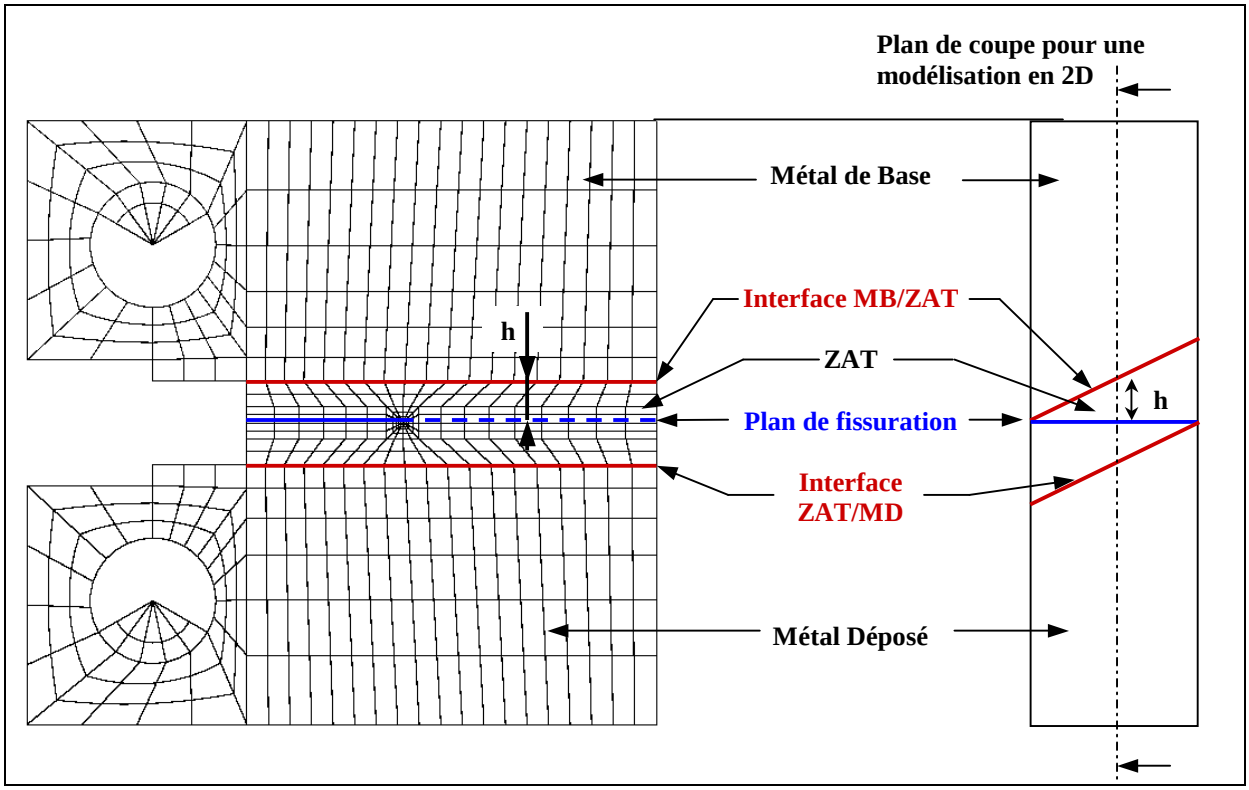


Figure IV-15 :Modèle 2D de l'éprouvette CT12Ep6. Définition de la distance h entre le plan de fissuration et l'interface MB/ZAT.

Dans la configuration réelle, l'état de déformations planes est approché au centre de l'éprouvette. La valeur correspondante de h est de 2 mm, qui est également la valeur moyenne dans l'épaisseur. Pour une épaisseur corrigée de $B' = \sqrt{B.B_N}$, avec B_N l'épaisseur entre entailles latérales, cette configuration ne permet pas de reproduire le comportement global de l'essai, l'effort est surestimé (Figure IV-18). A l'inverse, un calcul 2D en hypothèse de contraintes planes, toujours pour h=2 mm, sous-estime l'effort global et les valeurs de J ne correspondent plus à la norme.

IV.5.3.2. Modélisations 3D

Un modèle 3D a été développé afin d'évaluer le gradient de l'intégrale J dans l'épaisseur de l'éprouvette CT12Ep6.

Une première modélisation a été effectuée pour une éprouvette fictive CT12 d'épaisseur réduite à 6 mm constituée d'un matériau homogène, la ZAT. Le calcul de l'intégrale J sur cette éprouvette fictive permet de constater que :

- l'intégrale J varie de près de 40% sur la largeur du front malgré les entailles latérales (2x0,5 mm) ;
- la valeur maximale de J sur le front est très proche de la valeur donnée par la norme (Figure IV-16-a) ;
- la proportionnalité entre l'aire plastique sous la courbe *Force-Ouverture* et la valeur moyenne de J_{pl} n'est pas exactement respectée. Le coefficient η correspondant à J_{MOYEN} est très proche de la valeur de la norme en début d'ouverture puis s'en écarte. Le coefficient η correspondant à J_{MAX} tend vers la valeur de la norme pour une grande ouverture plastique (Figure IV-16-b).

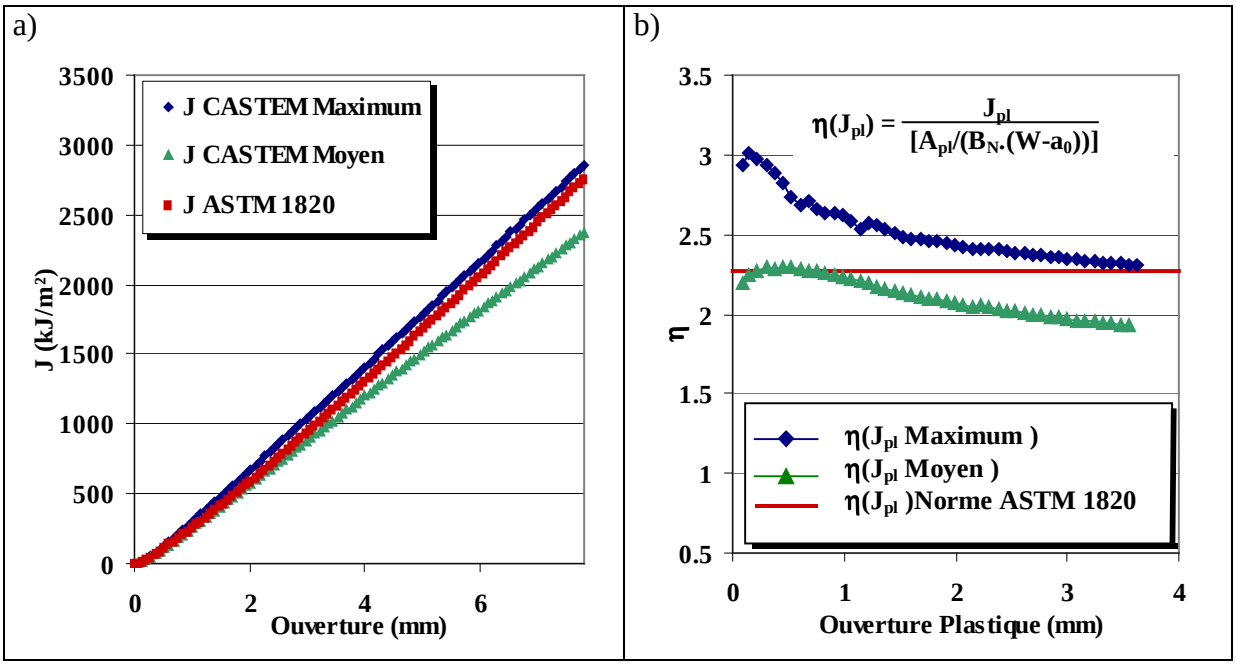


Figure IV-16 : a) Comparaison des évolutions de J numérique et analytique sur une éprouvette fictive CT12 d'épaisseur réduite à 6 mm et de matériau homogène (ZAT).
b) Evolution des coefficients η correspondants en fonction de l'ouverture plastique

Une modélisation de l'éprouvette CT12Ep6 multi-matériaux telle que prélevée dans le joint soudé a ensuite été développée. Généralement, les modèles de calcul aux éléments finis attribuent les caractéristiques des matériaux éléments par éléments. Ainsi il est nécessaire de mailler explicitement les interfaces entre les différents matériaux de manière à ce qu'aucun élément ne « chevauche » deux matériaux. Pour ce nouveau calcul, nous souhaitons ne pas mailler ces interfaces pour deux raisons :

- sans les interfaces, les maillages sont inchangés par rapport aux nombreux modèles « matériau homogène » que nous avons déjà développé, d'où un gain de temps important ;
- les interfaces MB/ZAT et ZAT/MD sont traversées par le front de fissure, ce qui n'est pas compatible avec le calcul numérique de J par la procédure G(θ)

Pour décrire les propriétés des matériaux (loi de comportement), on définit, sur les éléments du maillage, un champ de la variable scalaire nommée GEO égale respectivement à 1, 2 ou 3 suivant que le point de Gauss se situe dans le MB, la ZAT ou le MD (Figure IV-17). A chaque valeur de cette variable interne correspond le module d'Young, le coefficient de Poisson et la courbe de traction du matériau considéré.

Ainsi, au sein d'un même élément, les points de Gauss pour l'intégration des contraintes ont des propriétés « matériau » indépendantes. Bien sûr, le champ GEO reste constant au cours du calcul. Cette technique peut être directement comparée à un calcul thermomécanique pour lequel la courbe de traction dépend de la température. Le calcul de J est effectué par la procédure G(θ), toujours en utilisant l'analogie avec un calcul thermomécanique. Notons qu'il n'existe pas de symétrie dans cette éprouvette, elle est donc intégralement maillée.

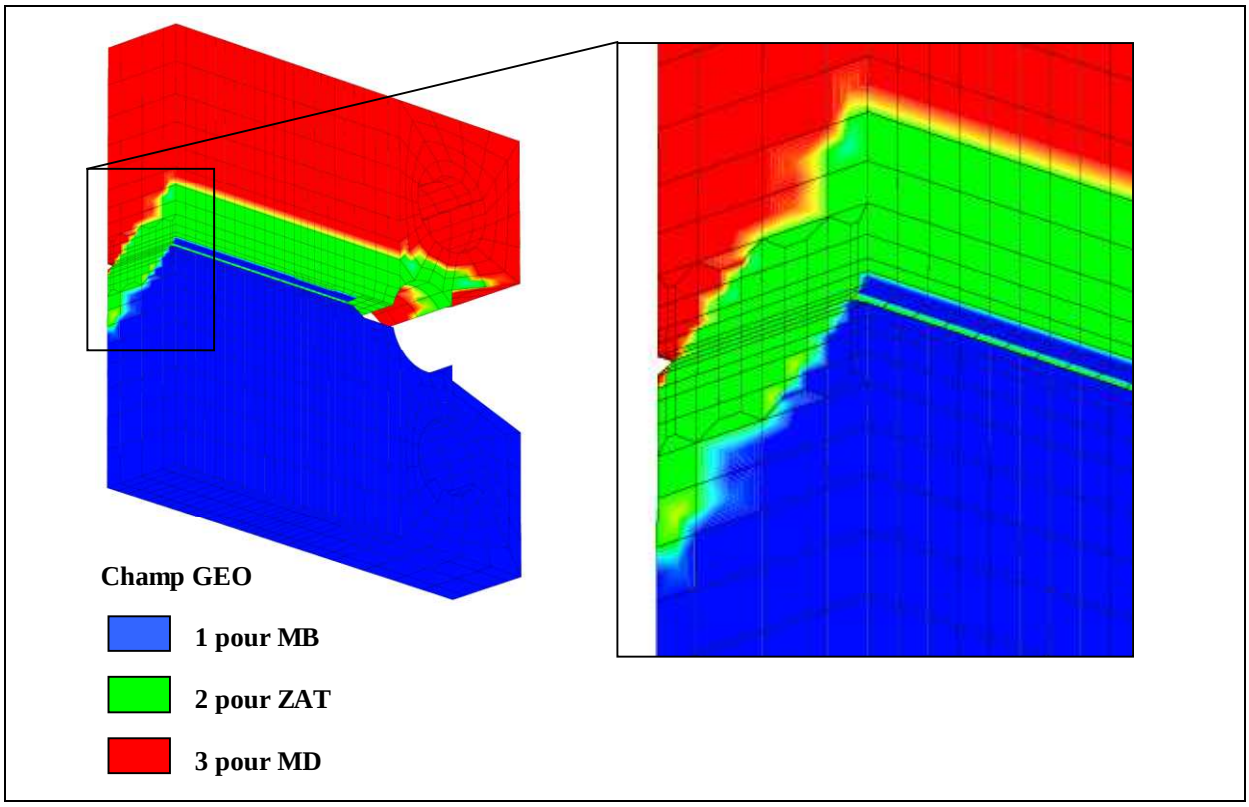


Figure IV-17 : Variable interne GEO permettant de définir les zones des différents matériaux du joint soudé dans l'éprouvette CT12Ep6.

Le calcul 3D reproduit correctement le comportement global de l'essai jusqu'à la charge maximale (Figure IV-18). Ce comportement est intermédiaire entre ceux des hypothèses de déformations planes et de contraintes planes. La valeur numérique de J moyen le long du front est très proche de la valeur obtenue en déformations planes et donc très proche de la norme (Figure IV-19). Il est en conséquence parfaitement valable d'utiliser la norme pour le calcul analytique de J.

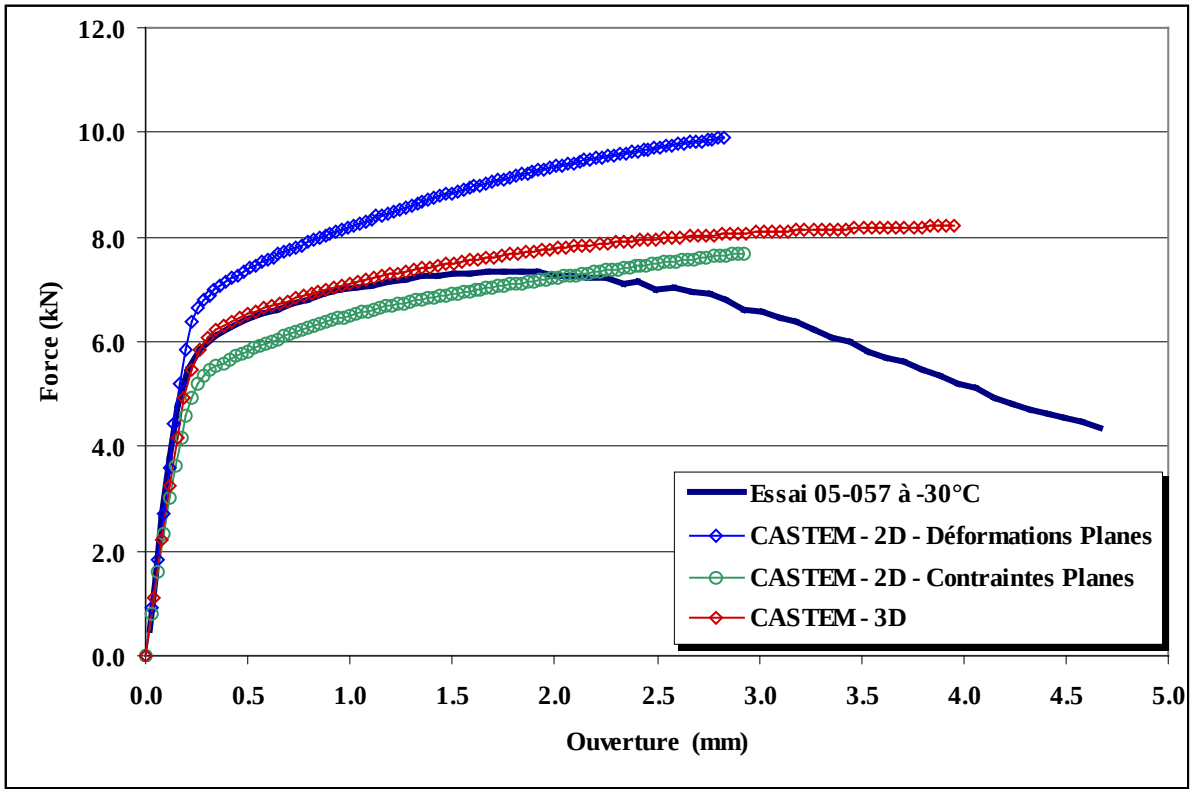


Figure IV-18 : Courbes *Force-Ouverture de fissure*. Comparaison entre l'essai et les résultats des calculs 2D et 3D.

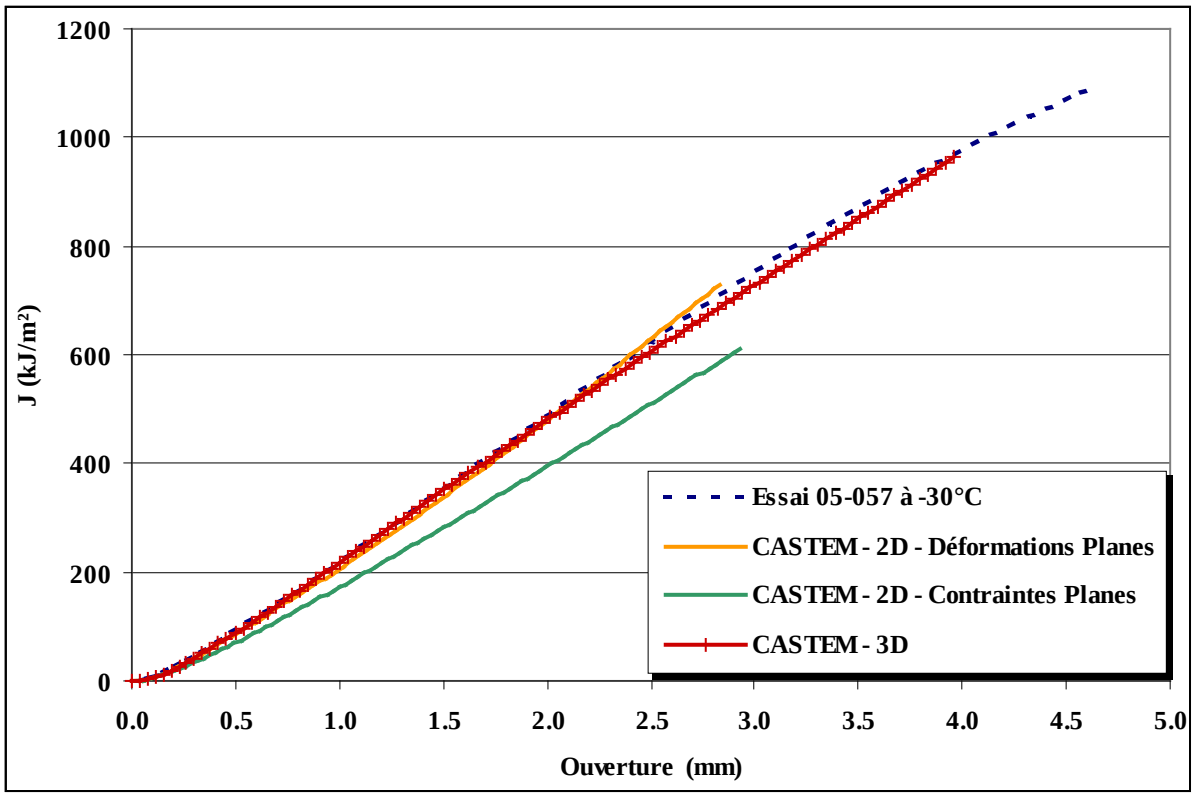


Figure IV-19 : Comparaison des calculs numériques de J avec la valeur obtenue sur l'essai par application de la norme ASTM 1820.

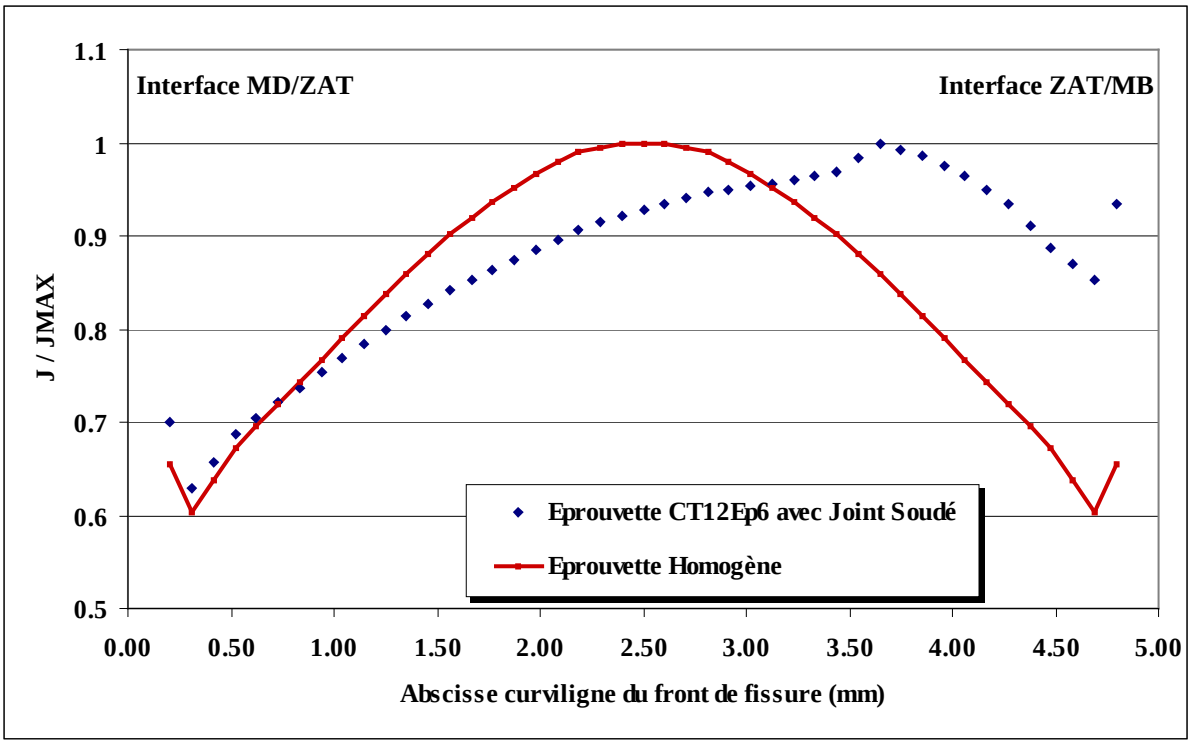


Figure IV-20 : Comparaison des évolutions numériques de J le long du front de fissure pour une éprouvette homogène et l'éprouvette multi-matériaux CT12Ep6.

La Figure IV-20 présente l'évolution normalisée de J à l'amorçage ductile le long du front (rectiligne) comparée à celle de l'éprouvette fictive homogène. On constate une variation importante et une dissymétrie. La valeur maximale de J est décalée du coté de l'interface MB/ZAT ; ce qui est logique puisque la limite d'élasticité du MB est plus basse que celle du MD, la déformation est donc plus grande de ce côté.

Le champ des contraintes est également dissymétrique (Figure IV-21). Les contraintes sont légèrement plus élevées du coté de l'interface MD/ZAT, pour les mêmes raisons de rapport des limites d'élasticité MB/MD.

Pour une ouverture à l'amorçage ductile de 1,5 mm, on note une valeur de J maximale de 400 kJ/m².

Cette valeur est élevée comparée à la valeur de ténacité critique à l'amorçage ductile du MB (J_i(MB)=285 kJ/m²). Or on pouvait s'attendre à une ténacité réduite dans la zone affectée thermiquement. Etant donné les incertitudes sur la détection de l'amorçage ductile sur les éprouvettes CT12Ep6, il serait nécessaire d'évaluer J_i(ZAT) à partir de la taille de la zone d'émoussement. En mesurant la profondeur de la zone d'émoussement au microscope électronique à balayage, puis en évaluant numériquement la ténacité correspondant à cette profondeur, on obtient avec précision la ténacité à l'amorçage ductile. Malheureusement cette mesure au MEB de la zone d'émoussement n'est pas disponible.

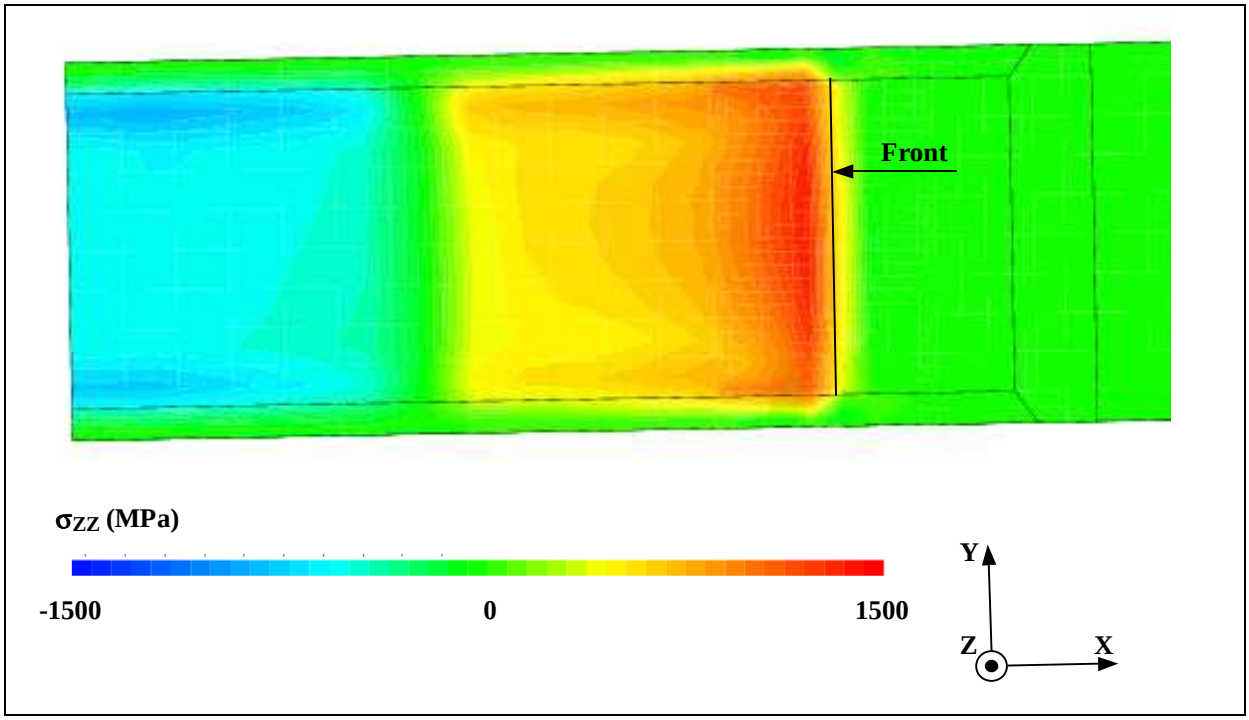


Figure IV-21 : Carte des contraintes d'ouverture sur le ligament de l'éprouvette CT12Ep6, pour un chargement J=350 kJ/m².

IV.6. Rupture dans la partie supérieure du domaine de transition

Les essais Charpy sur le métal de base ont permis d'évaluer rapidement le domaine de transition (§III.3). Les valeurs de résilience constituent une base pour la comparaison avec de nombreux matériaux de construction pour lesquels il s'agit du seul test pratiqué sur la rupture fragile. En ce qui concerne le joint soudé, et particulièrement la ZAT, nous n'avons pas pratiqué d'essais de résilience car :

- nous voulons économiser notre matière,
- les prélèvements sont difficiles,
- ces essais, sans instrumentation, ne sont pas interprétés dans le cadre de notre étude.

Nous cherchons donc à caractériser la partie supérieure du domaine de transition directement à partir de deux géométries d'éprouvettes fissurées :

- les éprouvettes CT12Ep6 présentées précédemment,
- des éprouvettes SENB de hauteur 14 mm et d'épaisseur 6 mm présentant un rapport a/W de 0,1 que nous noterons SENB01Ep6.

IV.6.1. Géométrie et Prélèvement des éprouvettes SENB01Ep6

Les éprouvettes SENB01Ep6 sont prélevées suivant le même principe que les éprouvettes CT12Ep6 (IV.5.1). Des blocs de matière de dimension 15x20x120 mm^3 sont prélevés autour du joint soudé puis le joint est révélé par une attaque chimique pour relever les cotes de prélèvement de l'éprouvette. Une hauteur additionnelle de 4 mm est prévue pour

créer une entaille pour la pré-fissuration. Cette matière est ensuite enlevée afin de ne garder que la fissure de fatigue de faible profondeur (zone hachurée sur le dessin, Figure IV-22-a). Des entailles latérales de 2x0,5 mm sont également usinées après la pré-fissuration.

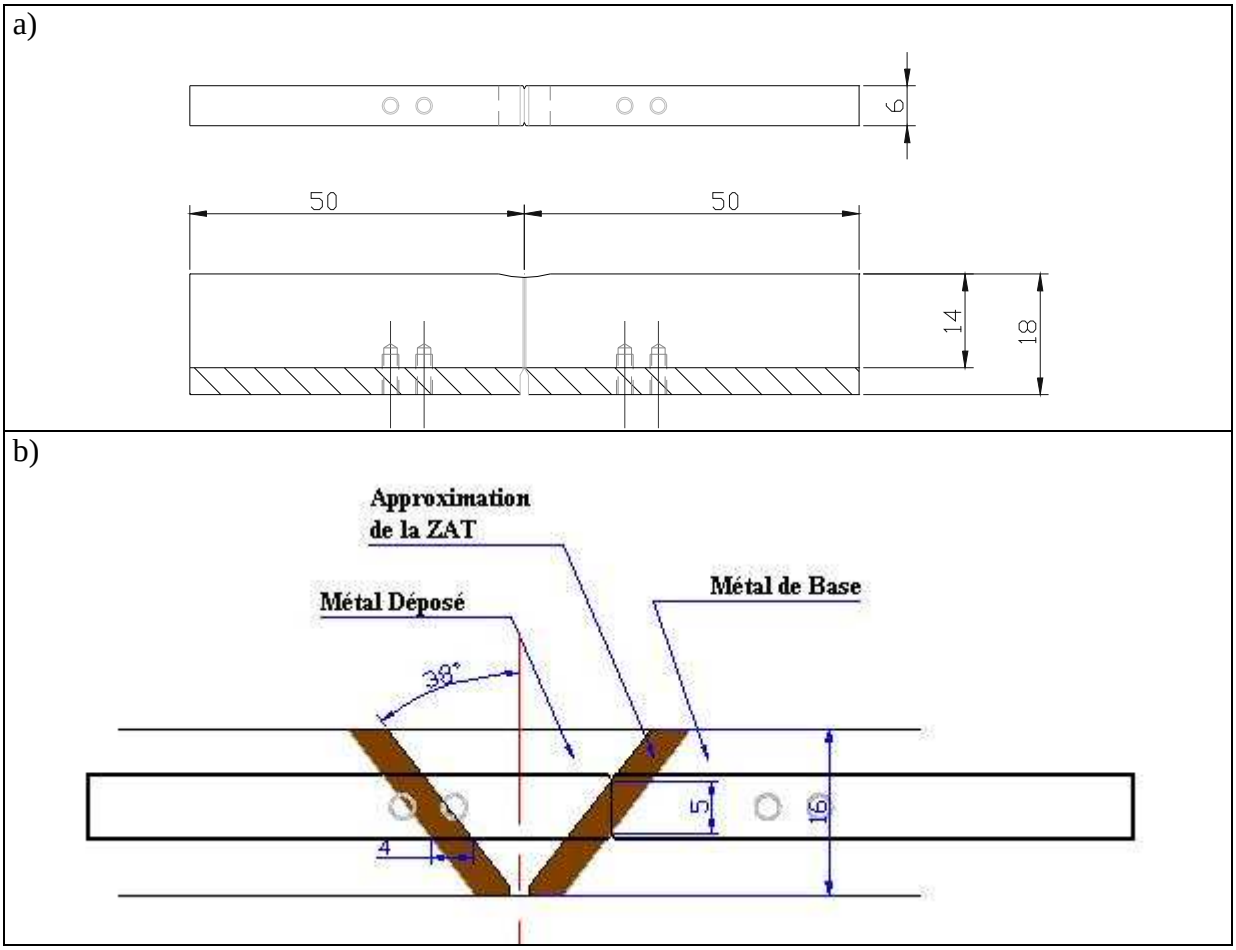


Figure IV-22 : a) Géométrie des éprouvettes SENB d'épaisseur 6 mm (SENB01Ep6)
b) Position du prélèvement dans le joint soudé.

IV.6.2. Compétition Déchirure Ductile / Clivage

Les essais sont menés sur machine servo-hydraulique à une vitesse de déplacement du vérin imposée de 0,5 mm/min avec des décharges partielles pour la mesure de complaisance. De la même manière qu'au §IV.5.2.2 on enregistre la force, le déplacement du vérin, l'ouverture de fissure et la variation de DDP entre les lèvres de la fissure. Si aucune rupture fragile n'intervient, les essais sont poursuivis jusqu'à une déchirure de 8 mm.

Etant donné le nombre réduit d'éprouvettes (16 CT12Ep6 et 15 SENB01Ep6), nous ne cherchons pas à identifier une température d'apparition du clivage pour chaque géométrie. Notre objectif est de décrire au mieux le comportement à une température donnée (à déterminer), à laquelle la rupture est soit entièrement ductile, soit ductile puis fragile. Bien sûr, cette température est proche de la température d'apparition du clivage.

Les avancées de déchirure ductile en fonction de la température pour chaque géométrie d'éprouvette sont indiquées en Figure III-21.

Pour les éprouvettes CT12Ep6, après deux essais ayant montré de la rupture fragile à -50°C et –40°C, 7 éprouvettes sont testées à –30°C. Deux éprouvettes montrent une rupture fragile et 5 éprouvettes restent ductiles jusqu'à 8 mm de déchirure.

Pour les éprouvettes SENB01Ep6, trois essais sont effectués à -30°C mais, contrairement aux éprouvettes CT12Ep6, ne montrent pas de rupture fragile. Un essai est réalisé à –70°C, l'éprouvette rompt par clivage après 3,5 mm de déchirure. Puis 5 éprouvettes sont testées à –50°C. Trois d'entre-elles montrent une rupture fragile et 2 restent ductiles jusqu'à respectivement 6 et 8 mm de déchirure (un essai est interrompu à 6 mm de déchirure pour des raisons techniques). Notons que l'on considère ici comme ductiles deux éprouvettes ayant montré une instabilité fragile seulement après 8 mm de déchirure ductile, l'une à -50°C et l'autre à -30°C.

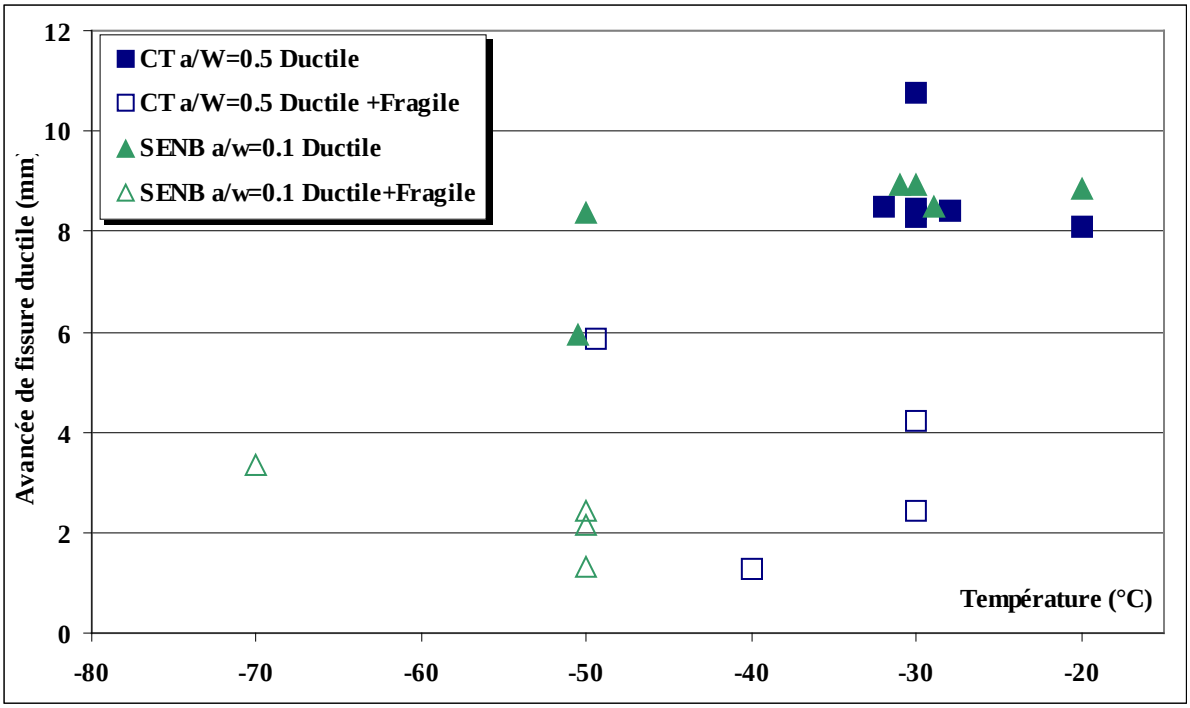


Figure IV-23 : Avancées de déchirure ductile en fonction de la température pour les deux géométries d'éprouvettes étudiées. On distingue les éprouvettes ayant clivé des éprouvettes restées ductiles.

On remarque une dispersion importante : à –50°C sur les éprouvettes SENB01Ep6 et à –30°C sur les éprouvettes CT12Ep6, certaines éprouvettes ont rompu par clivage après des avancées ductiles faibles, de l'ordre du millimètre, alors que d'autres éprouvettes sont restées ductiles jusqu'à 8 mm de déchirure.

Il n'est pas possible de comparer directement ces résultats obtenus sur la ZAT avec ceux obtenus sur le métal de base (§III.5.2) car les géométries sont différentes en épaisseur, et les températures où le nombre d'éprouvettes est suffisant pour évaluer une probabilité expérimentale sont différentes.

IV.6.3. Localisation des sites d'amorçage du clivage

Les éprouvettes ayant rompu par clivage après déchirure ductile sont observées au microscope électronique à balayage pour :

- localiser les sites d'amorçage du clivage et effectuer un relevé de position de ce site ;
- identifier les mécanismes d'amorçage du clivage.

Nous nous concentrons sur les 4 éprouvettes CT12Ep6 et 4 éprouvettes SENB01Ep6 rompues par clivage après des déchirures inférieures à 5 mm. Les observations ont été réalisées au Laboratoire de Mécanique de Lille et ont fait l'objet du projet de 3ème année de [Gaubert - 06]. Le système de repérage du site de clivage est identique à celui utilisé au §III.5.3 (Figure IV-24). Le Tableau IV-3 résume les distances obtenues. On remarque que :

- les écarts constatés entre les deux faces restent faibles et de l'ordre de la précision des mesures ;
- 5 éprouvettes sur 8 montrent un site d'amorçage à moins de 1 mm du bord libre de l'éprouvette (Y<1 mm) ;
- la distance *d*, du site de clivage au front de fissure ductile, varie de 30 à 240 µm. Aucune corrélation n'apparaît avec la température, la géométrie ou la quantité de déchirure ductile.

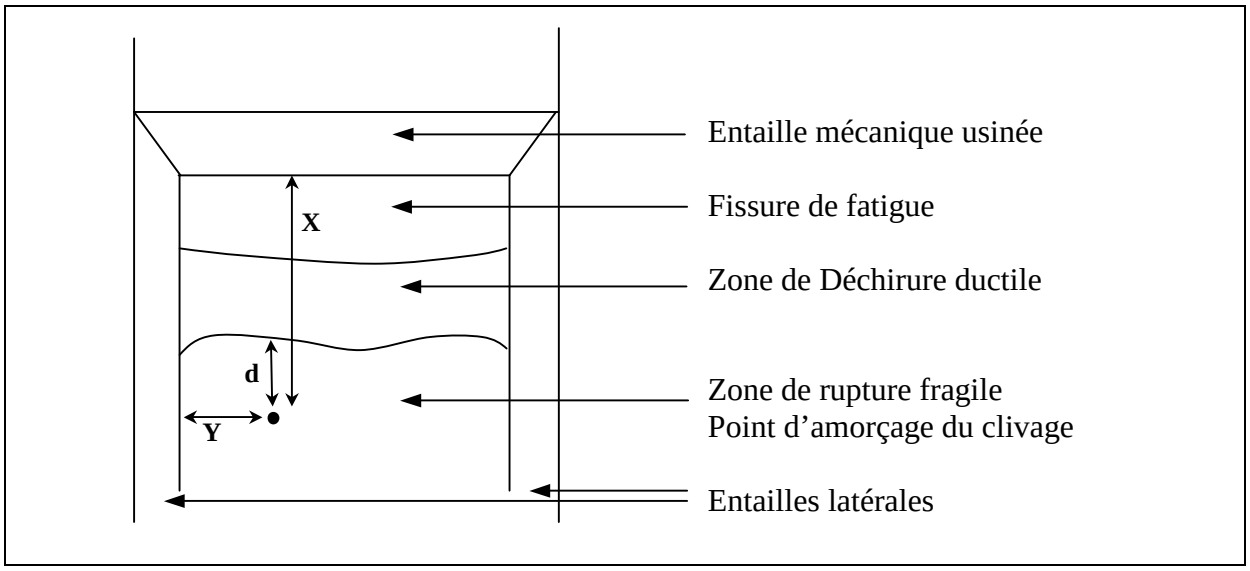


Figure IV-24 : Schéma de repérage du site d'amorçage du clivage sur une éprouvette CT12Ep6. X est la distance du site à l'entaille mécanique, Y est la distance du site à l'entaille latérale la plus proche et *d* est la distance du site au front ductile.

Repère de l'éprouvette	Type de l'éprouvette	Température d'essai °C	Déchirure ductile mm	Nb de Sites trouvés	X mm		Y mm		d µm	
					Face 1	Face 2	Face 1	Face 2	Face 1	Face 2
6978AW	CT12	-50	5,88	1	8,9	8,7	0,26	0,38	32	30
6976AI	CT12	-40	1,28	1	4	4,1	0,56	0,49	420	240
6976AT	CT12	-30	4,23	1	6,8	6,9	0,99	0,98	40	100
6976AS	CT12	-30	2,43	1	5,1	5	1,6	1,7	260	230
6972_D	SENB01	-70	3,35	1	4,9	4,9	2,2	2,2	55	30
6972_E	SENB01	-50	2,14	1	3,9	3,7	1,4	1,3	180	170
6972_F	SENB01	-50	2,42	1	3,8	3,7	0,51	0,56		
6972_H	SENB01	-50	1,3	1	2,9	2,9	0,31	0,37	78	72

Tableau IV-3 : Localisation des sites d'amorçage du clivage pour les éprouvettes fissurées dans la ZAT.

IV.6.4. Présence d'inclusions

Sur les deux éprouvettes, repérées respectivement 6976_AI et 6972_H, une particule sphérique est présente au site d'amorçage du clivage (Figure IV-25). La rupture ou la décohésion de cette particule aurait précipité la rupture de l'éprouvette. Ces particules sphériques ont un diamètre de 1,8 µm. De nombreuses particules sphériques sont également visibles sur le faciès de rupture. Leur taille est plus petite que celles des particules soupçonnées d'avoir déclenché le clivage : leur diamètre est compris entre 0,5 et 1,5 µm.

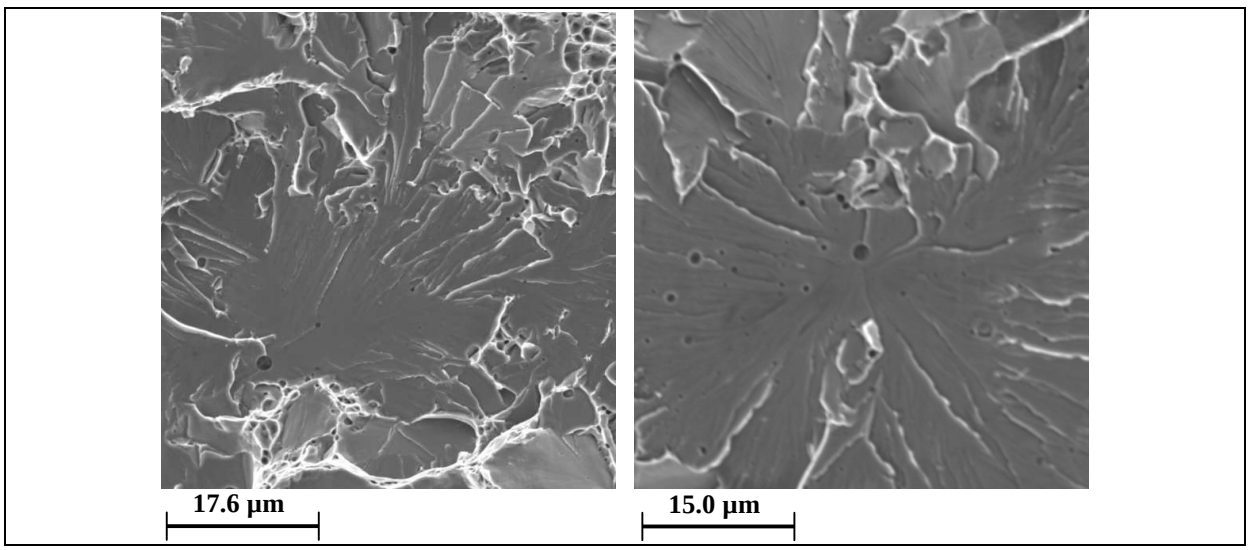


Figure IV-25 : Sites d'amorçage du clivage avec inclusions à proximité, éprouvettes 6976 AI (CT12Ep6) à gauche et 6972_H (SENB01Ep6) à droite.

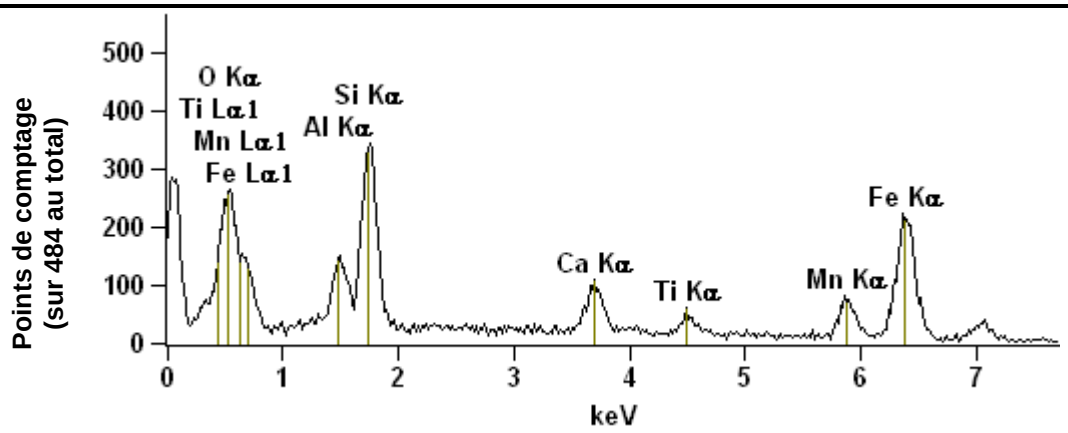
Les éprouvettes 6976_AI et 6972_H sont les éprouvettes ayant présenté les plus faibles déchirures ductiles avant clivage. Si ces particules sont bien à l'origine du clivage, cela signifie que leur présence a fragilisé l'éprouvette.

Cependant, ces particules sont également présentes sur le faciès de rupture de l'éprouvette 6972_F, sans pour autant avoir été détectées au site d'amorçage du clivage.

Enfin, il est important de rappeler qu'aucune particule ou inclusion n'a été observée sur les 5 autres éprouvettes. De plus, de petites zones ductiles sont observées à proximité du site d'amorçage sur toutes les éprouvettes. Cette observation avait déjà été faite sur les éprouvettes de métal de base (§III.5.2).

IV.6.5. Nature des inclusions

Une analyse EDS est menée afin de déterminer la nature des particules observées sur les faciès de rupture et au site d'amorçage du clivage sur 2 éprouvettes. Cette analyse révèle la présence de titane, de silicium et d'oxygène (Figure IV-26). Cependant, la raie de l'oxygène étant très proche des raies du fer, du titane et du manganèse, la présence d'oxygène n'est pas garantie.



Element	O	Al	Si	Ca	Ti	Mn	Fe
% Masse	15.92	4.08	12.84	5.95	2.97	11.35	46.90
% Atomique	34.78	5.29	15.98	5.19	2.16	7.23	29.36

Figure IV-26 : Analyse EDS d'une particule sphérique au point d'amorçage du clivage.

Afin de préciser l'origine de ces particules, le joint soudé complet est observé au MEB. Quelques particules sont observées dans le métal de base, mais en quantité très nettement inférieure à ce qui peut être observé sur les faciès de rupture dans la ZAT. En revanche de nombreuses inclusions, comportant les mêmes éléments, sont trouvées dans la zone fondue à la limite avec la ZAT. Ces inclusions sont donc très probablement dues au procédé de soudage.

Le prélèvement des éprouvettes permet de tester toute l'épaisseur de la ZAT, car le front de fissure, dans sa largeur, passe de l'interface avec le MD à l'interface avec le MB. D'après ces observations, il existe un risque de clivage plus important du coté de la ligne de fusion dû à la présence de ces impuretés. Effectivement, on remarque que 5 éprouvettes sur 8 ont

présenté des sites d'amorçage du clivage à moins de 1 mm du bord de l'éprouvette. Cependant l'interface correspondante n'a pas été relevée.

IV.7. Conclusions sur la Caractérisation des Joints Soudés

Ce chapitre présente la caractérisation des joints soudés des tubes en acier TU42 C et leur comportement à rupture dans la partie supérieure du domaine de transition.

Une brève étude bibliographique nous a permis de souligner les propriétés spécifiques des joints soudés. Dans le cadre de l'étude de la rupture fragile des soudures, cette analyse met en avant l'importance de la microstructure, des contraintes résiduelles et du vieillissement. Il apparaît également que le mismatch joue un rôle important sur la ténacité et que l'analyse numérique reste indispensable pour évaluer finement l'intégrale J.

Le joint soudé de l'étude est un joint de raboutement du tube en acier TU42 C utilisé dans les chapitres précédents. Il s'agit d'un joint circonférentiel en V.

L'analyse micrographique montre l'influence des passes successives sur la transformation de la microstructure. Dans la zone fondue, la zone brute de solidification est probablement la plus vulnérable au clivage du fait de la taille importante des grains. Dans la ZAT, il semble que ce soit la ZAT à gros grains et la « ZAT à gros grains réchauffée » qui soient les microstructures les plus fragiles pour la même raison.

Du point de vue mécanique, on distingue 3 zones dans le joint soudé : le métal de base, le métal déposé, et la ZAT. Les propriétés de traction du métal déposé ont été évaluées grâce à des éprouvettes plates prélevées dans un moule de qualification entre –50°C et la température ambiante. Les courbes de traction du métal déposé ont révélé un mismatch de l'ordre de 1,6. Des éprouvettes de traction plates ont également été prélevées avec succès dans l'épaisseur de 4 mm de la ZAT. La limite d'élasticité de la ZAT est intermédiaire entre celle du métal de base et du métal déposé.

La résistance à la déchirure ductile de la ZAT a été évaluée à partir d'une éprouvette CT12 dont l'épaisseur a été réduite à 6 mm afin que le front de fissure soit entièrement contenu par la ZAT. Là encore un soin particulier a été apporté au prélèvement afin de s'assurer de la bonne position de la ZAT. Une ténacité à l'amorçage ductile de 350 kJ/m² a été évaluée. Cependant on constate une forte dispersion. Cette dispersion peut être due aux variations de propriétés de la ZAT ou à une faible précision de la détection de l'amorçage ductile.

Un modèle de calcul aux éléments finis spécifique a été développé afin de vérifier la validité de la norme pour le calcul de J sur cette éprouvette CT12Ep6. Pour ce modèle, les caractéristiques des matériaux sont définies par des champs par éléments, si bien qu'il n'est plus nécessaire de mailler les interfaces entre les différentes zones. On a ainsi pu vérifier que le calcul analytique de J reste parfaitement acceptable pour cette éprouvette. On constate par ailleurs une forte variation de J sur le front, de l'ordre de 40%.

La partie supérieure du domaine de transition a été décrite par une série d'essai sur deux géométries d'éprouvette : des éprouvettes CT12Ep6 et des éprouvettes SENB01 d'épaisseur

également réduite à 6 mm et prélevées de manière identique aux CT12Ep6. Etant donné le nombre réduit d'éprouvettes, nous n'avons pas cherché à identifier une température d'apparition du clivage pour chaque géométrie. En revanche le comportement a été évalué à une température où la rupture est soit entièrement ductile, soit ductile puis fragile : -50°C pour les éprouvettes SENB01Ep6 et –30°C pour les éprouvettes CT12Ep6.

Les éprouvettes rompues par clivage lors de ces essais ont été observées au MEB. Les sites d'amorçage du clivage ont été repérés. Deux d'entre elles ont révélé une particule au site d'amorçage. Une analyse EDS indique que ces particules contiennent du titane et du silicium. De nombreuses autres particules du même type sont présentes sur certains faciès de rupture. Plus précisément ces impuretés se retrouvent dans une zone proche de la ligne de fusion. Elles ont donc pour origine le procédé de soudage et fragilisent très vraisemblablement la ZAT.

On comprend donc à travers ce chapitre que le comportement à rupture du joint soudé est différent de celui du métal de base car les mécanismes de clivage sont différents et plus divers. De plus, les interprétations numériques des essais demandent la mise en place de modélisations spécifiques, généralement plus complexes que pour le métal de base.

Un critère de rupture en contrainte seuil a été développé au Chapitre II. Notre objectif est d'identifier les paramètres de ce critère sur le métal de base et dans la ZAT afin de prédire la température d'apparition du risque de clivage sur une structure, avec ou sans joint soudé. Par manque de temps, seule la partie de ce travail consacrée au métal de base a pu être développée durant la thèse. Nous laissons donc maintenant de côté l'étude du comportement à rupture des joints soudés. Le prochain chapitre est consacré à l'identification des paramètres du critère en contrainte seuil sur le métal de base à partir des essais de rupture réalisés dans la partie haute de la transition fragile/ductile. Bien entendu, la problématique liée aux joints soudés reste prise en compte dans nos développements.

IV.8. Références

[A16 - 02] RCC-MR, Annexe A16 - Guide pour les études de fuite avant rupture et d'analyses de nocivité de défaut associées, *RCC-MR Vol. Z*, Ed 2002.

[BS7910 - 00] British Standards N°7910**,** Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. British Standards Institution, London, 2000.

[Eripret - 97] **C. Eripret et P. Hornet**, Fracture Toughness Procedures for Strength Mis-Matched Structures, *Mis-Matching ok Interfaces and Welds*, Edited by K.-H. Schwalbe and M. Koçak, 1997, GKSS Research Center Publications, Geesthacht, FRG, pp. 17-34.

[Forget - 98] P. Forget, P. Wident, Effet du Vieillissement statique ou thermique sur le comportement à rupture d'un joint soudé en acier C-Mn, Rapport Interne CEA NT SRMA 98-2287, 1998.

[Gaubert - 06] A. Gaubert, Etude des sites d'amorçage du clivage dans un acier faiblement allié, Rapport de Projet IMPACT, Ecole Centrale de Lille, 2006.

[Gilles - 94] P. Gilles, C. Franco, A new J-estimation scheme for cracks in mismatching welds – the ARAMIS method, Mis-matching of welds, Mechanical Engineering Publications, Londres, pp. 661-683, 1994.

[Golder -05] S. Golder, Etude fractographique de la rupture fragile de l'acier de tubes TU42C et interprétation d'essais de déchirure sur joints soudés, *Rapport de stage de Master Recherche 2ème année - Mécanique des Solides*, USTL Lille1 / Ecole des Mines de Douai, 2005.

[Grumbach - 93] M. Grumbach, Vieillissement des aciers, Les Techniques de l'Ingénieur, M 235, 1993.

[Hill - 98] M. R. Hill, How Residual Stresses affect prediction of brittle fracture, ASME PVP Volume 373, pp. 157-162, 1998.

[Hornet - 97] P. Hornet, C. Eripret et S. Hao, Experimental J Estimation from a Load-CMOD curve for Mis-Matched SENB and CCT Specimens, *Mis-Matching ok Interfaces and Welds*, Edited by K.-H. Schwalbe and M. Koçak, 1997, GKSS Research Center Publications, Geesthacht, FRG, pp. 331-341.

[Lam Thanh - 03] L. Lam Thanh, Acceptabilité de défauts en rupture fragile dans les soudures d'acier pour tubes : modèles FAD et approche locale, Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003.

[Leggatt - 84] R. H. Leggatt, Residual stresses at girth welds in pipes, Proc. Conf. Welding in Energy Related Projects, Toronto, 1984.

[Marini - 01] B. Marini, Etude Bibliographique de la Fragilisation des Zones Affectées par la Chaleur de l'Acier de Cuve REP, NT SRMA 2001-2422, 2001.

[OTUA - 00] Office Technique pour l'Utilisation de l'Acier, Avec les aciers actuels faut-il encore se préoccuper du vieillissement après écrouissage ? Office technique pour l'utilisation de l'acier, Le Courier Technique N°61, 2000.

[Panontin - 96] T.L. Panontin et M.R. Hill, The effect of residual stresses on brittle and ductile fracture initiation predicted by micromechanical models. *International Journal of Fracture*, Vol 82 pp. 317-333, 1996.

[Raoul - 99] S. Raoul, Rupture intergranulaire fragile d'un acier faiblement allié par la ségrégation d'impuretés aux joints de grains : influence de la microstructure, Thèse de l'Université de Paris XI Orsay, 1999.

[R6 - 98] Règle R6, Chapter IV.4, Welding Residual Stress Distributions , Nuclear Electric procedure R/H/R6, Rev. 4, 1998.

[Schwalbe - 97] K-H. Schwalbe, R.A. Ainsworth, C. Eripret, Ch. Franco, Ph. Gilles, M. Koçak, H. Pisarski et Y-Y Wang, Common views on the effects of yield strenght mis-match on testing and structural assessment, *Mis-Matching of Interfaces and Welds*, Edited by K.-H. Schwalbe and M. Koçak, 1997, GKSS Research Center Publications, Geesthacht, FRG, pp. 99-132.

[Thaulow - 97] C. Thaulow et M. Toyoda, Strength Mis-Match effect on fracture behaviour of HAZ, *Mis-Matching of Interfaces and Welds*, Edited by K.-H. Schwalbe and M. Koçak, 1997, GKSS Research Centre Publications, Geesthacht, FRG, pp. 75-98.

Chapitre V - Identification du critère en contrainte seuil

Sommaire du Chapitre V

V.1. Introduction 181

V.2. Interprétation des essais sur éprouvette AE 182
V.2.1. Conditions d'essai sur éprouvettes AE et résultats 182
V.2.2. Calcul de la contrainte principale maximale à rupture 184
V.2.3. Résultats 184
V.2.4. Détermination du module m et de la contrainte seuil σ_{th} 185

V.3. Interprétation des essais de mécanique de la rupture 189
V.3.1. Simulation numérique des essais sur éprouvette CT12 189
V.3.2. Simulation numérique des essais sur éprouvettes SENB 190
V.3.2.1. Choix des conditions aux limites en flexion 3-points. 190
V.3.2.2. Correction de l'ouverture sur les éprouvettes SENB01 193
V.3.2.3. Difficultés numériques rencontrées lors des calculs de propagation sur SENB 195
V.3.3. Contraintes principales à rupture 198
V.3.3.1. Contraintes principales maximales à l'amorçage de la déchirure 198
V.3.3.2. Contraintes principales maximales en cours de déchirure 199
V.3.3.3. Contrainte principale au point d'amorçage de la rupture fragile 202
V.3.4. Calcul des volumes seuils à rupture 204
V.3.4.1. Volumes seuils sur CT12 204
V.3.4.2. Volumes seuils sur éprouvettes SENB 207

V.4. Ajustement de la fonction de sensibilité F 210
V.4.1. 1ère hypothèse : σ_{Y0} dépendant de la géométrie 210
V.4.2. 2ème hypothèse : σ_{Y0} constant sur les 3 géométries 212
V.4.3. Ajustement de F à partir d'une seule géométrie 213
V.4.4. Conclusion sur l'identification de $F(\sigma_Y)$ 214

V.5. Discussion 215
V.5.1. Signification de la contrainte σ_{Y0} 215
V.5.1.1. 1ère Hypothèse 215
V.5.1.2. 2nde Hypothèse 215
V.5.2. A propos de la température des essais de rupture 216
V.5.3. Détermination de la contrainte seuil σ_{th} 216
V.5.3.1. Dépassement de la contrainte seuil 216
V.5.3.2. Dépendance à la plasticité de la contrainte seuil 217

V.6. Conclusions sur l'identification du critère en contrainte seuil 218

V.7. Références 220

V.1. Introduction

Le Chapitre II a présenté la mise en place d'un critère de rupture fragile succédant à une déchirure ductile, éventuellement importante. Ce critère est basé sur l'hypothèse simple qu'il existe une contrainte seuil en dessous de laquelle le clivage ne peut se produire. Ce critère a été développé sur un matériau de cuve à partir d'une base d'essais incluant une large gamme de géométries et de températures. Nous allons présenter dans ce chapitre une identification des paramètres de ce critère sur l'acier TU42 C des tubes du circuit secondaire. La forte dépendance à la température du comportement dans la partie supérieure de la zone de transition exige de couvrir par les essais une large plage de température. Appliquer ce type de critère à une structure mince pose le problème du prélèvement d'éprouvettes dans cette structure : l'épaisseur faible de la structure impose des conditions sévères de géométrie. De plus, c'est le joint soudé dans cette structure qui nous intéresse. Il convient d'une part de caractériser le joint soudé ce qui ne peut se faire qu'en utilisant des éprouvettes de taille réduite donc non normalisées, d'autre part de réduire le nombre d'éprouvettes nécessaires à l'identification du critère.

Il est utile de rappeler ici la forme du critère en contrainte seuil. Il exprime la probabilité de rupture par clivage en cours de déchirure ductile :

$$Pr = 1 - exp\left[- F\left(\sigma_Y\right) \cdot V_{th} \right] \tag{V-1}$$

avec

F	Fonction de Sensibilité, dépendante de la limite d'élasticité σ_Y
V_{th}	Volume seuil, c'est-à-dire volume où la contrainte principale maximale dépasse la contrainte seuil σ_{th}

La fonction de sensibilité F peut se mettre sous la forme :

$$F\left(\sigma_Y\right) = \left(\frac{\sigma_Y - \sigma_{Y0}}{\sigma_u \cdot V_0^{1/m}} \right)^m \tag{V-2}$$

avec

σ_Y	MPa	Limite d'élasticité
σ_{Y0}	MPa	Limite d'élasticité seuil, représentative de la limite d'élasticité à la température en dessous de laquelle le clivage ne peut plus avoir lieu.
m		Module. Il peut être déduit des essais sur AE
V_0	mm^3	Volume élémentaire
σ_u	MPa	Contrainte de normalisation

Dans un premier temps, nous allons évaluer la contrainte seuil du matériau TU42 C à partir d'essais sur éprouvettes AE2 rompues à –175°C. Cette série d'essais va également permettre d'évaluer le module *m*, dont nous avons montré la transférabilité au Chapitre II.

Une seconde partie sera consacrée à l'interprétation des essais du Chapitre III réalisés sur les éprouvettes CT et SENB dans la partie haute de la transition. Nous chercherons à évaluer l'influence de la géométrie sur les paramètres du critère en contrainte seuil. Chaque essai sera interprété numériquement par un calcul aux éléments finis qui permettra d'évaluer

les volumes V_{th} à rupture. Cependant, afin de réduire le nombre et la longueur des calculs, nous nous appuierons fortement sur les relations établies au chapitre II :

- V_{th} est proportionnel à Δa sur éprouvettes CT
- V_{th} varie linéairement avec la limite d'élasticité σ_Y

Nous évaluerons sur certains essais les contraintes en cours de déchirure ductile, et notamment la contrainte au point d'amorçage du clivage localisée grâce aux observations MEB présentées au Chapitre III.

Ces essais seront utilisés pour l'identification de la fonction de sensibilité F. Ces essais étant réalisés de part et d'autre de la frontière supérieure du domaine de transition, nous discuterons de la pertinence du modèle en contrainte seuil en regard de son application au cas limite de la disparition du clivage.

V.2. Interprétation des essais sur éprouvette AE

V.2.1. Conditions d'essai sur éprouvettes AE et résultats

A propos des essais sur éprouvettes AE, [Chapuliot - 04] montre (Figure V-1) qu'au-dessus d'une température donnée, la déformation moyenne à rupture atteint un palier dépendant de la géométrie. Le chargement à rupture est donc lié à la géométrie de l'éprouvette et non à une valeur critique intrinsèque au matériau. Ce constat s'explique par une instabilité géométrique : pour un essai en déplacement imposé du vérin, passé un niveau élevé de déformation, la partie entaillée de l'éprouvette commence à perdre sa résistance et l'effort à chuter. La partie hors entaille de l'éprouvette (ainsi que de la ligne de charge) se décharge élastiquement, ce qui impose un déplacement additionnel au niveau de l'entaille, amplifiant alors le phénomène. Dans ce régime, il existe un point d'instabilité qui mène à la rupture.

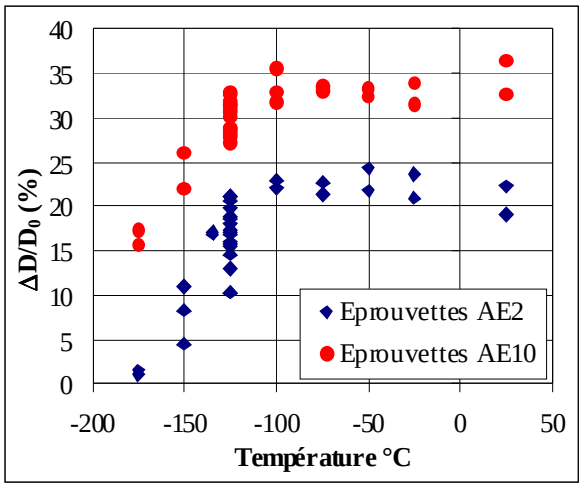


Figure V-1 : Déformations moyennes à rupture observées par [Chapuliot - 04] lors d'essais sur éprouvettes AE2 et AE10 sur un acier de cuve de type 16MND5

Afin d'identifier la contrainte seuil de rupture par clivage de notre matériau, il est donc indispensable d'éviter ce phénomène d'instabilité par déformation critique : la rupture doit être pilotée par le niveau de contrainte, ce qui est favorisé par une entaille aiguë. Nous

utilisons donc des éprouvettes AE2 (Figure V-2 a). Nous nous attachons ensuite à descendre à une température suffisamment basse pour ne pas obtenir de chute d'effort avant la rupture. Cette condition est remplie à –175°C (Figure V-2 b). Une quinzaine d'essais sont réalisés à cette température, à vitesse de déplacement du vérin imposée de 0.5 mm/min. Ces essais sont plus largement détaillés en annexe D.

Nous constatons sur la courbe *Force-Réduction diamétrale* (Figure V-2 b) une irrégularité de l'effort après le coude de plastification.. Cette irrégularité peut être due au comportement de notre matériau au dépassement de la limite d'élasticité : nous avons constaté au Chapitre III un palier de Lüders très important. L'écrouissage est ensuite régulier.

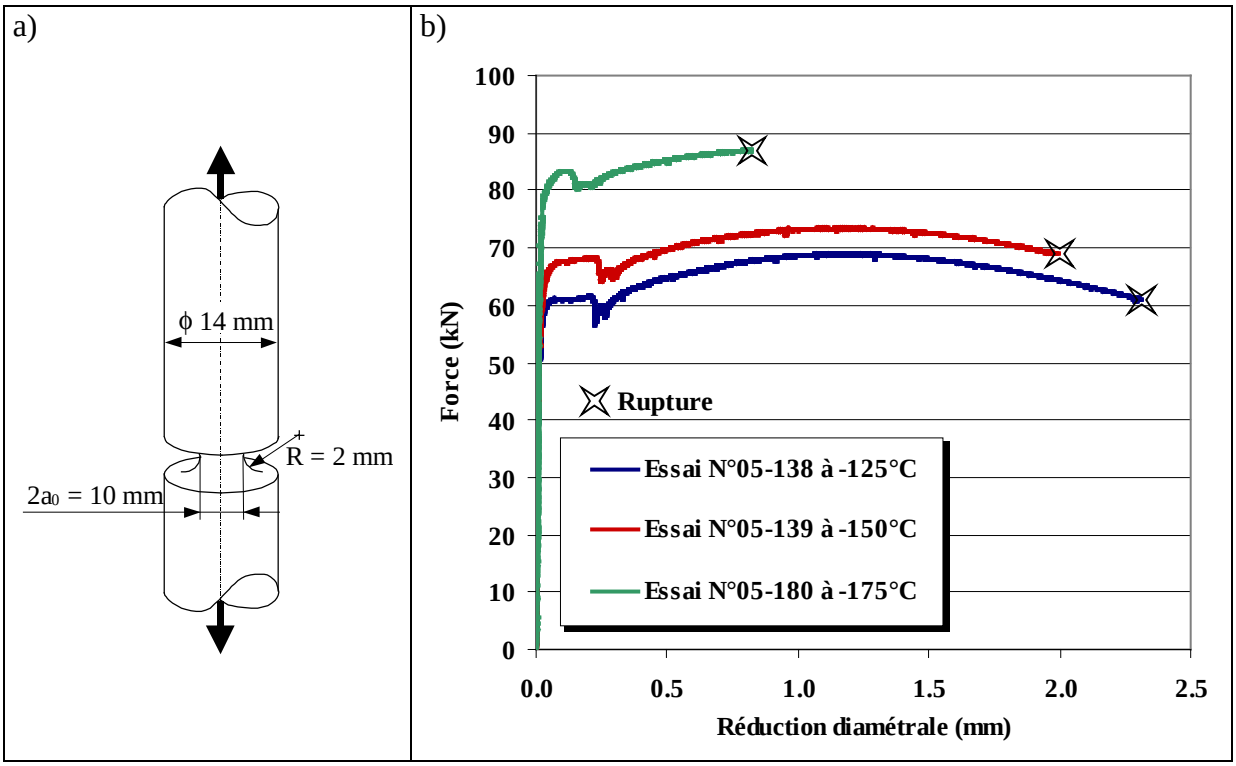


Figure V-2 : a) Géométrie des éprouvettes AE2 prélevées dans le sens L du tube
b) Comportement *Force-Réduction diamétrale* de –125°C à –175°C.

Les contraintes et déformations moyennes dans la section minimale en cours d'essai sont données par :

$$\sigma_{moy} = \frac{4.F}{\pi.D_0^2.(1-\frac{\Delta D}{D_0})^2} \qquad \text{(V-3)}$$

$$\varepsilon_{moy} = -2.Ln(1-\frac{\Delta D}{D_0}) \qquad \text{(V-4)}$$

avec

F	Force imposée
$\Delta D/D_0$	Réduction diamétrale relative avec $\Delta D = D_0 - D > 0$

V.2.2. Calcul de la contrainte principale maximale à rupture

Afin de connaître les valeurs des contraintes principales maximales au moment de la rupture, les essais sur éprouvettes AE sont interprétés par un calcul aux éléments finis 2D axisymétrique. Le modèle prend en compte les grands déplacements et les grandes déformations. La loi de comportement utilisée à –175°C, rentrée point par point, est celle issue des essais de traction présentés au Chapitre III. La Figure V-3-a montre que l'évolution de la contrainte moyenne en fonction de la déformation moyenne est surestimée par le calcul. Cette surestimation d'environ 9% est quasi constante sur toute la plage de déformation. Une modification de la courbe de traction en entrée du calcul est effectuée : les contraintes vraies, limite d'élasticité comprise, sont réduites de 9%, en proportion de la surestimation. Les résultats numériques sont alors superposés aux résultats expérimentaux dans le diagramme σ_{moy}-ε_{moy} (Figure V-3-a).

Le coefficient k_{11} est défini comme le rapport entre la contrainte principale maximale σ_{11_MAX} et la contrainte moyenne σ_{moy} . Ce rapport est quasi constant, avec une variation globale < 3% sur la plage considérée de déformations, et est indépendant de la courbe de traction (Figure V-3-b). C'est un coefficient géométrique et non « matériau ». Les contraintes principales maximales à rupture sont donc déduites des contraintes moyennes expérimentales à rupture via ce coefficient (Figure V-4).

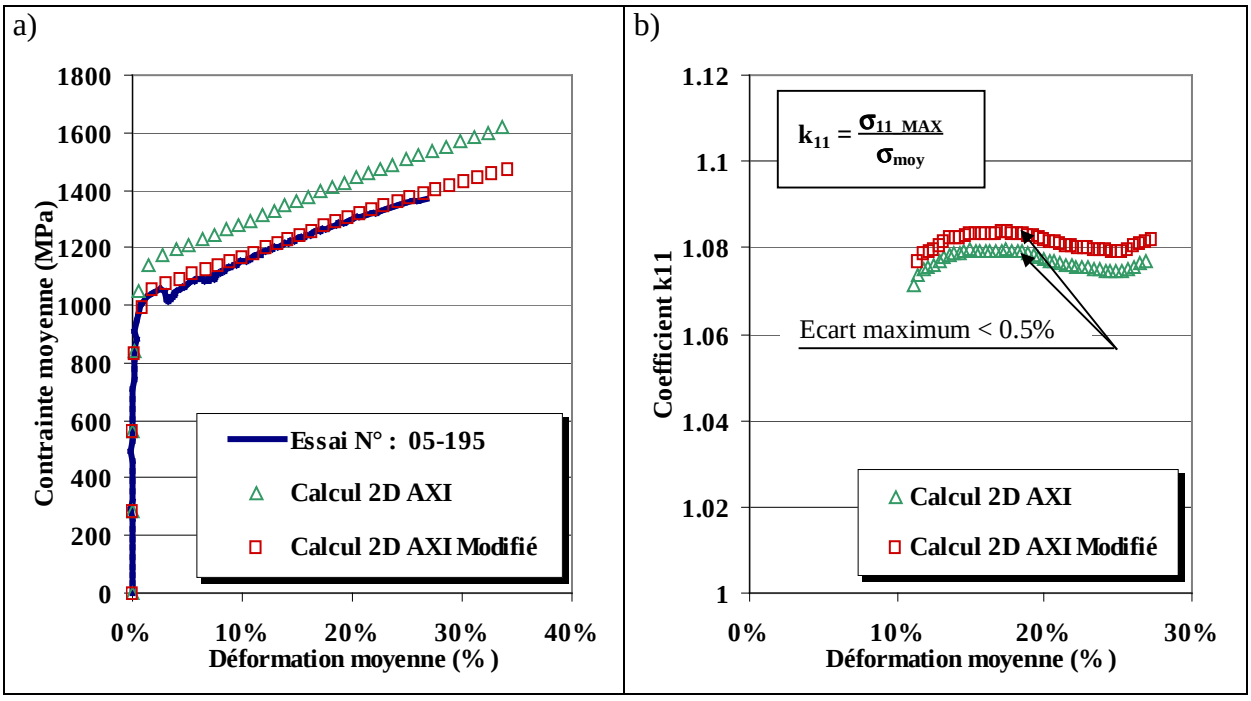


Figure V-3 : a) Evolution de la contrainte moyenne en fonction de la déformation moyenne, Comparaison Essai/Calcul ; b) Evolution du coefficient k11 en fonction de la déformation moyenne. Ce coefficient est indépendant de la courbe de traction du matériau.

V.2.3. Résultats

Les valeurs de contraintes et déformations moyennes à rupture dans la section minimale ainsi que les contraintes principales maximales à rupture (calculées par éléments finis) sont reportées sur la Figure V-4.

Nous constatons une dispersion importante des déformations à rupture, ce qui confirme que la rupture n'a pas lieu à partir d'une instabilité géométrique. Une dispersion des contraintes moyennes à rupture est également observée avec un palier haut autour de 1370 MPa. La valeur minimale de la contrainte principale à rupture fournie une première approximation de la contrainte seuil :

MIN (σ_{11_MAX}) = 1340 MPa

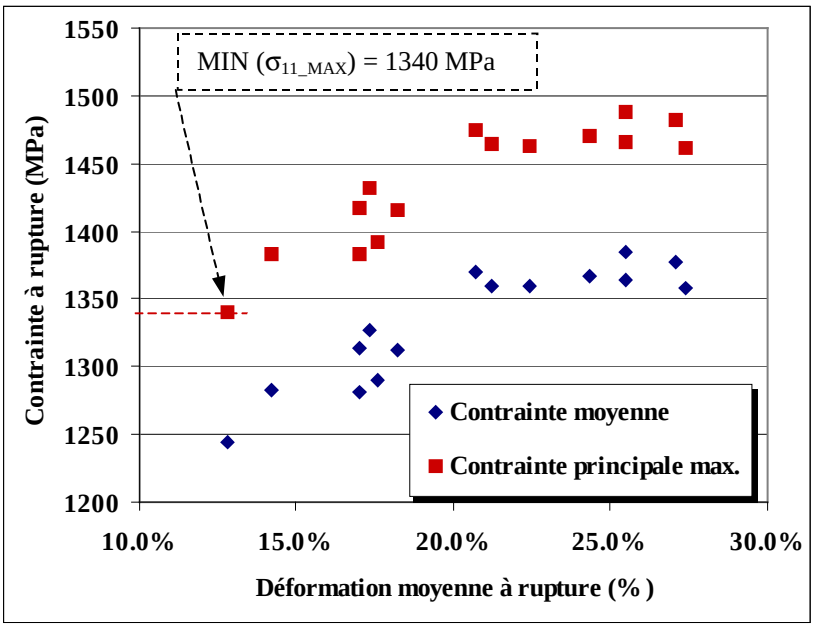


Figure V-4 : Contraintes moyennes et principales maximales à rupture en fonction des déformations moyennes mesurées à rupture sur les essais AE2 à -175°C

V.2.4. Détermination du module m et de la contrainte seuil σ_{th}

On ne connaît pas les positions des sites d'amorçage du clivage pour ces essais. La contrainte seuil σ_{th} est donc évaluée, comme au Chapitre II sur l'acier 22NiMoCr37, à partir des valeurs maximales de la contrainte principale à rupture.

Les essais sont classés par ordre croissant de contrainte principale maximale à rupture et une probabilité de rupture expérimentale leur est associée :

$$Pr_i = \frac{i - 0.5}{N} \qquad \text{(V-5)}$$

où i est le rang de l'essai dans le classement et N le nombre total d'essais (N=15). Une loi de distribution de Weibull à 3 paramètres est ajustée afin de décrire les probabilités expérimentales. Deux techniques sont testées pour cet ajustement :

- une méthode du maximum de vraisemblance adaptée pour 3 paramètres,
- une méthode des moindres carrés sur une régression linéaire dans l'espace $Ln\,[Ln(1-P_R)] = f\,[Ln\,(\sigma_{11_MAX} - \sigma_{th})]$.

La méthode du maximum de vraisemblance converge vers le triplet :
(m_{AE} ; σ_{u_AE} ; σ_{th_AE}) = (27.5 ; 915 MPa ; 540 MPa)

Cette contrainte seuil n'est pas acceptable car trop éloignée de la valeur minimale à rupture (1340 MPa).

La méthode par régression linéaire impose un choix de la contrainte seuil. Sur une plage de contraintes seuil de 0 à 1320 MPa, la différence entre la distribution expérimentale et la distribution de Weibull au sens des moindres carrés varie peu et le minimum est atteint pour une contrainte seuil nulle (Figure V-5), ce qui n'est toujours pas acceptable. On constate sur ces régressions une relation de linéarité entre m et σ_u et entre σ_u et σ_{th} (Figure V-6). La méthode du maximum de vraisemblance conduit également à une relation linéaire entre σ_u et σ_{th} :

$$\hat{\sigma}_u = \left[\frac{1}{n}\sum_i (\sigma_{11_i} - \sigma_{th})^m\right]^{1/m} \approx \left[\frac{1}{n}\sum_i (\sigma_{11_i})^m\right]^{1/m} - \sigma_{th} = 1456 - \sigma_{th}$$

$$pour \quad m >> 1$$

avec

$\hat{\sigma}_u$	Estimateur de σ_u, qui converge vers σ_u selon la méthode du maximum de vraisemblance
σ_{11_i}	i^{ème} contrainte principale maximale à rupture

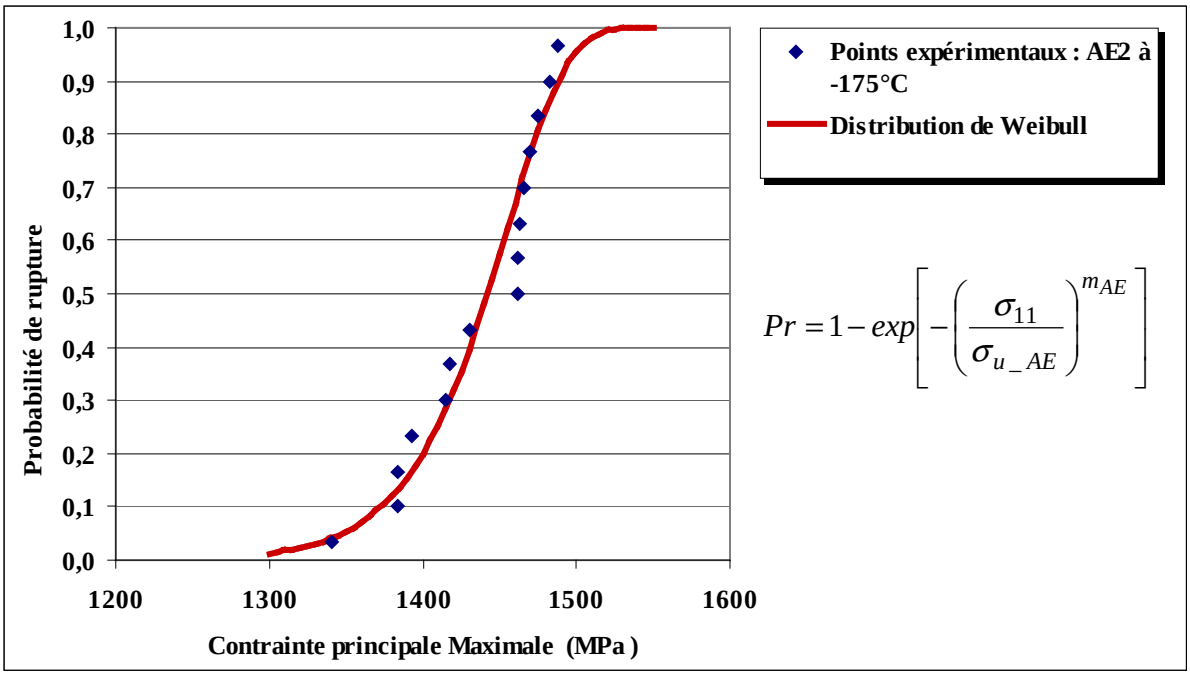


Figure V-5 : Ajustement d'une distribution de Weibull à 2 paramètres, sans contrainte seuil, sur les valeurs de contraintes principales maximales à rupture lors des essais sur les éprouvettes AE2 à –175°C

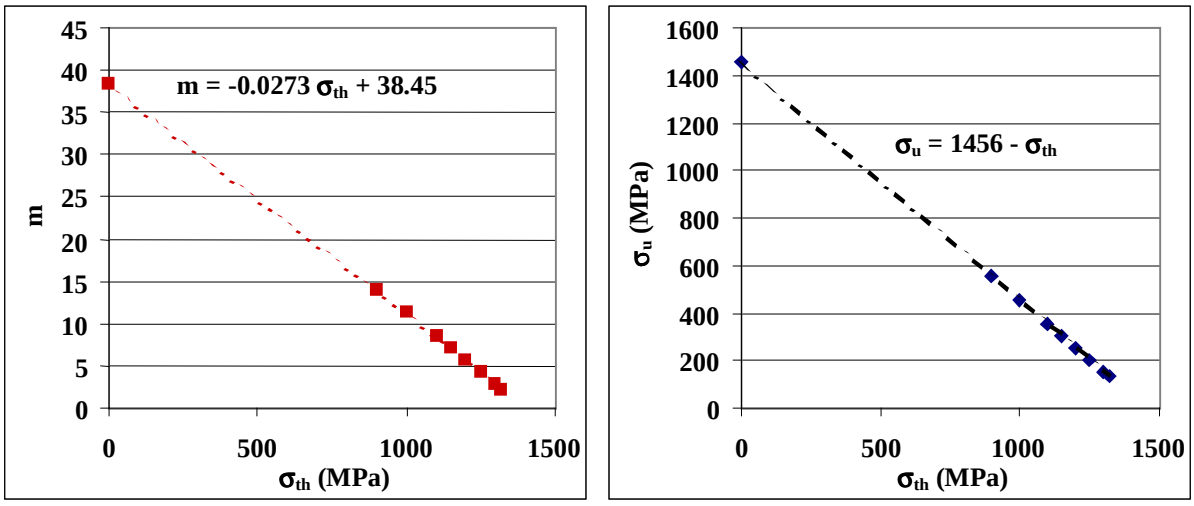


Figure V-6 : Relations linéaires entre m, σ_u et σ_{th} obtenues par une régression linéaire sur les probabilités de rupture expérimentales dans l'espace $Ln\,[Ln(1-P_R)] = f\,[Ln\,(\sigma_{11_MAX} - \sigma_{th})]$

Il s'avère donc difficile d'identifier une contrainte seuil par ajustement une distribution de Weibull à trois paramètres. Cette difficulté est liée au nombre relativement réduit d'essais (seulement 15 points) et également au palier constaté sur les valeurs de contraintes à rupture (Figure V-4). On peut aussi s'interroger sur l'unicité de la solution de l'ajustement du modèle de Weibull à 3 paramètres.

Par comparaison avec la valeur de contrainte seuil déterminée au Chapitre II sur le matériau 22NiMoCr37, on décide donc de prendre comme contrainte seuil une valeur arrondie par défaut de la plus basse contrainte principale à rupture :

σ_{th} =1300 MPa

Cette valeur de contrainte seuil peut également être obtenue en localisant l'identification sur les basses probabilités, à savoir les 7 premiers points de rupture. De cette manière on écarte les points appartement au palier. On en déduit les deux autres paramètres de la distribution (Figure V-7), dont le module *m* que l'on suppose transférable à d'autres géométries d'éprouvettes (il perd donc son indice « AE ») :

m = 3.0 et σ_{u_AE} =156 MPa

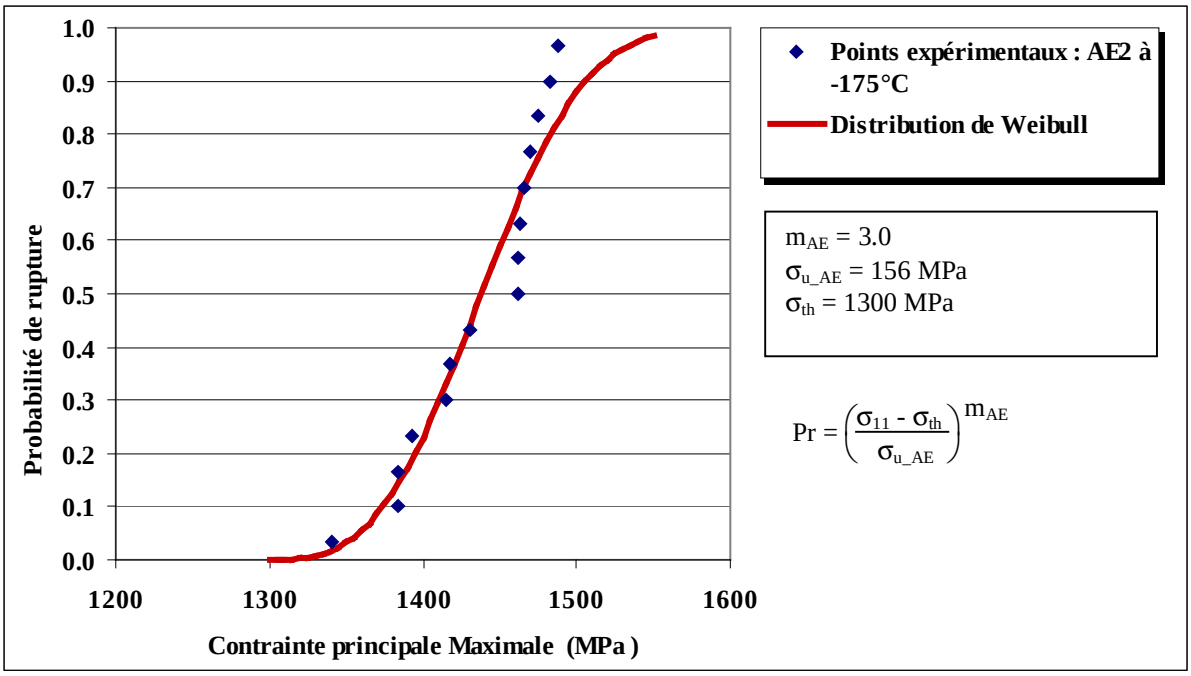


Figure V-7 : Distribution des valeurs de contraintes principales maximales à rupture sur les essais d'éprouvettes AE2 à –175°C

On constate que cet ajustement décrit mieux les basses probabilités que la partie haute de la distribution. Cette partie haute est particulièrement difficile à ajuster à cause du palier constaté Figure V-4 dans les contraintes à rupture. Il est d'ailleurs possible que le modèle ne s'applique pas à ce palier : ces points sont peut-être représentatifs d'un phénomène de rupture légèrement différent du clivage, et peuvent résulter d'une instabilité du type de celle évoquée au §V.2.1. Cependant, dans la recherche de la contrainte seuil, il est plus important de proprement décrire les basses probabilités.

On a donc identifié deux paramètres du critère en contrainte seuil à partir des essais sur éprouvettes AE : le module *m* et la contrainte seuil σ_{th} . Les deux autres paramètres $\sigma_u.V_0^{1/m}$ et σ_{Y0} définissant la fonction de sensibilité F doivent ensuite être identifiés sur des essais de rupture dans la partie haute de la transition en ajustant le modèle sur les probabilités expérimentales. Pour cela il est nécessaire de connaître les volumes seuils V_{th}.

V.3. Interprétation des essais de mécanique de la rupture

Nous considérons, pour la suite de l'identification du critère en contrainte seuil, les essais réalisés sur éprouvettes CT12, SENB(a/W=0.5) et SENB(a/W=0.1) dans la partie haute de la transition et présentés au Chapitre III. Afin d'identifier la fonction de sensibilité F à partir des probabilités de rupture expérimentales sur chaque type d'éprouvette, il est nécessaire de connaître les volumes seuils à rupture pour les éprouvettes clivées, ou en fin d'essai pour les éprouvettes non-clivées. Nous allons dans un premier temps exposer les simulations par éléments finis utilisées dans ce but. Nous analyserons les niveaux de contrainte atteints à l'amorçage et en cours de propagation. Nous tenterons en particulier d'évaluer les contraintes au site d'amorçage du clivage sur quelques éprouvettes CT. Enfin nous présenterons les évaluations des volumes seuils avec les hypothèses nécessaires pour chaque type d'éprouvette.

V.3.1. Simulation numérique des essais sur éprouvette CT12

Le volume excédant la contrainte seuil en cours de déchirure est évalué sur les essais sur éprouvettes CT par une simulation par éléments finis très proche de celle présentée au Chapitre II. Afin de décrire proprement les champs de contraintes et de déformations en pointe de fissure, on réalise un calcul 3D en grands déplacements et grandes déformations avec une taille de maille en pointe de fissure de 250µm. Les éléments sont quadratiques à 20 nœuds. Seul un quart de l'éprouvette est modélisé en tenant compte des symétries géométriques et de chargement. Les lois de comportement utilisées sont celles issues des courbes de traction présentées au Chapitre III. Le déplacement est imposé au niveau du centre de la goupille.

La déchirure est simulée par un relâchement de nœuds. Ce relâchement est piloté par la courbe $\Delta a = f(Ouverture)$ déterminée expérimentalement. A chaque pas de calcul, la valeur de l'ouverture est calculée. On en déduit alors la longueur de fissure correspondante et le nombre de nœuds à relâcher avant de poursuivre le calcul. Le relâchement de nœuds lui-même consiste en un changement des conditions aux limites : il faut laisser libre le déplacement en ouverture des nœuds précédemment bloqués dans le plan de symétrie. Cette procédure suppose de connaître par avance le trajet et la forme du front de fissure car il faut mailler les différents fronts dès le départ du calcul. Deux hypothèses simplificatrices sont donc faites sur la forme du défaut :

- on a modélisé un front toujours rectiligne, ce qui reste une approximation malgré la présence d'entailles latérales ;
- la longueur initiale du défaut est prise égale à la longueur moyenne de pré-fissuration.

Pour les essais sur éprouvettes CT, 4 calculs ont été effectués selon cette procédure pour les températures de –35°C, -25°C, -20°C et –10°C, sur une longueur de déchirure de 5 mm. Le calcul simulant le comportement à –20°C est examiné plus en détail car à cette température certaines éprouvettes sont restées ductiles alors que d'autres ont rompu par clivage après une large déchirure. En premier lieu on constate que le calcul par relâchement de nœuds s'écarte légèrement du comportement global expérimental. Après 2 mm de propagation, l'effort est surestimé de 10%, puis l'écart s'amenuise (Figure V-8). Etant donné les hypothèses rappelées plus haut cet écart est compréhensible et reste acceptable pour la suite.

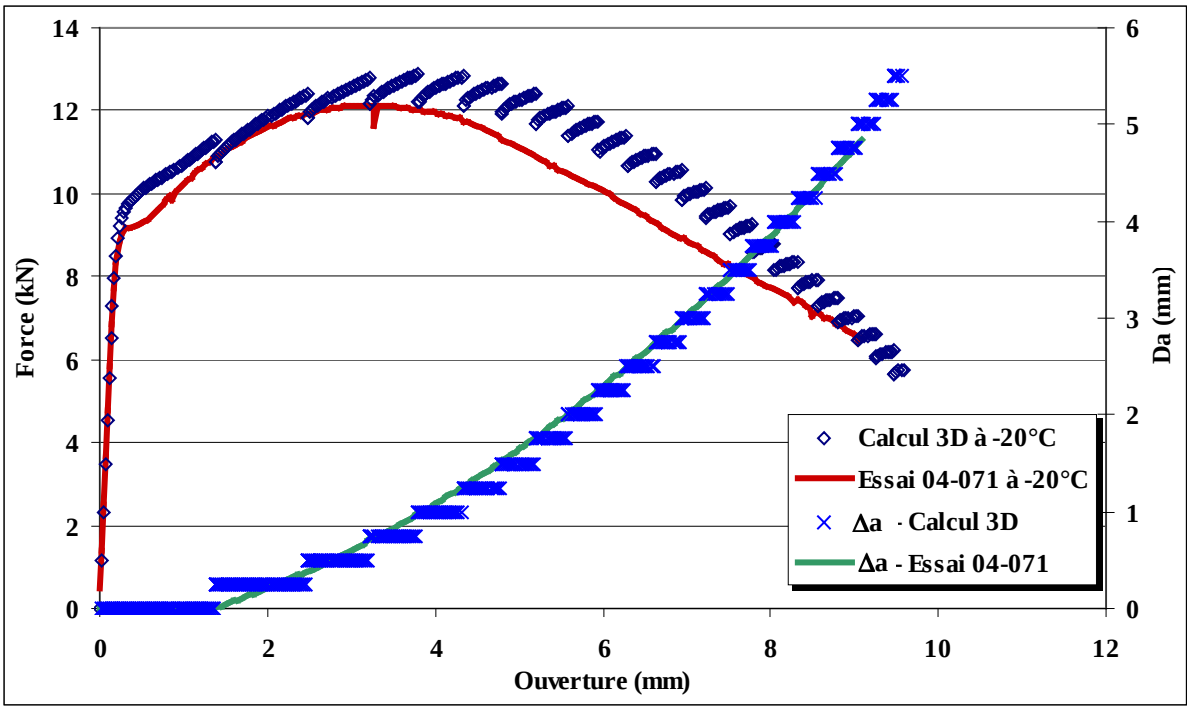


Figure V-8 : Comparaison des comportements globaux expérimentaux et calculés. Le comportement calculé par relâchement de nœuds s'écarte légèrement du comportement expérimental, bien qu'il soit piloté par la loi expérimentale *Δa=f(Ouverture)*.

V.3.2. Simulation numérique des essais sur éprouvettes SENB

Le calcul du volume seuil V_{th} sur les éprouvettes SENB (a/W=0.5) et SENB (a/W=0.1) demande la mise en place d'une simulation numérique spécifique. Pour ces éprouvettes soumises à de la flexion 3-points, nous avons dans un premier temps recherché à modéliser proprement les conditions aux limites sur des calculs 2D sans simulation de la propagation. La déchirure a été simulée dans un deuxième temps sur ces essais par un relâchement de nœuds, en 2D puis en 3D, suivant la même méthodologie que pour les éprouvettes CT.

V.3.2.1. Choix des conditions aux limites en flexion 3-points.

Nous nous attachons dans ce paragraphe à reproduire numériquement le comportement global *Force-Ouverture* d'une éprouvette SENB05 rompue à -25°C. On s'intéresse particulièrement ici à modéliser correctement la condition de contact de l'appui central de l'éprouvette. Cet appui est constitué, lors de l'essai, par un rouleau métallique, de module d'Young 210 GPa, qui se loge dans la gorge de centrage de l'éprouvette (Figure V-9). Le rouleau et la gorge n'ont pas le même diamètre en début d'essai, mais l'éprouvette se déforme fortement à cet endroit et la surface de contact varie en cours d'essai. Trois propositions de conditions aux limites sont étudiées :

- Option 1 : Le maillage d'un rouleau d'appui solidaire de l'éprouvette. Ce rouleau est élastique de module d'Young égal à celui de l'éprouvette (204 GPa).
- Option 2 : L'utilisation de l'opérateur CAST3M « IMPOSE » qui permet de modéliser un contact entre 2 maillages par leur non-interpénétration, en 2D uniquement.

- Option 3 : L'utilisation d'une relation cinématique sur les déplacements des nœuds de la surface de l'éprouvette. Cette relation impose aux nœuds une distance à l'axe du rouleau supérieure ou égale au rayon de celui-ci. Le rouleau est donc supposé indéformable.

Les maillages correspondants à ces différentes options sont représentés Figure V-10.

Les résultats des calculs élasto-plastiques 2D et 3D sont présentés Figure V-11. Ils permettent de conclure que :

- l'option 1 est inadaptée car supposer le rouleau solidaire de l'éprouvette impose une rigidité supplémentaire dans la direction $\overrightarrow{Ox}$, qui entraîne une surestimation de l'effort global ;
- l'option 2 permet de reproduire correctement le contact. Aucune rigidité parasite n'apparaît et le maillage déformé de l'éprouvette épouse la forme du rouleau. L'hypothèse de contraintes planes en 2D permet de reproduire le comportement global de l'éprouvette. Cependant cette hypothèse n'est pas réaliste physiquement. De plus, cette option n'est pas disponible en 3D.
- l'option 3 permet, comme l'option 2, de simuler le contact sans imposer de rigidité supplémentaire et de reproduire le comportement global *Force-Ouverture* de l'éprouvette. De plus, elle peut être utilisée en 3D.

Il est évident que le calcul du volume seuil sera plus précis à partir d'un modèle 3D. C'est donc l'option 3 qui est retenue pour la suite.

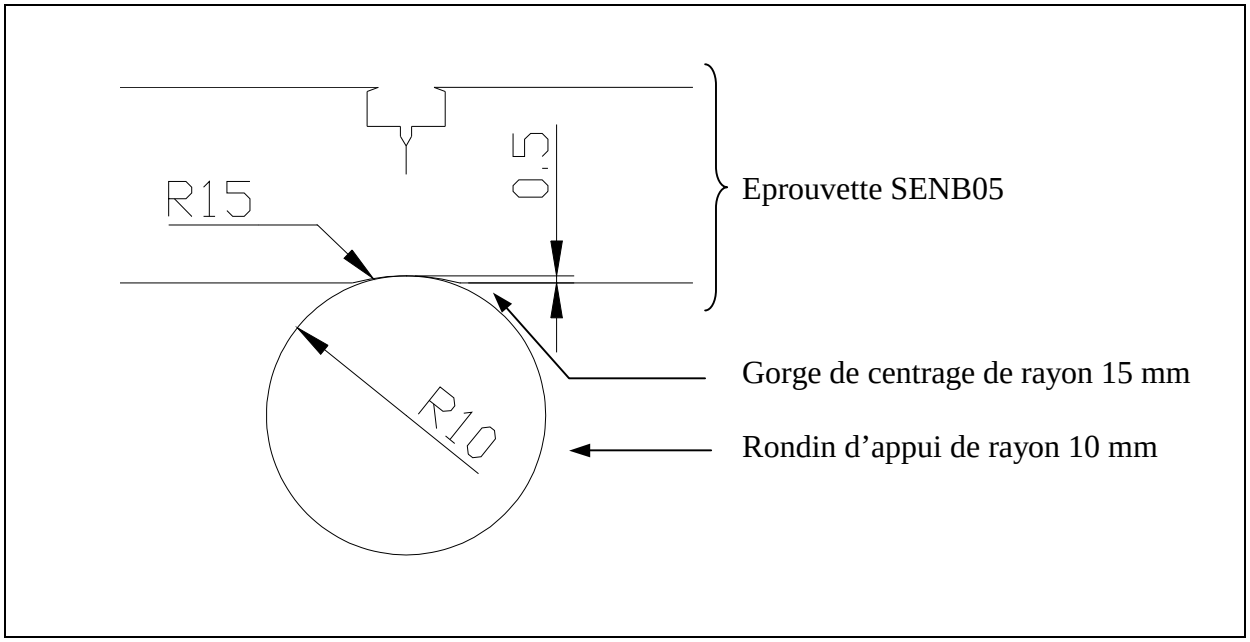


Figure V-9 : Géométrie plane au contact entre le rouleau d'appui central et l'éprouvette SENB de flexion 3-points.

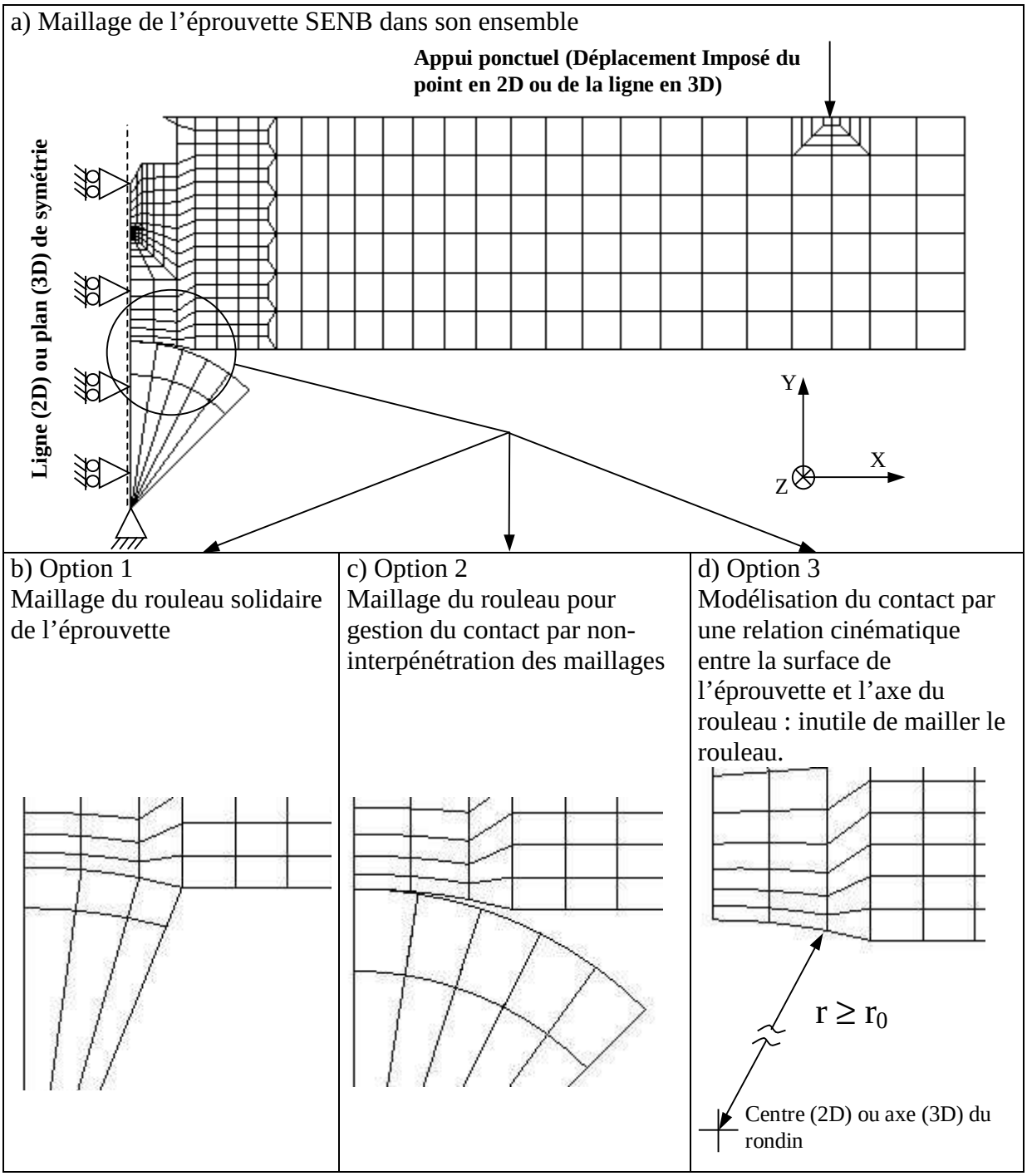


Figure V-10 : Maillages de l'éprouvette SENB05 et des différentes options de conditions aux limites

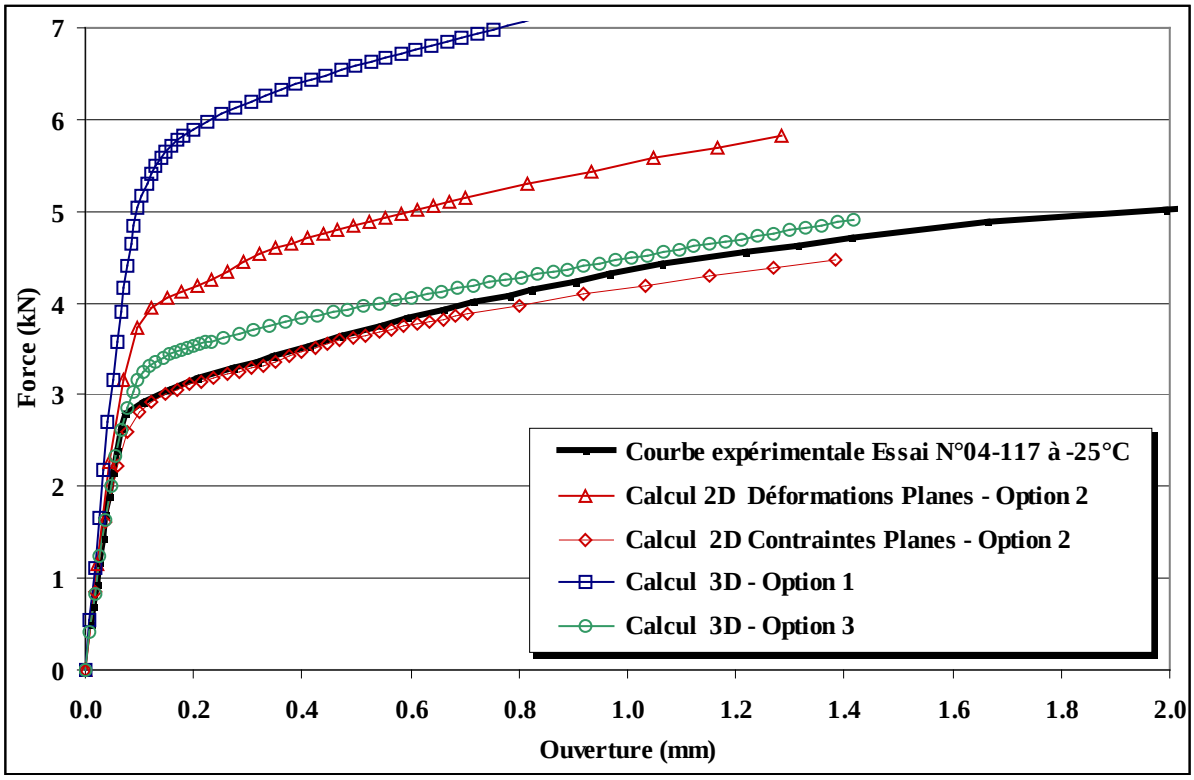


Figure V-11 : Comparaison des modélisations numériques relatives aux 3 options de conditions aux limites pour la modélisation du contact de l'appui central des éprouvettes SENB en flexion 3-points avec le comportement expérimental.

V.3.2.2. Correction de l'ouverture sur les éprouvettes SENB01

Expérimentalement, il n'est pas possible, sur les éprouvettes SENB01, de mesurer directement l'écartement des lèvres de fissure car la fissure est trop petite pour y usiner un support d'extensomètre. On utilise alors des couteaux vissés. La Figure V-12-a présente le plan de l'éprouvette SENB01 avec ces couteaux de mesure de l'ouverture. Les points A et A' représentent la centre de la zone de fixation de chaque couteau. La Figure V-12-b présente un schéma de l'éprouvette déformée sous le chargement de flexion. On comprend que l'ouverture « d » mesurée au point B en pointe du couteau est liée au déplacement et à la rotation du point A au centre de la zone de fixation du couteau. Cette ouverture est a priori différente de l'ouverture au point C sur la lèvre de fissure en surface.

Sur la modélisation numérique, il est possible d'accéder à l'ouverture du point C, mais elle présente peu d'intérêt puisque qu'on ne peut pas la comparer à la mesure expérimentale. Le couteau n'est pas modélisé. Le déplacement du point B en pointe du couteau est donc obtenu numériquement en considérant le déplacement du point A que l'on corrige en tenant compte de la rotation du couteau supposé rigide. On suppose également que la rotation du couteau est égale à la rotation de la surface de l'éprouvette au niveau du point A. Cette technique s'est révélée efficace pour des essais à très basse température avec peu de plasticité [Yuritzinn - 03]. Elle doit être vérifiée ici en conditions de grands déplacements. L'ouverture « d » au niveau du point B s'écrit donc :

$$d = d_0 + 2.\{U_x(A) + l.\sin(\theta) + L.[1-\cos(\theta)]\} \qquad \text{(V-6)}$$

Les calculs confirment l'écart important entre l'ouverture de la lèvre de fissure en C et la mesure expérimentale sur les couteaux (Figure V-13). L'ouverture calculée au point B à partir du déplacement et de la rotation du point A permet de retrouver le comportement global de l'éprouvette même après une large plastification.

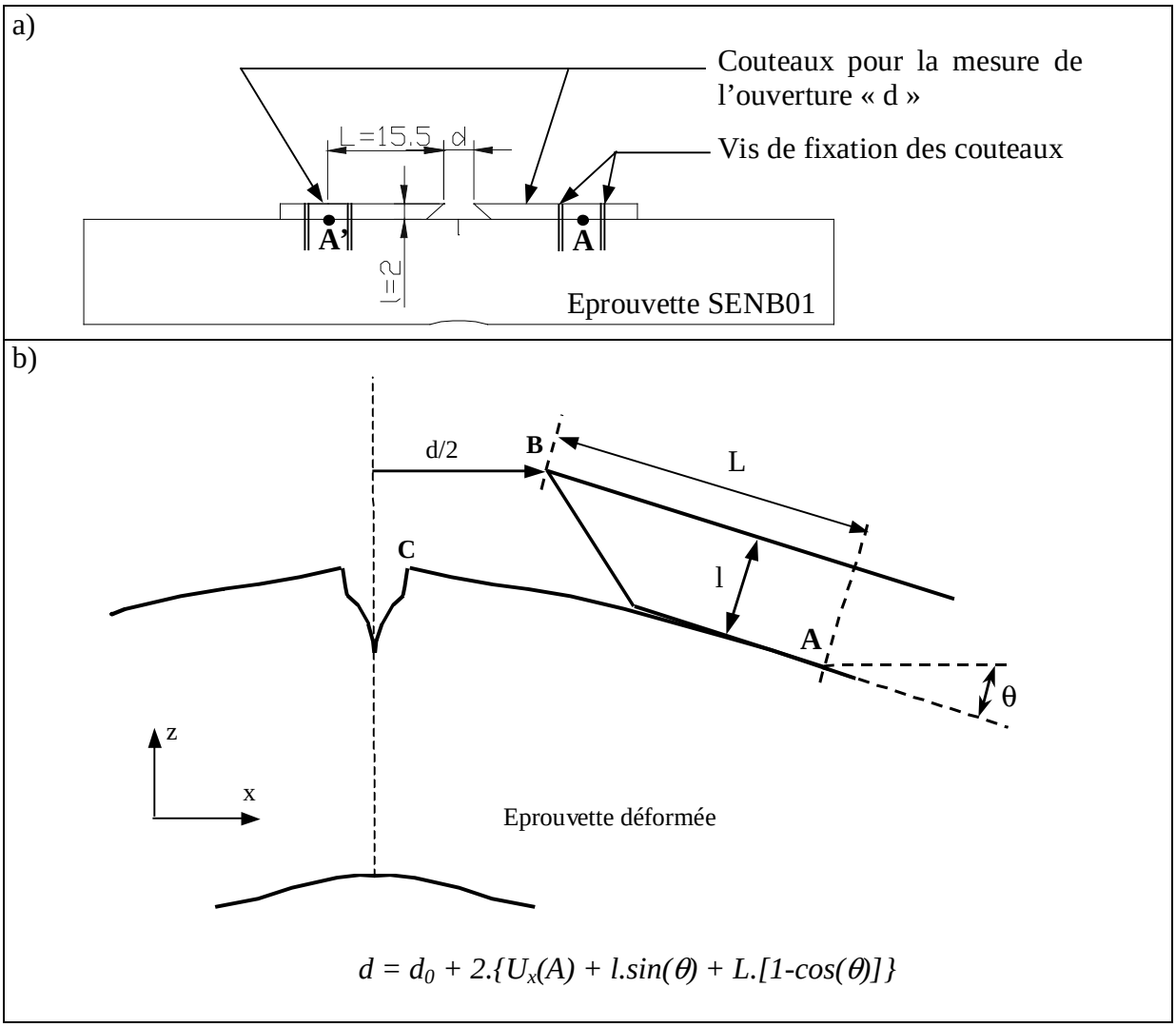


Figure V-12 : a) Géométrie de l'éprouvette SENB01 et des couteaux pour la mesure de l'ouverture ; b) Schéma de la déformation de l'éprouvette et définition des points A B et C.

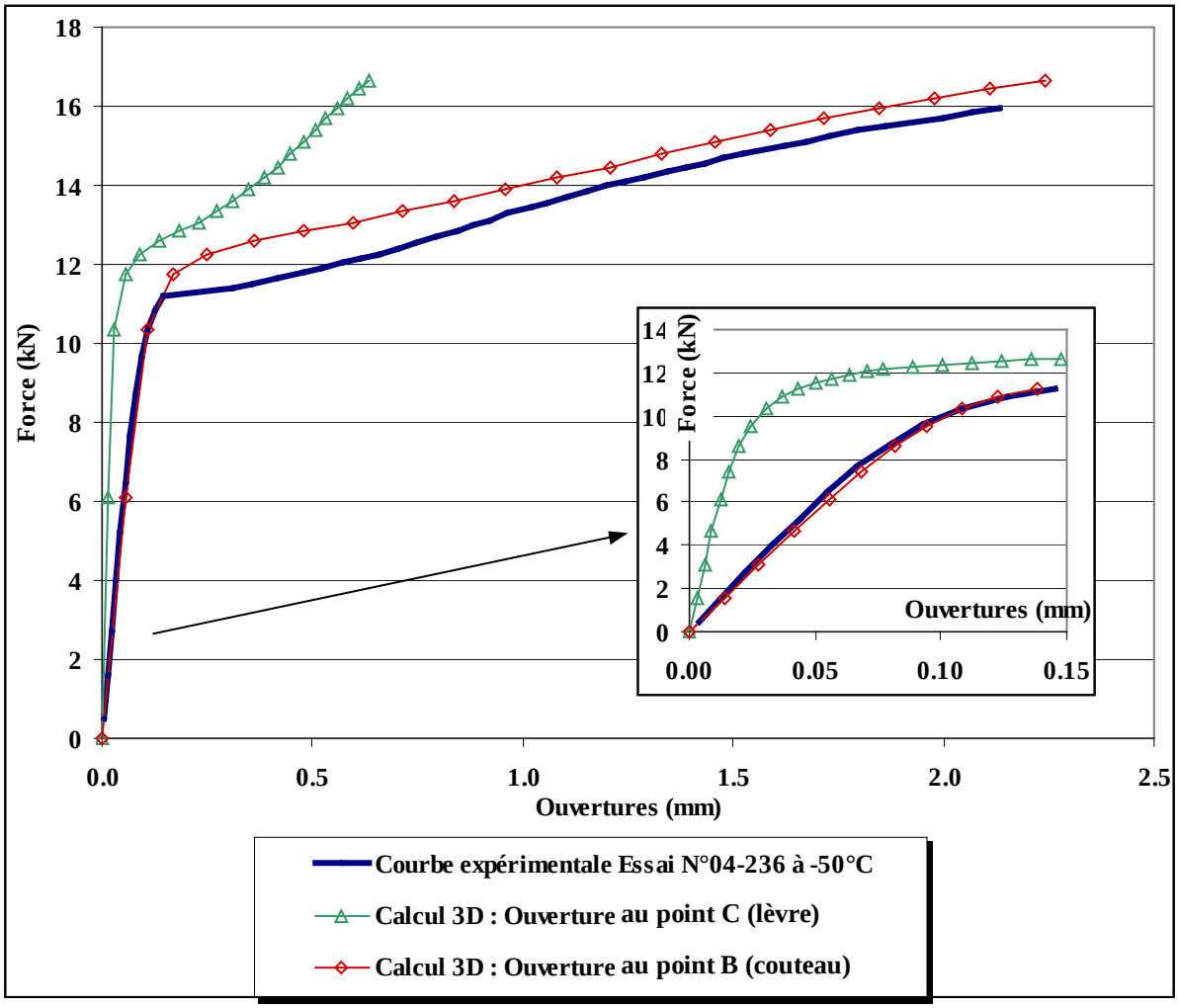


Figure V-13 : Comparaison de la simulation numérique du comportement *Force-Ouverture* avec le résultat expérimental. Zoom sur les pentes élastiques.

V.3.2.3. Difficultés numériques rencontrées lors des calculs de propagation sur SENB

Après avoir pris soin de modéliser précisément l'appui central des éprouvettes SENB en flexion 3-points et de retrouver l'ouverture expérimentale des éprouvettes SENB01, la déchirure est simulée par relâchement de nœuds, suivant la même méthodologie que sur les éprouvettes CT. Le relâchement est piloté par les courbes $\Delta a=f(Ouverture)$ déterminées expérimentalement sur ces essais. A chaque pas de calcul, la valeur de l'ouverture est calculée, et corrigée dans le cas des éprouvettes SENB01. On en déduit la longueur de fissure correspondante et s'il est nécessaire de relâcher les nœuds d'une maille avant de poursuivre le calcul. Le front de fissure est toujours supposé rectiligne. Les mailles en pointe de fissure et sur le ligament mesurent 194x200x250µm^3 pour les éprouvettes SENB05 et (194µm)^3 pour les éprouvettes SENB01. Chaque relâchement fait donc avancer la fissure de 250µm sur les éprouvettes SENB05 et de 194 µm sur les éprouvettes SENB01.

Deux calculs sont effectués sur chaque géométrie : à –35°C et –25°C sur éprouvettes SENB05 et à -50°C et -20°C sur éprouvettes SENB01. Ces calculs montrent des difficultés de

convergence après les relâchements de nœuds. Ces difficultés semblent liées à une saturation de la mémoire du calculateur, car les non-convergences sont observées à des instants différents suivant la capacité de la machine de calcul utilisée. Ces instabilités nous contraignent à traiter les données avant chaque relâchement de nœud, car les sauvegardes et donc le post-traitement ne sont plus garantis lorsque le calcul diverge ou sature la mémoire. Dans tous les cas, les sauvegardes sont limitées en nombre de pas de calcul : 1 pas sur 5 est sauvegardé si le calcul reste stable jusqu'à la fin. Sinon, avant chaque relâchement, les 2 derniers pas sont sauvegardés dans un fichier séparé. Tous les champs mécaniques ne sont pas enregistrés. En conséquence, les dépouillements de ces calculs offrent peu de souplesse.

Les origines de ces difficultés numériques restent mal comprises, d'autant plus que les calculs sur éprouvettes CT ne montrent pas ces instabilités alors que la taille du maillage, le modèle et la procédure de relâchement sont comparables.. Le Tableau V-1 compare quelques caractéristiques sur 3 calculs représentatifs de chaque géométrie.

	Géométrie		
	CT12	SENB05	SENB01
Température	-10°C	-35°C	-50°C
Nombre de nœuds du maillage	42087	36436	42706
Nombre d'éléments	9281	7960	9488
Taille de maille	~250 µm	~250 µm	~200 µm
Taille de la matrice	13,6 Mo	12,0 Mo	14,8 Mo
Temps CPU	272400 s soit 3j 3h 40 min	59300 s	218893 s
Nombre de pas de calcul	401	240	341
Nombre de relâchements de nœuds effectués avant l'arrêt du calcul	20 mailles (= 5 mm) Arrêt normal	4 mailles (=1 mm) Arrêt par instabilité	6 mailles (= 1.20 mm) Arrêt par non-convergence
Pas de calcul Sauvegardés	1 pas sur 5, soit 80 pas	Les 2 pas précédant chaque relâchement, soit 8 pas	1 pas sur 5, soit 68 pas

Tableau V-1 : Comparaison des caractéristiques techniques de 3 calculs sur 3 géométries différentes

La simulation de la déchirure a donc été réalisée pour des valeurs d'avancée de fissure assez courtes, de l'ordre du millimètre. Le comportement global est correctement reproduit (Figure V-14).

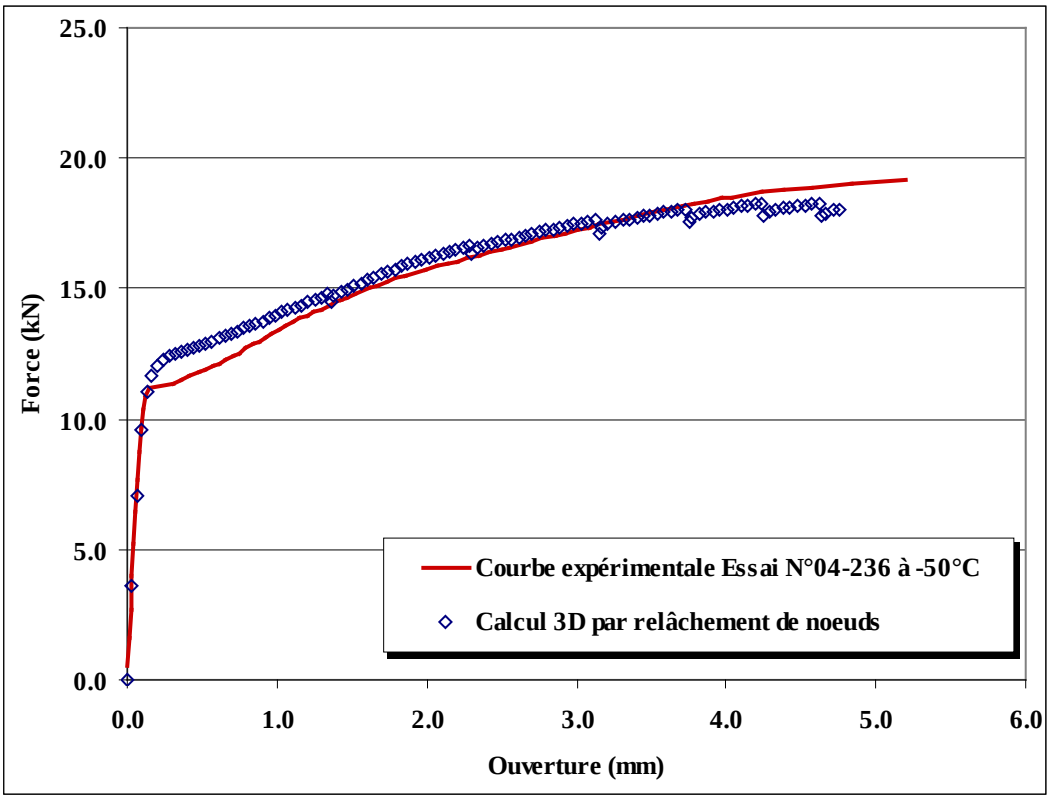


Figure V-14 : Comparaison des simulations numériques des comportements *Force-Ouverture* avec le comportement expérimental en déchirure d'une éprouvette SENB01 à -50°C.

V.3.3. Contraintes principales à rupture

V.3.3.1. Contraintes principales maximales à l'amorçage de la déchirure

Une évaluation précise des contraintes principales maximales à l'amorçage de la déchirure est difficile. En effet, notre matériau présente une ténacité à l'amorçage ductile élevée (285 kJ/m²) et le niveau de déformation des éléments en pointe de fissure est tel à ce niveau de chargement que l'on observe un creux des contraintes quelques dixièmes de millimètre derrière le front de fissure (Figure V-15) suivi du pic classique. La contrainte maximale est toujours évaluée au-delà de la chute, sur le pic classique. Il est aujourd'hui difficile de conclure sur la réalité physique de cette chute des contraintes en pointe de fissure. D'autant plus que cet effet disparaît après les 1ers relâchements de nœuds. Il est donc possible que ces profils des contraintes souffrent d'une imprécision du calcul sur les premiers pas suivant l'amorçage ductile.

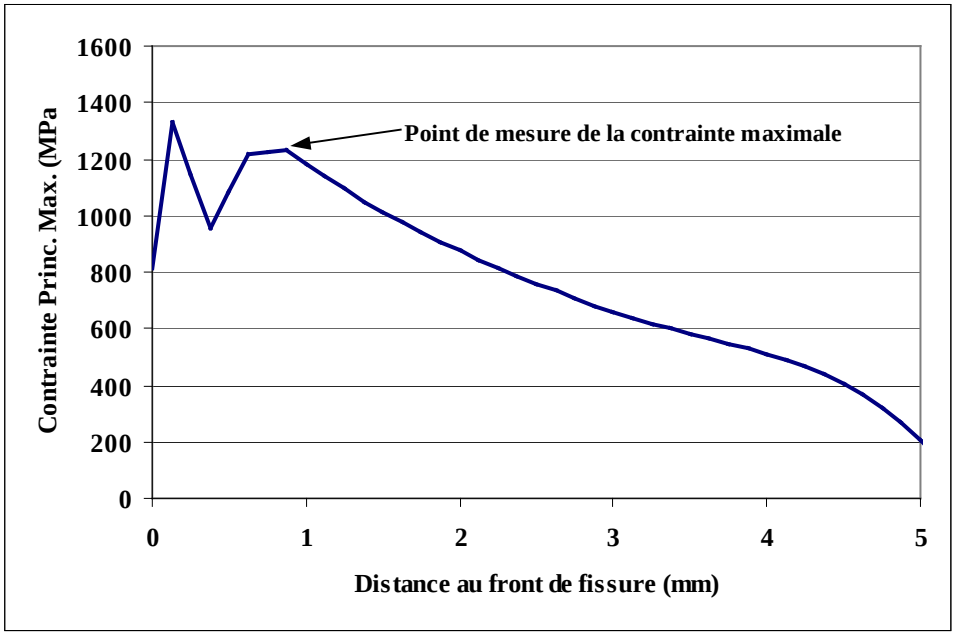


Figure V-15 : Contraintes principales maximales en avant du front de fissure sur le ligament central d'une éprouvette CT12 à –20°C au pas précédant le 2nd relâchement (correspondant à 250 µm d'avancée). On constate un creux des contraintes en avant de la pointe de fissure.

Le Tableau V-2 résume les valeurs de contraintes principales maximales obtenues dans les calculs élasto-plastiques 3D, au pas de calcul précédant le premier relâchement de nœud, sur le ligament central des trois géométries d'éprouvettes de l'étude, par un lissage des champs de contrainte. Ce lissage consiste en une moyennation des champs de contrainte sur chaque élément du maillage puis un calcul des valeurs aux nœuds par l'intermédiaire des fonctions d'interpolation.

Géométrie	CT12	SENB05	SENB01
Température	-20°C	-35°C	-20°C
σ_{11_MAX} (MPa)	1144	1084	1125
Température		-25°C	
σ_{11_MAX} (MPa)		1082	

Tableau V-2 : Valeurs de σ_{11_MAX} à l'amorçage de la déchirure

Si l'on considère la température la plus haute à laquelle le clivage a été observé (après déchirure ductile dans notre cas), on constate qu'aucune des géométries d'éprouvette ne présente une contrainte maximale à l'amorçage ductile plus grande que la contrainte seuil. Les niveaux atteints sont comparables sur les trois géométries.

Etant donné la série de calculs disponibles, on ne peut malheureusement pas directement comparer ces contraintes à une même température ; seule une comparaison entre –20°C et –25°C est possible. On constate alors que la contrainte atteinte dans l'éprouvette SENB01 est plus grande que dans l'éprouvette SENB05. Cette première observation semble indiquer que, en régime de plasticité étendue, la taille du défaut influe peu sur le niveau de la contrainte principale maximale. On sait que la perte du confinement de plasticité intervient plus rapidement pour l'éprouvette SENB01 que pour l'éprouvette SENB05, mais cette différence ne semble donc pas avoir d'influence ici.

Par ailleurs, la contrainte maximale à l'amorçage dans les éprouvettes SENB05 est constante avec la température, ce qui est contradictoire avec l'évolution de la limite d'élasticité. Cette constatation nous indique que ces niveaux de contrainte à l'amorçage ductile doivent être utilisés avec précaution. Une réserve reste émise sur les profils montrant une forte irrégularité de contrainte en pointe de fissure. Un calcul prospectif en 2D sous hypothèse de déformations planes montre qu'avec une taille de maille plus petite (50 µm), le creux de contrainte en pointe de fissure est toujours observé. Cette irrégularité est donc difficile à réduire pour un matériau très ductile comme le nôtre.

V.3.3.2. Contraintes principales maximales en cours de déchirure

Une fois la propagation de fissure amorcée, les déformations en pointe de fissure sont moins importantes. Le creux de contrainte en avant du front de fissure disparaît donc après les 1ers relâchements de nœuds et les profils de contraintes calculés ne présentent plus d'irrégularités.

Les contraintes principales maximales σ_{11_MAX} sont alors évaluées dans les mêmes conditions que précédemment : sur les calculs élasto-plastiques 3D (et exceptionnellement 2D en déformations planes), par un lissage des champs de contrainte (moyennation des champs sur chaque élément puis calcul aux nœuds), au pas de calcul précédant chaque relâchement de nœud, sur le ligament central des trois géométries d'éprouvettes de l'étude. La température considérée est la plus haute à laquelle le clivage a été observé (après déchirure ductile dans notre cas).

Eprouvettes CT12

On s'intéresse dans un premier temps aux éprouvettes CT12. La Figure V-16 compare les évolutions de σ_{11_MAX} obtenues par les calculs 2D en déformations planes et 3D. On

constate que les conditions de calcul conduisent à des niveaux de contrainte différents, et à des évolutions de ces niveaux différentes. En 2D la contrainte σ_{11_MAX} est d'abord constante puis chute après une propagation de 1.5 mm. En 3D, la contrainte σ_{11_MAX} décrit une bosse dont le sommet de 1650 MPa est atteint pour 3.25 mm de déchirure. Cette comparaison justifie une fois encore la nécessité de procéder à des modélisations 3D, malgré les difficultés supplémentaires qu'elles engendrent au niveau des capacités de calcul.

L'évolution du pic de contrainte avec l'avancée de fissure est à mettre en regard des résultats de rupture fragile. Toutes les ruptures fragiles sur éprouvettes CT se sont produites après 2 mm de déchirure, c'est-à-dire lorsque le niveau de la contrainte principale maximale atteint un niveau élevé autour de 1600 MPa. La contrainte seuil est dépassée en avant du front de fissure dès 0,5 mm de déchirure.

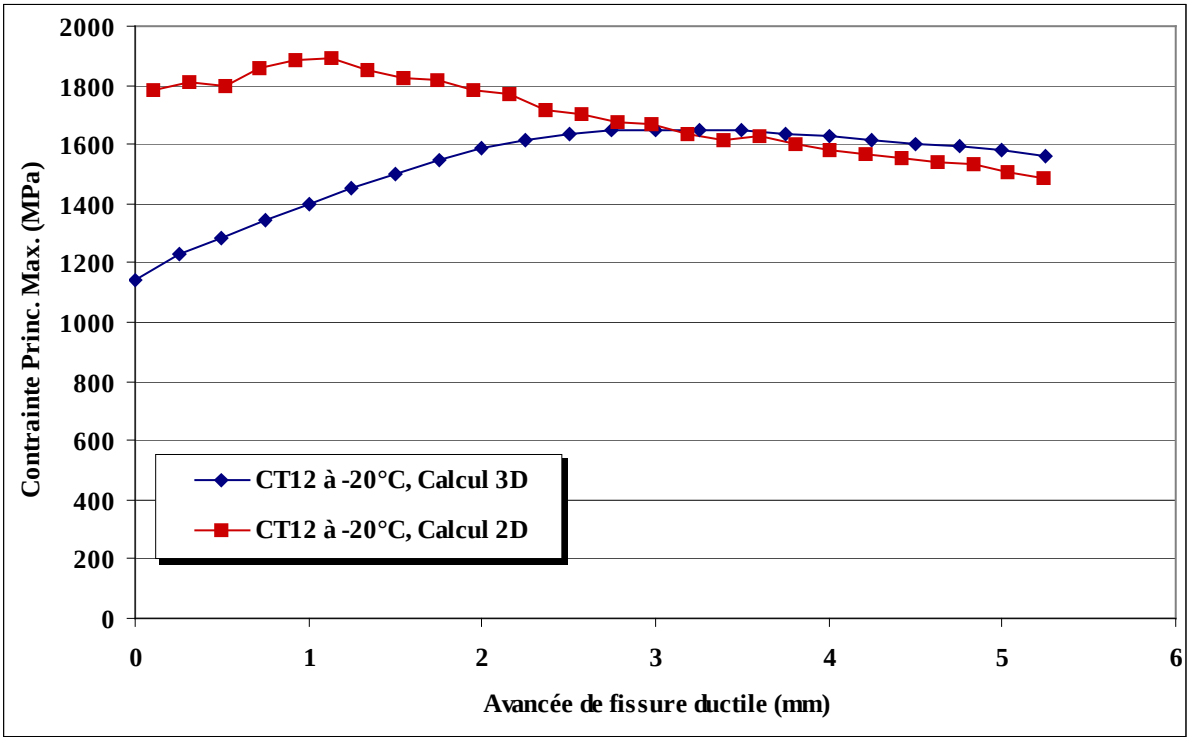


Figure V-16 : Evolution de la contrainte principale maximale σ_{11_MAX} en avant du front de fissure à –20°C sur CT12 en cours de déchirure. Comparaison 2D-déformations planes/3D

On considère dans ce qui suit la modélisation 3D à –20°C. La Figure V-17 décrit l'évolution complète de la répartition de la contrainte principale σ_{11} sur le ligament central de l'éprouvette CT12, pour chaque pas précédant un relâchement de nœud. On constate effectivement que le creux des contraintes en avant de la pointe de fissure disparaît après 2 relâchements.

Les observations au microscope électronique à balayage présentées au §III.5.3.1 ont révélé sur les éprouvettes CT12 que plus la déchirure ductile était importante, plus la distance du front de propagation ductile au site d'amorçage du clivage était courte.

Sur nos modélisations, la distance du front de fissure au pic de contrainte ne peut être évaluée qu'avec une faible précision, de l'ordre de la demi-taille de maille (125 µm). En conséquence, elle semble rester constante en cours de propagation.

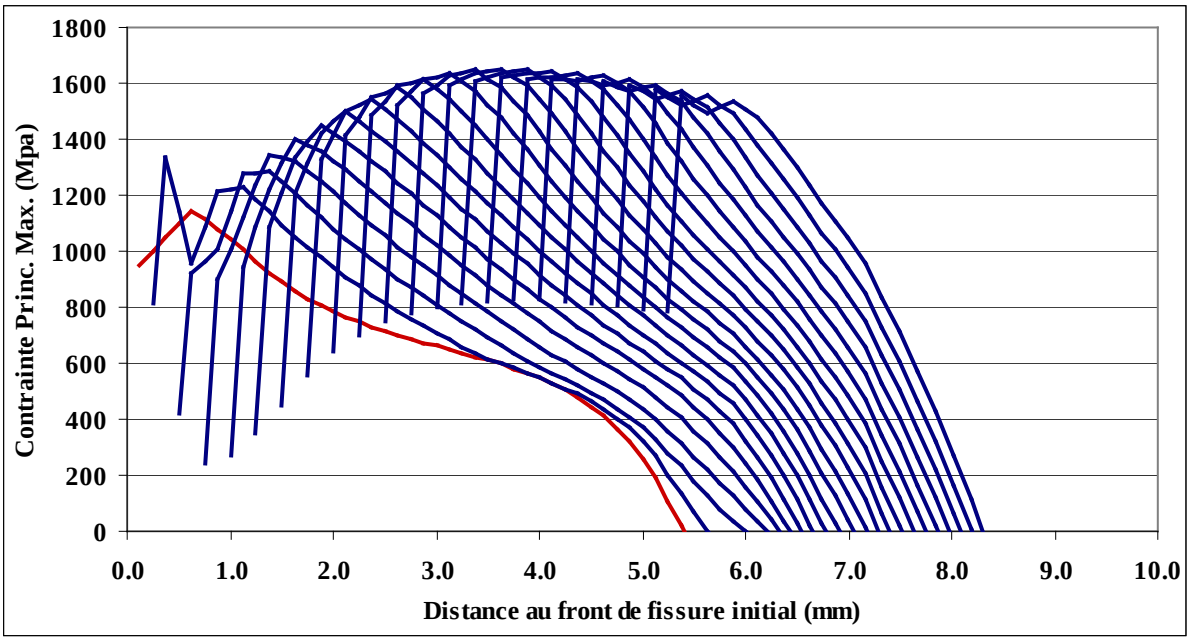


Figure V-17 : Description complète de l'évolution de la contrainte principale sur le ligament central de l'éprouvette CT12, pour chaque relâchement de nœud.

Bien que l'on se situe à la température limite au-delà de laquelle le clivage n'apparaît plus, les niveaux de contraintes calculés ici sont bien supérieurs à la contrainte seuil σ_{th}. La simulation de l'essai à –10°C nous indique également des niveaux de contrainte supérieurs à σ_{th}, pouvant aller jusqu'à 1610 MPa. Ce dépassement de la contrainte seuil à des températures où le clivage disparaît avait également été observé sur les essais d'éprouvettes CT de la base « *Euro Fracture Toughness Dataset* » interprétés au Chapitre II pour l'établissement du critère en contrainte seuil. Nous reviendrons sur ce point au §V.5.3.1.

Comparaison des géométries

La même étude numérique est conduite sur les essais sur les éprouvettes SENB. La Figure V-18 compare l'évolution de la contrainte principale maximale en cours de déchirure sur les 3 géométries d'éprouvettes étudiées. Comme nous l'avons indiqué plus haut, les calculs 3D sur les 2 géométries SENB n'ont pu être menés pour des avancées de fissure aussi importantes que pour les éprouvettes CT. On remarque cependant que :

- les valeurs de contrainte σ_{11_MAX} sont du même ordre de grandeur sur les éprouvettes SENB01 et SENB05. Elles sont plus basses que sur les éprouvettes CT, et sont inférieures à σ_{th} ;
- les valeurs de contrainte σ_{11_MAX} sur éprouvettes SENB semblent augmenter après 1 mm déchirure, comme sur les éprouvettes CT.

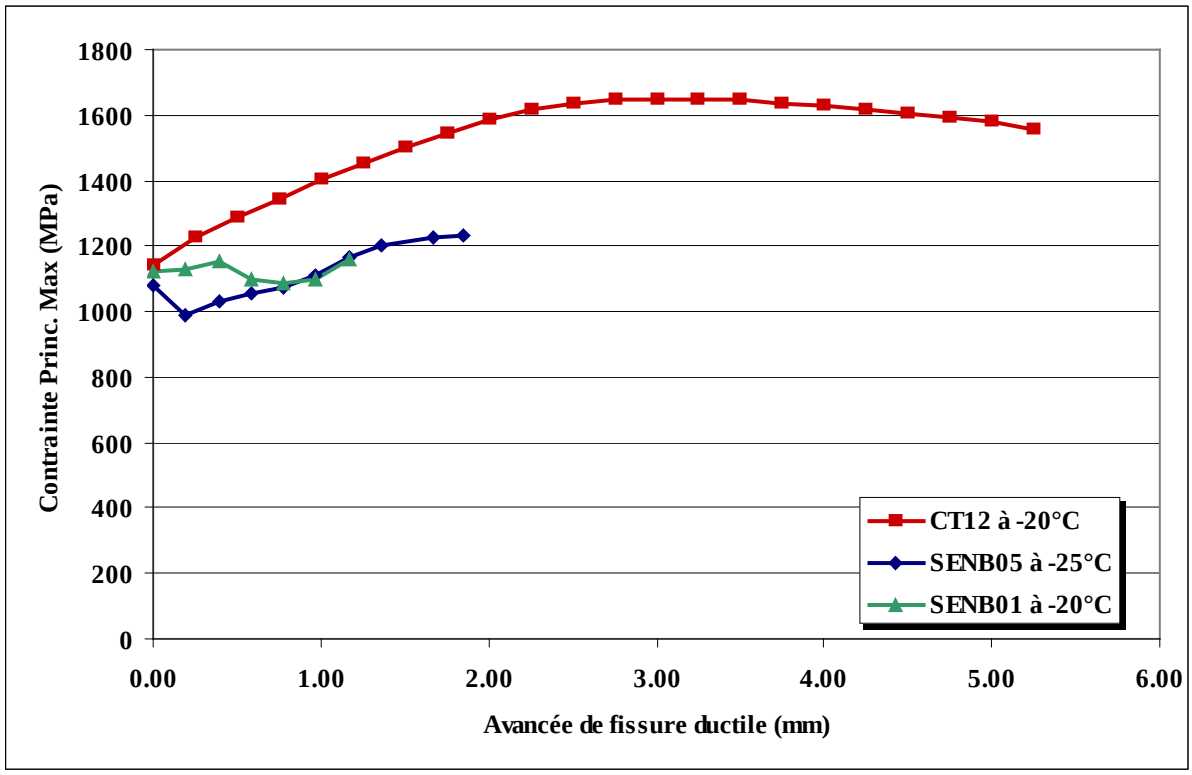


Figure V-18 : Comparaison de l'évolution de la contrainte principale maximale σ_{11_MAX} en cours de déchirure sur les 3 géométries d'éprouvette.

V.3.3.3. Contrainte principale au point d'amorçage de la rupture fragile

A partir des observations MEB présentées au §III.5.3, la contrainte à rupture sur quelques essais sur éprouvettes CT a été évaluée à l'aide des calculs 3D avec relâchement de nœuds. Le Tableau V-3 résume les résultats de quatre éprouvettes rompues après déchirure ductile.

	Température	N°Essai	Déchirure Ductile (mm)	Contrainte au site d'amorçage du clivage(MPa)
CT12	-20°C	04-071	4.8	1600
	-20°C	04-072	2.47	1610
	-25°C	04-074	4.4	1564
	-35°C	04-066	2.28	1480

Tableau V-3 : Valeurs de contraintes locales au site d'amorçage du clivage sur éprouvettes CT12

Pour les 4 éprouvettes analysées, on observe une contrainte au site d'amorçage du clivage comprise entre 1480 et 1610 MPa, donc bien supérieure à σ_{th} (1300 MPa). On constate par ailleurs que, pour les 3 éprouvettes CT à -20°C et -25°C, le site d'amorçage du clivage se situe au niveau du pic local de contrainte, au droit du front de fissure ductile (Figure V-19). Le fait d'observer un site d'amorçage au niveau du pic local de contrainte

confirme donc que ces éprouvettes, à ces températures, se trouvent dans un état proche du cas limite où les conditions nécessaires au clivage n'ont été atteintes qu'au point de contrainte maximale.

Seule l'éprouvette à -35°C montre un site d'amorçage du clivage en un point au-delà de la position du pic de contrainte, ce qui semble logique. En effet, en cours de déchirure ductile, le profil de contrainte se translate avec l'avancée de fissure. La contrainte seuil ayant déjà été atteinte en arrière du pic pour un chargement antérieur et n'ayant pas provoqué le clivage, on s'attend donc à ce que le site d'amorçage se situe en avant du pic (Figure V-20-b). Nous rappelons que, dans le cas d'une rupture purement fragile, les observations de [Chen – 98] sur la localisation du site d'amorçage par rapport à la position du pic de contrainte ont révélé que, en cours de chargement, le volume seuil s'étend en arrière ou en avant du pic (Figure V-20-a).

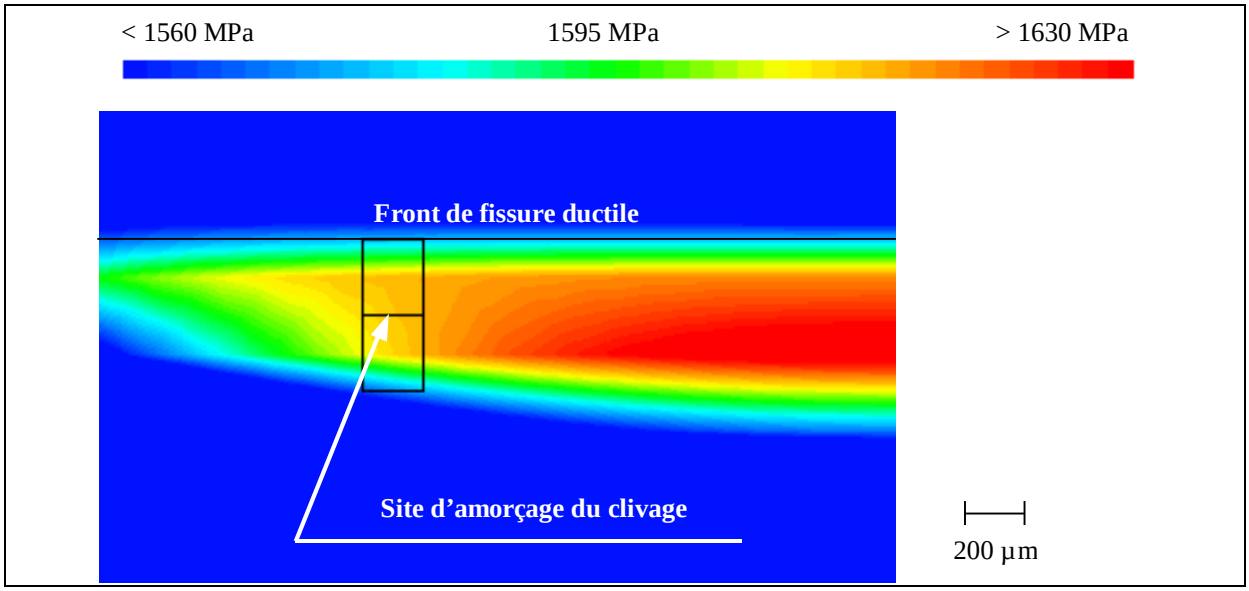


Figure V-19 : Position du site d'amorçage du clivage sur la CT12 de l'essai N°04-072 à -20°C et carte de contrainte associée.

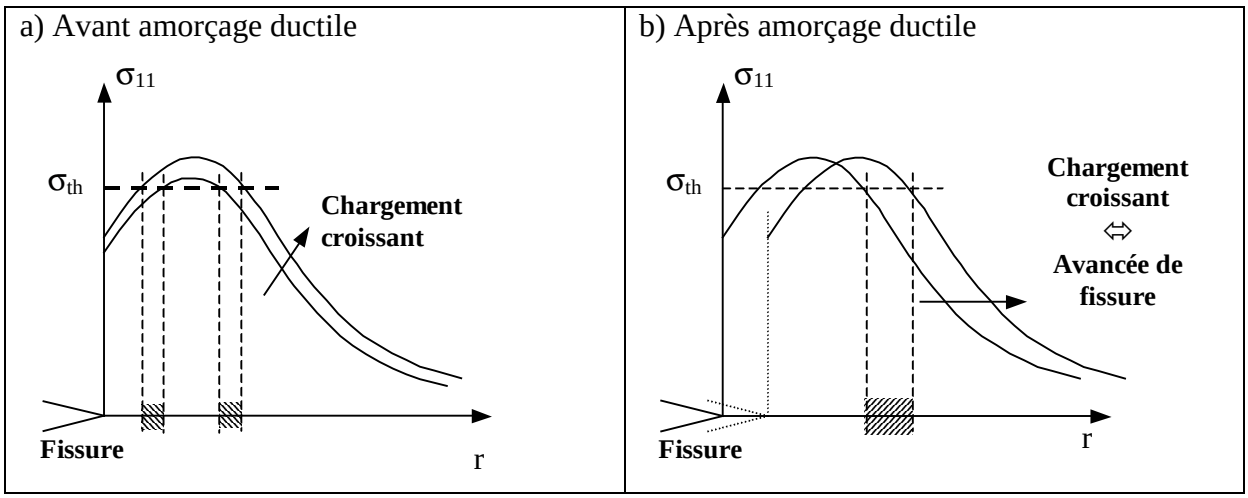


Figure V-20 : Schéma d'évolution des contraintes en cours de chargement, la zone hachurée représente la zone où la contrainte seuil a été dépassée entre les deux instants de chargement représentés. a) Avant l'amorçage ductile b) Après l'amorçage ductile.

V.3.4. Calcul des volumes seuils à rupture

V.3.4.1. Volumes seuils sur CT12

Rappelons les définitions du volume plastifié et en traction, du volume actif, et du volume seuil (expressions IV-7-8-9). Ces volumes sont évalués à l'aide du calcul numérique sur les éprouvettes CT12 à –35°C, -20°C et –10°C. Leurs évolutions en cours de déchirure sont tracées Figure V-21 dans le cas de l'éprouvette à –20°C.

$$Volume \quad plastifié = V\left(\varepsilon_{eq}^{pl} \geq 0 \quad et \quad \sigma_{11} > 0\right) \tag{V-7}$$

$$Volume \quad actif = V\left(\dot{p} \geq 0 \quad et \quad \sigma_{11} > 0\right) \qquad \text{où} \qquad \dot{p} = \frac{2}{3} \cdot \overline{\overline{\dot{\varepsilon}_{eq}^{pl}}} : \overline{\overline{\dot{\varepsilon}_{eq}^{pl}}} \tag{V-8}$$

$$V_{th}(t) = V\left[\underset{0 \to t}{MAX}\left(\sigma_{11}\right) \geq \sigma_{th}\right] \tag{V-9}$$

Le volume seuil est calculé par une intégration d'un champ par élément valant 1 si $\sigma_{11} > \sigma_{th}$ et 0 sinon. Il est donc évalué à partir du champ de contrainte directement issu du calcul et sans lissage.

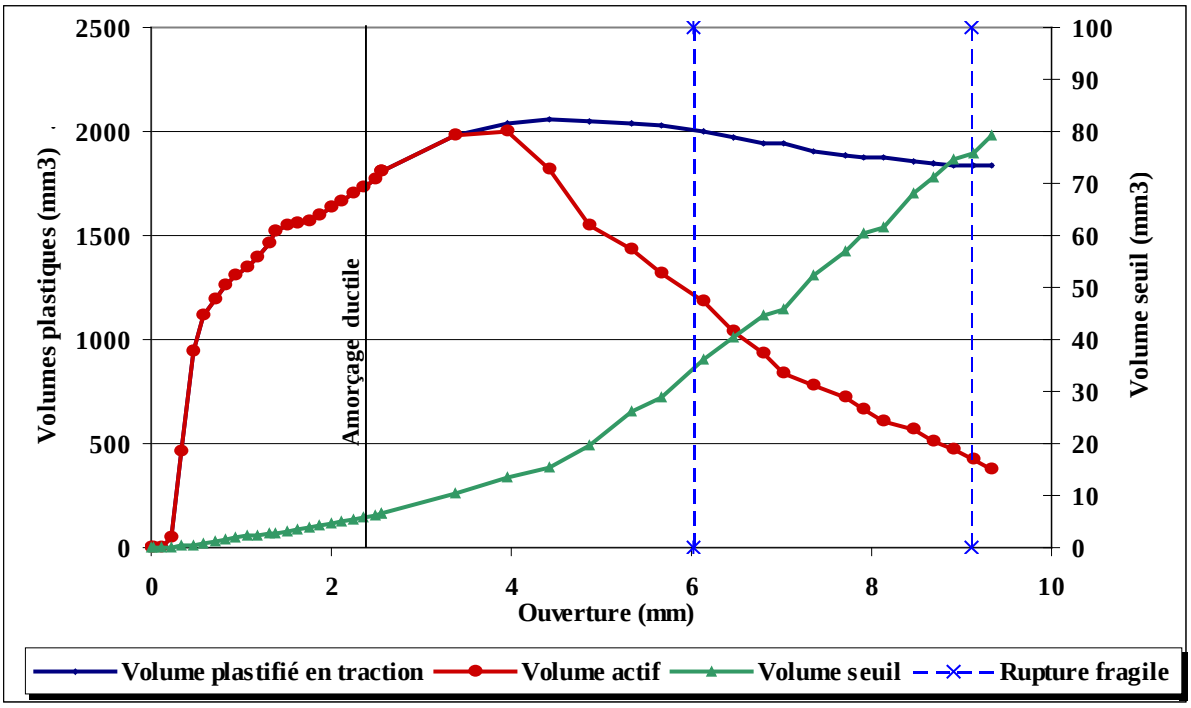


Figure V-21 : Evolutions numériques, en fonction de l'ouverture de fissure, du volume seuil, du volume plastifié en traction et du volume actif en cours de déchirure d'une éprouvette CT12 testée à –20°C.

Plusieurs remarques peuvent être faites :

- le volume plastifié et en traction croît d'abord fortement puis atteint un palier de saturation peu après l'amorçage ductile : l'éprouvette est très largement plastifiée ; il entame ensuite une décroissance due à la réduction du volume en traction sur le ligament.

- le volume actif est d'abord égal au volume plastifié, ce qui est logique car dans un premier temps la zone plastique s'étend puis le volume actif se distingue du volume plastique en commençant à décroître fortement lorsque le volume plastique est saturé.
- le volume seuil croît régulièrement

Les deux éprouvettes rompues par clivage à –20°C sont repérées sur la Figure V-21 par leur ouverture à la rupture fragile (droites pointillées verticales). Ces deux ruptures fragiles interviennent alors que le volume plastifié est saturé et que le volume actif décroît. Cette observation avait également été faite au §II.4.2 sur les éprouvettes CT25 à 0°C du matériau 22NiMoCr37.

Deux autres résultats importants, obtenus sur les interprétations des essais sur le matériau 22NiMoCr37, sont confirmés sur le matériau TU42 C :

- V_{th} est proportionnel à Δa (Figure V-22) ;
- le taux de croissance $\Delta V_{th}/\Delta a$ peut être considéré comme variant proportionnellement avec la limite d'élasticité σ_Y (Figure V-23).

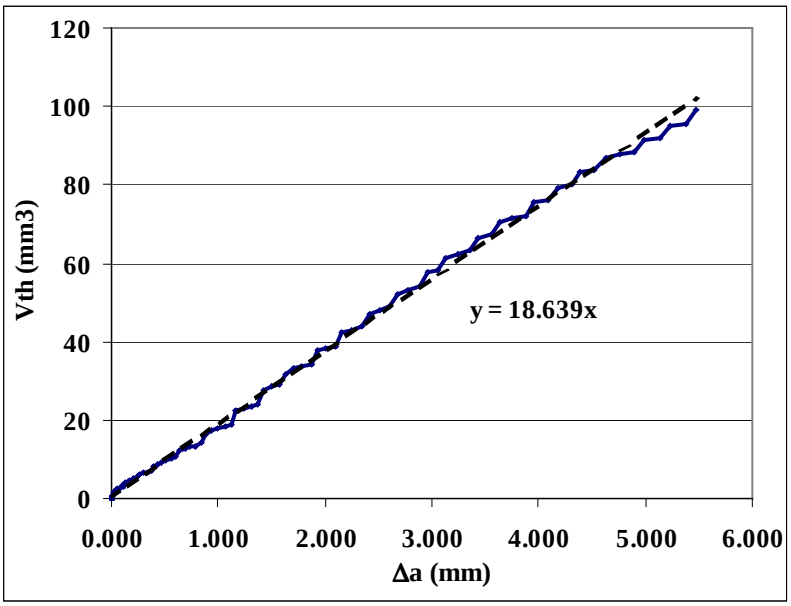


Figure V-22 : Evolution du volume seuil avec l'avancée de déchirure ductile, résultat de la simulation des essais sur CT12 à –20°C

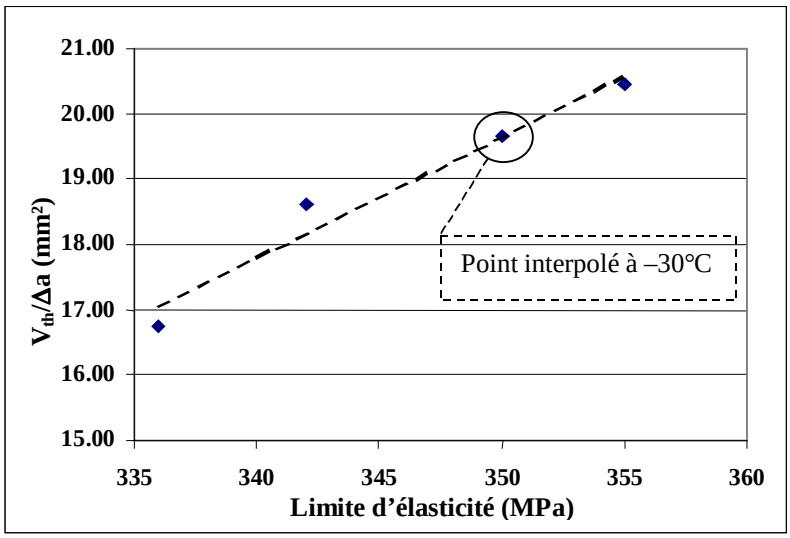


Figure V-23 : Evolution du taux de croissance de V_{th} avec la limite d'élasticité, résultat des simulations des essais sur CT12 à –10°C,-20°C et –35°C.

Les valeurs de V_{th} à rupture ou en fin d'essai de chaque éprouvette CT12 sont donc obtenues de trois manières (Tableau V-4) :

- soit directement par le calcul aux Eléments Finis ;
- soit, pour des longueurs de déchirure non-atteints par la modélisation, en supposant la proportionnalité entre V_{th} et Δa toujours vraie pour ces longueurs (indiqué « Extrapolé en Δa »)
- soit, à -30°C uniquement, le taux de croissance est interpolé linéairement avec la limite d'élasticité (Figure V-23), et la proportionnalité entre V_{th} et Δa est supposée vraie jusqu'à Δa =5,5 mm

Température	N° Essai CT12	Δa ductile	Clivage	V_{th} (σ_{th} = 1300 MPa)	Méthode de calcul de V_{th}
°C		mm		mm^3	
-35	04-066	2.28	X	47.5	Calcul numérique
-30	04-074	5.5	X	106.0	Interpolé en température et extrapolé en Δa
-25	04-071	4.4	X	77.9	Calcul numérique
-20	04-072	2.47	X	46.5	Calcul numérique
-20	04-083	4.8	X	89.9	Calcul numérique
-20	04-077	6.4		119.7	Extrapolé en Δa
-20	04-070	7.42		138.7	Extrapolé en Δa
-10	04-078	6.75		113.8	Extrapolé en Δa
-10	04-081	7.5		126.3	Extrapolé en Δa
-10	04-075	7.55		127.2	Extrapolé en Δa
-10	04-073	7.58		127.7	Extrapolé en Δa
-10	04-076	10.33		173.8	Extrapolé en Δa

Tableau V-4 : Valeurs de V_{th} en fin d'essai obtenues pour les éprouvettes CT12

V.3.4.2. Volumes seuils sur éprouvettes SENB

On rappelle que le volume seuil est calculé par une intégration d'un champ de contrainte (par élément) directement issu du calcul et sans lissage. En ce qui concerne les éprouvettes SENB, les niveaux de volume seuil calculés remettent en cause les niveaux de contrainte principale maximale calculés au §V.3.3.2, inférieurs à la contrainte seuil. Il apparaît que la contrainte seuil est dépassée sur l'élément en pointe de fissure impliquant un volume seuil non nul. En revanche, il semble que le lissage utilisé pour extraire les contraintes aux nœuds entraîne une sous-estimation de la contrainte maximale sur l'élément. Une plus grande précision doit être obtenue en affinant le maillage. Cependant, étant donné les difficultés rencontrées sur les modélisations des essais sur éprouvettes SENB (cf. §V.3.2.3), cette amélioration n'a pas été effectuée.

Sur ces éprouvettes SENB, la simulation de la déchirure s'est arrêtée pour des avancées de fissure plus faibles que sur les éprouvettes CT. Cependant, ces avancées de fissure sont suffisantes pour formuler les remarques suivantes :

- le volume seuil n'est pas proportionnel à l'avancée de fissure sur les 1^{ers} dixièmes de millimètre de déchirure ;
- on observe une évolution linéaire du volume seuil en fonction de Δa au-delà sur les SENB01 (Figure V-24) et les SENB05 (Figure V-25).

La non-linéarité initiale peut être associée à la mise en place d'un régime permanent en déchirure. Elle peut être due à une forte évolution des champs de contrainte en début de propagation ductile.

De la même manière que pour les éprouvettes CT, les valeurs de V_{th} à rupture sont extrapolés linéairement en fonction de Δa à partir des lissages présentés en Figure V-24 et Figure V-25.

A partir des 2 seules températures modélisées pour chaque éprouvette SENB, on ne peut pas conclure à la linéarité du taux de croissance $\Delta V_{th}/\Delta a$ en fonction de la limite d'élasticité. Cependant, cette hypothèse, vérifiée sur les éprouvettes CT, est étendue aux éprouvettes SENB car elle est uniquement dépendante de la limite d'élasticité qui est une propriété du matériau. Pour les éprouvettes SENB01 entre –20°C et –50°C, on interpole donc linéairement les taux de croissance $\Delta V_{th}/\Delta a$ en fonction de la limite d'élasticité. Le Tableau V-5 résume les résultats et les méthodes d'évaluation de V_{th} utilisés.

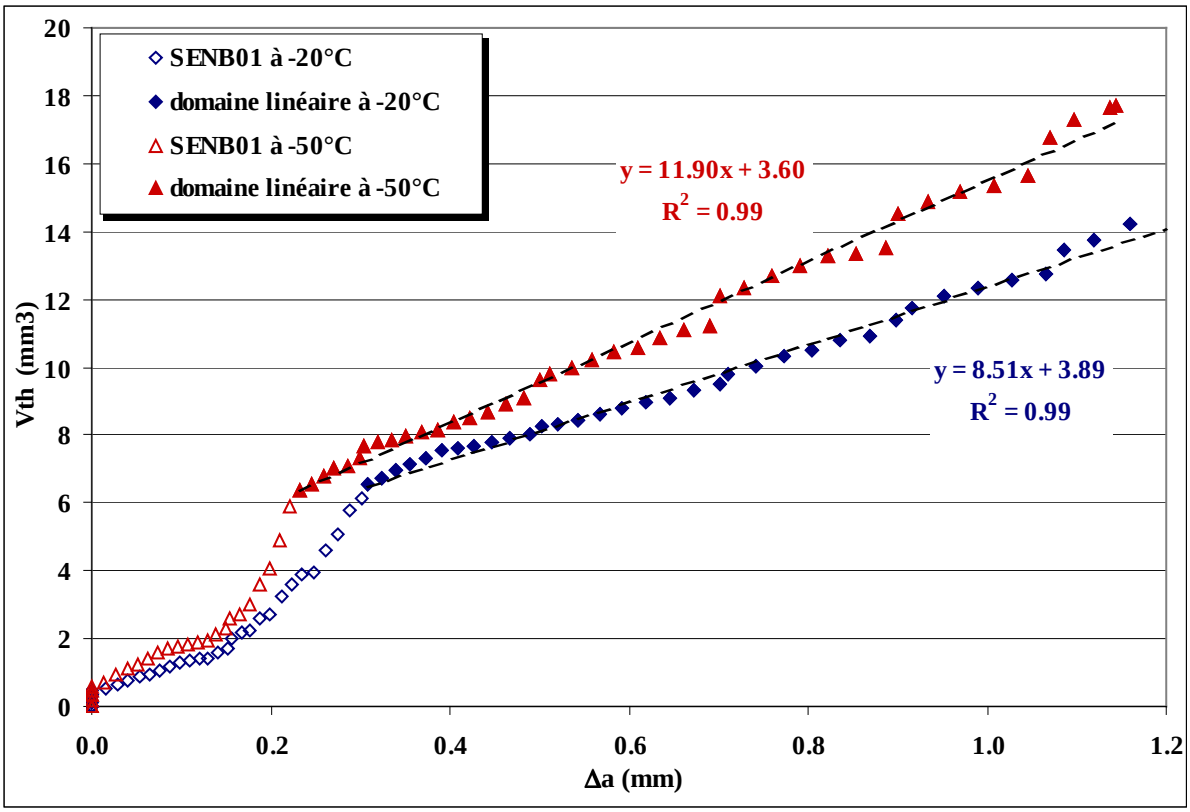


Figure V-24 : Evolution du volume seuil en fonction de l'avancée de fissure sur les éprouvettes SENB01 à –20°C et –50°C

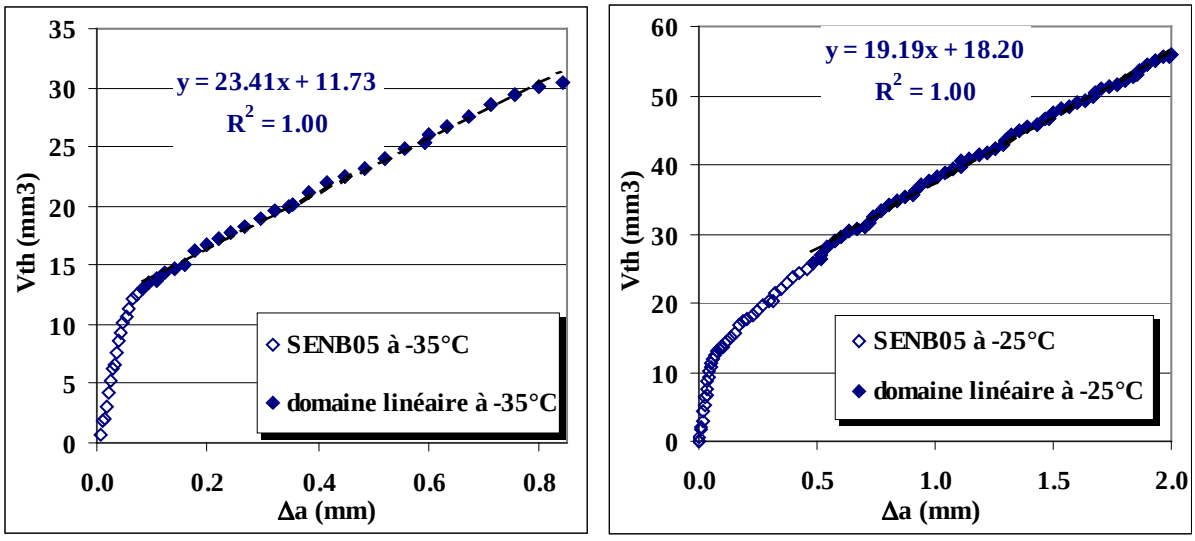


Figure V-25 : Evolution du volume seuil en fonction de l'avancée de fissure sur les éprouvettes SENB05 à –25°C et –35°C

	Tempé-rature	N° Essai	Δa ductile	Clivage	V_{th} (σ_{th} = 1300 MPa)	Méthode de calcul de V_{th}
	°C		mm		mm^3	
SENB05	-35	04-104	1.0	X	34.6	Calcul numérique
	-35	04-110	1.74	X	51.3	Extrapolé en Δa
	-35	04-111	3.84	X	98.6	Extrapolé en Δa
	-25	04-105	4.77		106.7	Extrapolé en Δa
	-25	04-112	4.64		104.4	Extrapolé en Δa
	-25	04-116	4.97		110.4	Extrapolé en Δa
	-25	04-117	4.65		104.5	Extrapolé en Δa
	-25	04-118	4.94		109.8	Extrapolé en Δa
SENB01	-50	04-236	1.11	X	17.1	Calcul numérique
	-40	04-234	2.13	X	28.1	Interpolé en température et extrapolé en Δa
	-30	04-232	3.16	X	36.9	Interpolé en température et extrapolé en Δa
	-20	04-235	5.26	X	53.6	Extrapolé en Δa
	-20	04-242	8.88		88.6	Extrapolé en Δa
	-20	04-239	8.94		89.2	Extrapolé en Δa
	-20	04-240	9.01		89.8	Extrapolé en Δa
	-20	04-233	10.5		104.0	Extrapolé en Δa
	-10	04-230	7.16		63.8	Extrapolé en température et extrapolé en Δa

Tableau V-5 : Valeurs de V_{th} en fin d'essai obtenues pour les éprouvettes SENB01 et SENB05 testées.

V.4. Ajustement de la fonction de sensibilité F

Rappelons à nouveau la forme du critère en contrainte seuil. Il exprime la probabilité de rupture par clivage en cours de déchirure ductile :

$$Pr = 1 - exp\left[- F(\sigma_Y) \cdot V_{th} \right] \tag{V-10}$$

où la fonction de sensibilité F peut se mettre sous la forme :

$$F(\sigma_Y) = \left(\frac{\sigma_Y - \sigma_{Y0}}{\sigma_u \cdot V_0^{1/m}} \right)^m \tag{V-11}$$

Sur le matériau TU42 C de notre étude, nous avons déterminé la contrainte seuil σ_{th} et le module *m* à partir d'essais sur éprouvettes AE au §V.2.4. L'identification des autres paramètres, $\sigma_u \, V_0^{1/m}$ et σ_{Y0}, nécessite une série d'essais de rupture sur éprouvettes fissurées. Nous utilisons donc les essais, présentés au Chapitre III, réalisés dans la partie supérieure du domaine de transition fragile/ductile. Les volumes seuils à rupture relatifs à ces essais ont donc été évalués, numériquement, au §V.3.4.

Pour l'identification de F, nous utilisons l'ensemble des géométries et des températures. L'ensemble de ces cas forment une série de 29 essais au total, dont 12 ont montré une rupture finale fragile.

V.4.1. 1ère hypothèse : σ_{Y0} dépendant de la géométrie

Dans un premier temps, σ_{Y0} est identifié comme la limite d'élasticité correspondant à la température expérimentale de disparition du clivage pour chaque géométrie. La forte sensibilité du clivage à la température nous incite à déterminer précisément cette température de disparition du clivage. Or on dispose de peu d'essais. Pour les éprouvettes CT12 et SENB01, la disparition du clivage est obtenue à 10°C au-dessus de la température T_{MIXTE} à laquelle la rupture a été ductile puis fragile sur certaines éprouvettes et ductile sur d'autres.

T_{MIXTE} (CT12) = -20°C => σ_{Y0}(CT12) = σ_Y(-10°C) = 336 MPa
T_{MIXTE} (SENB01) = -20°C => σ_{Y0}(SENB01) = σ_Y(-10°C) = 336 MPa

Pour les éprouvettes SENB05, la rupture a été ductile puis fragile sur toutes les éprouvettes à –35°C et ductile sur toutes les éprouvettes à –25°C. Afin de préciser sur cette géométrie une température de disparition du clivage cohérente avec celles obtenues sur les deux autres éprouvettes, la température T_{MIXTE} , non observée expérimentalement, est évaluée à –30°C.

T_{MIXTE} (SENB05) = -30°C =>σ_{Y0}(SENB05) = σ_Y(-20°C) = 342 MPa

L'ajustement du paramètre $\sigma_u \, V_0^{1/m}$ est obtenu par une minimisation de la différence entre les probabilités analytiques et expérimentales :

$$F(\sigma_u V_0^{1/m} ; \sigma_{Y0}) . V_{th} - Ln (1 - Pr(\sigma_u V_0^{1/m} ; \sigma_{Y0})) = 0 \tag{V-12}$$

Le produit $F.V_{th}$ est par la suite nommé « potentiel ».

Une difficulté supplémentaire apparaît ici dans la dépendance de la probabilité expérimentale au paramètre à ajuster. En effet, cette probabilité est calculée à partir du classement des éprouvettes par ordre croissant de potentiel $F.V_{th}$ en fin d'essai. Or ce potentiel est fonction du paramètre $\sigma_u\ V_0^{1/m}$ (relation IV-11). La probabilité de rupture expérimentale doit être re-calculée à chaque itération et le classement doit être ré-effectué. Dans la pratique, le classement ne varie plus après 1 ou 2 itérations.

Plus précisément, la probabilité de rupture expérimentale est calculée de la manière suivante. A chaque itération, les éprouvettes sont classées par ordre croissant de potentiel $F.V_{th}$ en fin d'essai, que la rupture ait été fragile ou non. Une probabilité de rupture expérimentale est associée à chaque éprouvette fragile :

$$Pr_i = \frac{i - 0.5}{N_i} \qquad \text{(V-13)}$$

où i est le rang de l'éprouvette dans le classement et N_i est le nombre d'éprouvettes ayant soit clivé, soit dépassé le potentiel $F.V_{th}$ à rupture de l'éprouvette de rang i. Cette manière de compter a déjà été décrite au Chapitre II, §II.4. Elle permet de prendre en compte la population N_i la plus pertinente du point de vue de la probabilité de rupture.

Pour m=3,0 et σ_{th} =1300 MPa, on obtient : $\sigma_u\ V_0^{1/m}$ = 58,7 MPa $mm^{3/m}$. Les distributions expérimentales et ajustées sont comparées en Figure V-26. Un bon accord global est obtenu. Un ajustement linéaire est également tracé (ordonnée à l'origine libre) : il est très proche de l'ajustement proportionnel (passant par l'origine) et conforte ainsi la solution du calcul itératif d'ajustement. De plus, on constate que les trois géométries sont mêlées sur cette distribution, ce qui confirme que les trois éprouvettes ont été testées dans des conditions proches vis-à-vis de la probabilité de rupture.

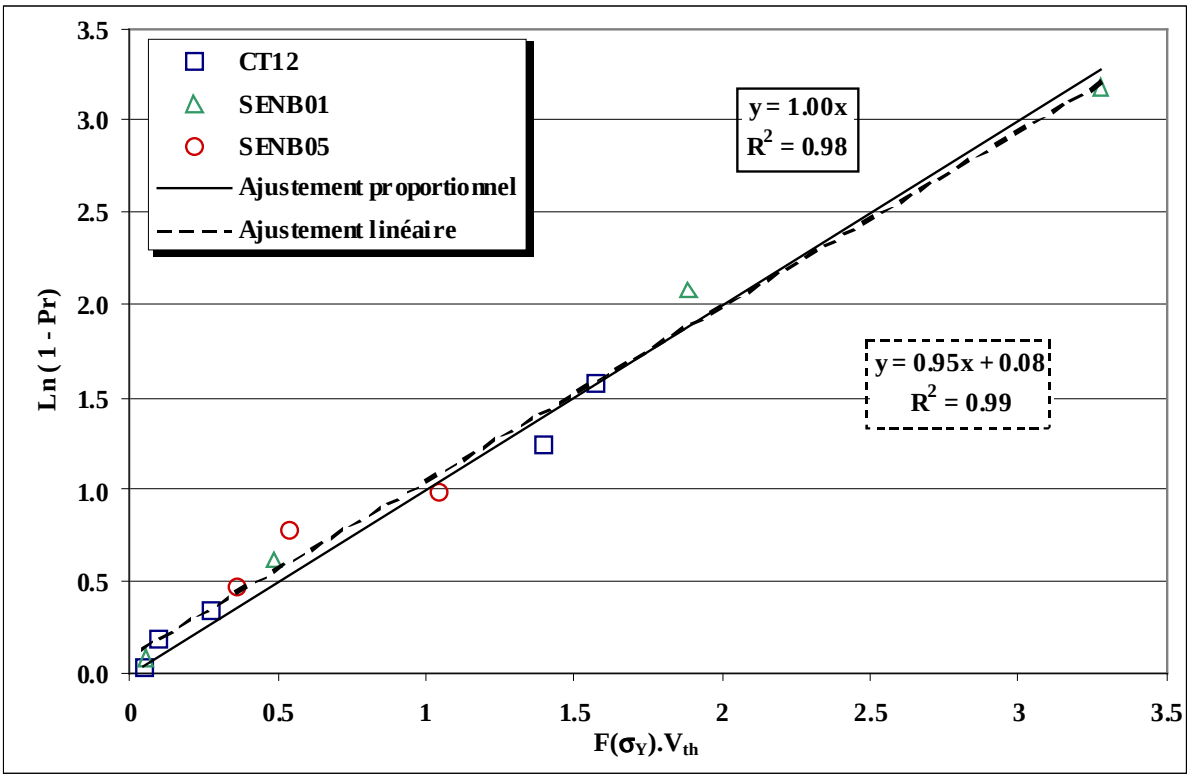


Figure V-26 : Corrélation entre les probabilités de rupture expérimentales et les potentiels $F.V_{th}$ obtenues par ajustement du paramètre $\sigma_u\ V_0^{1/m}$ à partir de l'ensemble des essais de rupture dans la partie haute du domaine de transition fragile/ductile.

La Figure V-27 présente les valeurs des potentiels $F.V_{th}$ en fin d'essai pour toutes les éprouvettes, clivées ou non, en fonction de la température. Pour un cas de géométrie, à une température donnée à laquelle la rupture a été soit fragile soit ductile, on retrouve logiquement des valeurs de $F.V_{th}$ plus élevées pour les éprouvettes ayant atteint les chargements les plus élevés, c'est-à-dire les éprouvettes restées ductiles. En revanche, on vérifie bien que, sur l'ensemble des températures, la majorité des plus forts potentiels $F.V_{th}$ correspondent bien aux éprouvettes clivées. Ce résultat doit absolument être vérifié, sous peine de contredire le modèle.

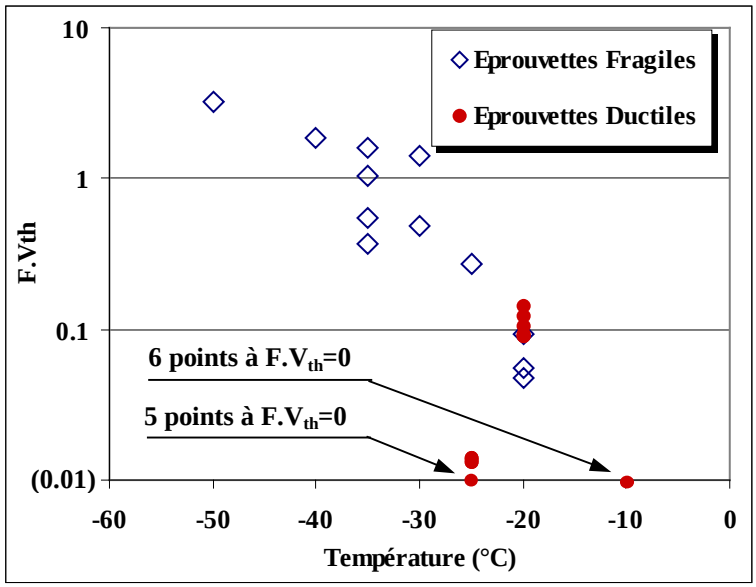


Figure V-27 : Evolution des potentiels *F.Vth* pour toutes les éprouvettes avec la température

V.4.2. 2ème hypothèse : σ_{Y0} constant sur les 3 géométries

Dans le but de simplifier l'écriture de F, on considère une limite σ_{Y0} commune pour les 3 géométries, notée σ_{Y0}^*. Les deux paramètres, σ_{Y0}^* et $\sigma_u\ V_0^{1/m}$, sont cette fois ajustés. On procède de la même manière que précédemment en minimisant la différence entre les probabilités analytiques et expérimentales, et en incluant le calcul itératif de la probabilité de rupture expérimentale.

La Figure V-28 présente l'ajustement obtenu. La corrélation entre les probabilités expérimentales et théoriques est moins bonne.

Le jeu de paramètres correspondant est le suivant :
$\sigma_u\ V_0^{1/m} = 69.4$ MPa mm$^{3/m}$ et $\sigma_{Y0}^* = 334$ MPa $= \sigma_Y$ (-8°C)

On constate que les potentiels $F.V_{th}$ des 3 éprouvettes SENB05 sont plus grands que pour l'ajustement obtenu avec la 1ère hypothèse (Figure V-26), ce qui est logique puisque la valeur de σ_{Y0} ajustée ici est plus basse que celle correspondant à ces éprouvettes précédemment (σ_{Y0} (SENB05) = 342 MPa), ce qui n'est pas le cas des deux autres géométries (σ_{Y0} (CT) = σ_{Y0} (SENB01) ~ σ_{Y0}^*).

Ce second ajustement semble donc indiquer que la 1ère hypothèse permet de mieux reproduire la distribution de probabilités expérimentales. Par ailleurs, il montre que le paramètre σ_{Y0} (ou σ_{Y0}^{*}) influe fortement sur la qualité de l'ajustement. La probabilité de rupture fragile calculée est très sensible à la valeur de ce paramètre.

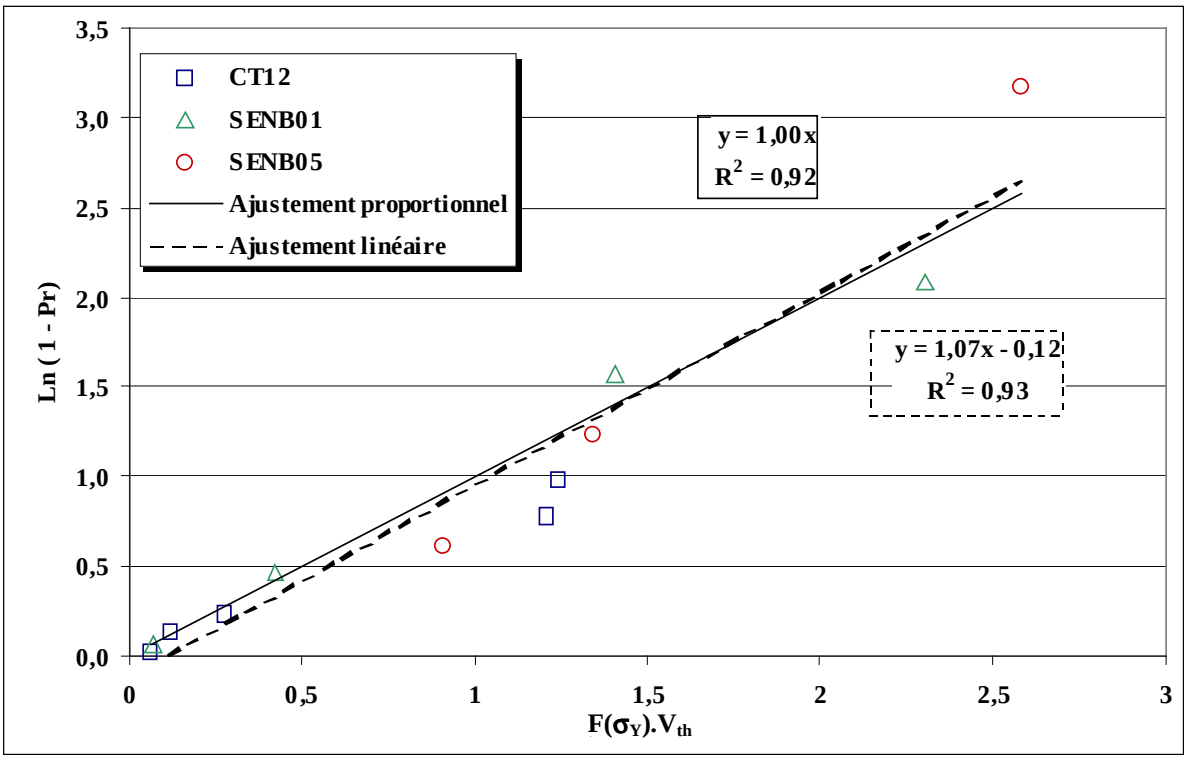
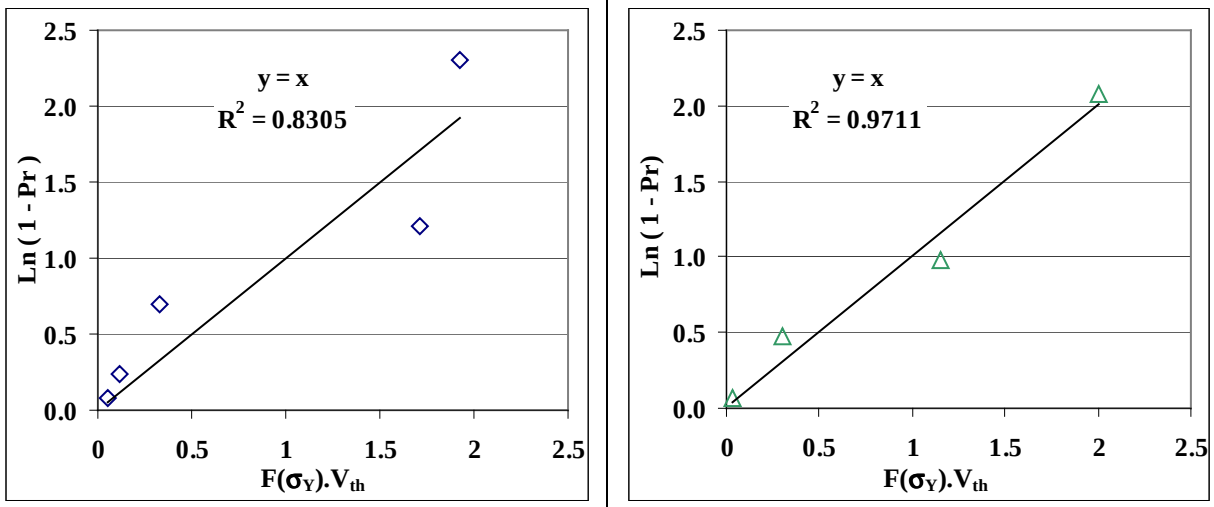


Figure V-28 : Ajustement des 2 paramètres $\sigma_u V_0^{1/m}$ et σ_{Y0} à partir de l'ensemble des essais de rupture dans la partie haute du domaine de transition fragile/ductile.

V.4.3. Ajustement de F à partir d'une seule géométrie

Dans le soucis d'évaluer la robustesse de l'ajustement de F à partir d'un nombre réduit d'éprouvettes, il est intéressant de tester ces mêmes ajustements à partir d'une seule géométrie. On conserve la 1ère l'hypothèse selon laquelle σ_{Y0} est la limite d'élasticité correspondant à la température expérimentale de disparition du clivage pour chaque géométrie, car le nombre d'essais disponibles est trop réduit pour ajuster 2 paramètres. La Figure V-29 présente les ajustements obtenus pour les éprouvettes CT à partir de 5 points et les éprouvettes SENB01 à partir de 4 points. L'ajustement sur les éprouvettes SENB05 n'a pas de sens, car on a seulement 3 points pour ces éprouvettes. Les valeurs de $\sigma_u V_0^{1/m}$ qui en découlent sont proches de la valeur issue du calage multi-éprouvettes : -6% sur les CT et +11% pour les SENB01. Cependant la corrélation obtenue sur les CT n'est pas satisfaisante. Les éprouvettes SENB01 présentent un meilleur résultat.



m=3.0 ; σ_{th} =1300 MPa ; σ_{Y0} = 336 MPa

$\sigma_u V_0^{1/m}$ = 55.0 MPa mm$^{3/m}$

m=3.0 ; σ_{th} =1300 MPa ; σ_{Y0} = 336 MPa

$\sigma_u V_0^{1/m}$ = 69.1 MPa mm$^{3/m}$

Rappel de la valeur issue du calage multi-éprouvettes :
$\sigma_u V_0^{1/m}$ = 58.4 MPa mm$^{3/m}$

Figure V-29 : Ajustement de $\sigma_u V_0^{1/m}$ à partir d'une seule géométrie et peu de points : a) éprouvettes CT ; b) éprouvettes SENB01

V.4.4. Conclusion sur l'identification de $F(\sigma_Y)$

L'ajustement de la fonction de sensibilité $F(\sigma_Y)$ à partir d'une série d'essai rassemblant plusieurs géométries d'éprouvettes, à plusieurs températures dans le domaine de transition fragile/ductile est possible. La principale difficulté réside dans la détermination du paramètre σ_{Y0}. Une dépendance à la géométrie de σ_{Y0} semble permettre une meilleure description des probabilités de rupture fragile expérimentales. Ce paramètre peut être identifié comme la limite d'élasticité correspondant à la température de disparition du clivage pour chaque géométrie. Cependant, pour des essais réalisés à des températures très proches de la disparition du clivage, la qualité de l'ajustement est très sensible à cette valeur de σ_{Y0}. La probabilité de rupture fragile calculée à ces températures dépend fortement la valeur de ce paramètre car le terme « $\sigma_Y - \sigma_{Y0}$ » dans F tend vers zéro.

La possibilité d'ajuster les paramètres de $F(\sigma_Y)$ à partir d'un nombre réduit d'essais sur plusieurs géométries d'éprouvettes, à plusieurs températures est de première importance car le but, à terme, est d'évaluer la sensibilité au clivage des joints soudés. Or, pour caractériser les joints soudés, il est impératif que la procédure d'identification des paramètres soit possible à partir d'éprouvettes non-normalisées. En effet, les prélèvements dans les joints soudés tout comme dans une structure mince, ne permettent pas d'utiliser des éprouvettes de tailles normalisées. Ces éprouvettes sont dites « multi-matériaux », c'est-à-dire qu'elles sont composées à la fois de métal de base et de métal déposé, avec une ZAT intermédiaire. Les prélèvements sont difficiles car ils doivent être très précis sur le joint soudé. En conséquence le nombre d'éprouvettes est souvent réduit, soit par élimination des mauvais prélèvements, soit dû au coût.

V.5. Discussion

V.5.1. Signification de la contrainte σ_{Y0}

Le Chapitre II, dans lequel a été développé le critère en contrainte seuil, fait apparaître une contrainte de référence σ_{Y0} dans la définition de la fonction de sensibilité F relative aux essais sur éprouvettes CT en matériau 22NiMoCr37. La même valeur a été donnée pour les 4 tailles d'éprouvettes CT testées. Cependant, nous n'avons pas montré la transférabilité de ce paramètre à d'autres géométries d'éprouvettes.

Deux hypothèses ont été avancées quant à la signification de la contrainte σ_{Y0}.

V.5.1.1. 1ère Hypothèse

Si l'on considère que σ_{Y0} est la limite d'élasticité associée à la température expérimentale de disparition du clivage pour chaque géométrie, on obtient un ajustement du modèle en contrainte seuil de bonne qualité. Cependant une détermination précise demande un nombre d'essais important. Les températures de disparition du clivage ont été déduites de nos essais à partir d'un nombre d'éprouvettes réduit et avec une incertitude de ±5°C. Etant donnée la sensibilité de la fonction F au paramètre σ_{Y0}, cette précision pourrait ne pas être suffisante.

De plus, un inconvénient majeur de ce choix est que, par définition, σ_{Y0} n'est pas transférable d'une éprouvette à une autre : pour prévoir la probabilité de rupture par clivage en cours de déchirure sur une nouvelle géométrie, il faut connaître au préalable la température en deçà de laquelle le clivage est possible. On peut estimer que cette température correspond à la limite d'élasticité pour laquelle la contrainte principale maximale atteint la contrainte seuil σ_{th} à l'amorçage de la déchirure ductile, ou en cours de propagation. L'évaluation de cette limite d'élasticité peut alors être réalisée par le calcul aux Eléments Finis mais elle reste assez lourde à cause des difficultés du calcul des contraintes à l'amorçage ductile évoquées au §V.3.3.1. Cette méthode semble donc peu adaptée à l'évaluation du paramètre σ_{Y0}.

Sous cette hypothèse, on peut considérer que le paramètre σ_{Y0} exprime la dépendance de la fonction F à la forme des champs mécaniques, c'est-à-dire au confinement et à la triaxialité.

V.5.1.2. 2nde Hypothèse

Un accord de moyenne qualité des probabilités expérimentales et analytiques est obtenu avec une contrainte σ_{Y0} unique pour les 3 géométries. Cependant cette hypothèse présente l'avantage de totalement séparer les effets de géométrie de ceux « matériau » dans l'expression de la probabilité de rupture :

- F est caractéristique du matériau, il s'agit de la sensibilité intrinsèque au clivage,
- V_{th} exprime les effets de la géométrie, du confinement et de la déchirure.

Cette hypothèse signifie qu'il existe une température intrinsèque au matériau au-dessus de laquelle le clivage est impossible, quelles que soient les conditions de géométrie et de chargement. Elle s'ajoute à l'hypothèse de base de notre étude qui suppose que c'est σ_{th} qui pilote le clivage et non la température. Le reproche important qui est fait à cette double hypothèse est qu'elle n'explique pas la différence de comportement des éprouvettes SENB05 à -25°C comparativement aux éprouvettes SENB01 et CT12 à cette même température : pour des volumes V_{th} équivalents et une fonction F identique, ces éprouvettes ne clivent pas contrairement aux deux autres.

V.5.2. A propos de la température des essais de rupture

Les essais de rupture sont réalisés de part et d'autre de la frontière supérieure du domaine de transition. Nous nous situons donc à la frontière d'existence du phénomène de clivage. C'est le cas limite que nous proposions de décrire phénoménologiquement et de mieux comprendre. On constate que l'identification des paramètres du modèle est difficile dans ce cas limite. Comparativement, les essais sur le matériau 22NiMoCr37 (Chapitre II) ont été interprétés sur une plage de températures plus large et sur des essais plus nombreux. L'identification était donc plus aisée.

On peut souligner deux difficultés issues du fait que les essais de rupture soient réalisés autour de la température frontière d'existence du phénomène de clivage :

- lorsque l'on s'approche de la température limite d'apparition du clivage, le terme « $\sigma_Y - \sigma_{Y0}$ » de la fonction F tend vers zéro. Le passage à la puissance *m* rend donc la fonction F très sensible au choix de σ_{Y0} autour de ces températures.
- d'un point de vue numérique, le calcul du volume V_{th} devient plus difficile lorsque la contrainte σ_{th} est dépassée dans seulement quelques éléments. Une amélioration doit être apportée dans ce cas, par exemple en utilisant un lissage adéquat des champs de contrainte.

V.5.3. Détermination de la contrainte seuil σ_{th}

V.5.3.1. Dépassement de la contrainte seuil

Bien que les essais de rupture aient été effectués autour de la température limite d'apparition du clivage, les niveaux de contraintes calculés sur les CT12 sont bien supérieurs à la contrainte seuil σ_{th}. Le calcul réalisé à –10°C nous indique également des niveaux de contrainte supérieurs à σ_{th}, pouvant aller jusqu'à 1610 MPa. Il faut d'abord rappeler ici que l'atteinte de la contrainte seuil est une condition nécessaire et non suffisante pour l'amorçage du clivage. Donc, si l'on s'appuie sur ce principe :

- soit le nombre d'éprouvettes testées est insuffisant et on aurait pu observer du clivage avec un nombre d'essais plus important à –10°C ;
- soit –10°C est réellement une température limite d'apparition du clivage, et il existe d'autres conditions nécessaires au clivage, non remplies. La condition de contrainte seuil seule est alors très conservative. En effet, numériquement, la température à laquelle la contrainte maximale en cours de déchirure ne dépasse plus 1300 MPa

approche les 60°C. Si l'on ne s'intéresse qu'à l'amorçage, la température à laquelle la contrainte maximale ne dépasse plus 1300 MPa descend à 0°C , beaucoup plus proche de la température expérimentale observée.

Le dépassement de la contrainte seuil à des températures où le clivage n'apparaît pas avait également été observé sur les essais de la base « *Euro Fracture Toughness Dataset* » utilisée pour l'établissement du critère en contrainte seuil (Chapitre II).

V.5.3.2. Dépendance à la plasticité de la contrainte seuil

Dans le cas des éprouvettes CT12 rompues à –20°C, on s'interroge sur l'écart entre les valeurs de contrainte au site de rupture (~1600 MPa, cf. §IV.3.3.3) et la contrainte seuil (1300 MPa). A cette température, seules 2 éprouvettes sur 5 se sont rompues par clivage, nous nous attendions donc à trouver une valeur de contrainte à rupture plus proche de la contrainte seuil. Comme précédemment, il faut d'abord rappeler que l'atteinte de la contrainte seuil est une condition nécessaire au clivage et non-suffisante ; il peut exister des conditions supplémentaires nécessaire au clivage comme le suggère [Chen – 98]. Cet écart peut également provenir d'une dépendance de la contrainte seuil au niveau de plasticité comme le suggère [Margolin – 97] : on sous-estimerait alors la contrainte seuil à température élevée. La signification physique de la contrainte seuil reste difficile à préciser dans le cadre de notre étude. Nous avons vu au §I.3.2 que d'après ces auteurs la déformation plastique intervient dans la formation de micro-défauts et que l'atteinte d'une contrainte seuil est nécessaire à la propagation de ces micro-défauts pour le franchissement de barrières micro-structurales.

Aux sites d'amorçage du clivage, on calcule une déformation plastique équivalente de l'ordre de 12%. La contrainte seuil a été évaluée au §V.2.4 sur des essais sur éprouvettes AE. La plus basse contrainte principale à rupture de 1340 MPa, proche de la contrainte seuil, a été mesurée pour un niveau de déformation équivalente très proche de 12.8 % (Figure V-4). La méthode d'identification de la contrainte seuil sur éprouvettes AE inclut donc dès le départ un niveau de plasticité proche de celui rencontré sur le ligament d'une éprouvette fissurée en cours de déchirure. De plus larges développements doivent être menés afin de clarifier la dépendance à la plasticité de la contrainte seuil. Dans la suite de notre étude nous continuerons de supposer que la contrainte seuil est constante, et donc intrinsèque au matériau.

V.6. Conclusions sur l'identification du critère en contrainte seuil

Le critère en contrainte seuil exprime la probabilité de rupture par clivage en cours de déchirure ductile :

$$Pr = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma_Y - \sigma_{Y0}}{\sigma_u V_0^{1/m}} \right)^m \cdot V_{th} \right]$$

avec

V_{th}	mm^3	Volume seuil, c'est-à-dire volume dans lequel la contrainte principale maximale dépasse la contrainte seuil σ_{th}
σ_Y	MPa	Limite d'élasticité
σ_{Y0}	MPa	Limite d'élasticité de référence.
m		Module.
V_0	mm^3	Volume élémentaire
σ_u	MPa	Contrainte de normalisation

La contrainte seuil σ_{th} et le module m ont été identifiés par l'ajustement d'une distribution de Weibull sur les contraintes principales maximales à rupture d'une série de 15 éprouvettes AE à –175°C. On a au préalable pris soin de vérifier que la rupture de ces éprouvettes était effectivement due à l'atteinte d'un niveau de contrainte critique et non à une instabilité géométrique.

σ_{th} =1300 MPa	et	m = 3.02

L'identification des paramètres $\sigma_u V_0^{1/m}$ et σ_{Y0} nécessite une série d'essai de rupture sur éprouvettes fissurées. Les essais présentés au Chapitre III dans la partie supérieure du domaine de transition fragile/ductile ont été utilisés. Les volumes seuils à rupture de ces essais ont été évalués par un calcul aux éléments finis dans lequel la propagation de fissure ductile est simulée par relâchement de nœuds. Ce modèle de calcul, déjà utilisé au Chapitre II sur les éprouvettes CT, a conduit à des problèmes de convergence numérique sur les géométries SENB. Cependant, la proportionnalité de V_{th} à l'avancée de fissure a été confirmée et certaines valeurs de V_{th} ont pu être obtenues par extrapolation. La relation de dépendance en température a également été utilisée afin de limiter le nombre des calculs.

Pour l'identification du paramètre $\sigma_u V_0^{1/m}$ une seule série d'essais a été considérée, comprenant tous les essais, quelles que soient la géométrie et la température, soit 29 essais, dont 12 ont montré une rupture finale fragile. L'identification est obtenue par une minimisation de la différence des probabilités analytiques et expérimentales :

$$F(\sigma_u V_0^{1/m} ; \sigma_{Y0}).\ V_{th} - Ln\ (1 - Pr(\sigma_u V_0^{1/m} ; \sigma_{Y0})) = 0$$

La probabilité de rupture expérimentale est obtenue par un classement itératif des essais par ordre croissant de potentiel $F.V_{th}$ en fin d'essai, que la rupture ait été fragile ou non. Un paramètre σ_{Y0} est identifié, pour chaque géométrie, à la limite d'élasticité correspondant à la

température expérimentale de disparition du clivage. La sensibilité de F à la valeur de σ_{Y0} nécessite une grande précision sur la connaissance de ces températures. Le nombre réduit d'essais de rupture nous permet d'atteindre une précision de ±5°C sur ces températures. A partir des valeurs de σ_{Y0} correspondantes, pour chaque géométrie, l'ajustement de F permet un bon accord entre les probabilités expérimentales et théoriques pour :

$$\sigma_u \, V_0^{1/m} = 58.7 \text{ MPa.mm}^{3/m}$$

On montre ainsi qu'il est possible d'ajuster le modèle en contrainte seuil à partir d'essais non-standards, et en nombre réduit (12 ruptures fragiles). Ces constatations sont de première importance dans le but d'évaluer la sensibilité au clivage des joints soudés, pour lesquels les éprouvettes de caractérisation sont de taille réduite et hétérogènes du point de vue « matériau ».

L'évaluation des niveaux de contrainte en cours de déchirure ductile a permis de constater sur les éprouvettes CT une augmentation de la contrainte principale maximale avec l'avancée de fissure. Ainsi les contraintes mesurées au site d'amorçage du clivage atteignent 1600 MPa. On constate par ailleurs qu'à une température de -10°C où le clivage n'a plus été observé, des niveaux de contrainte supérieurs à la contrainte seuil sont calculés. Trois hypothèses sont donc avancées :

- soit le nombre d'éprouvettes testées est insuffisant et on aurait observé du clivage avec un nombre d'essais plus important à –10°C
- soit cette température est réellement la température à laquelle le clivage n'apparaît plus, et il existe d'autres conditions nécessaires au clivage non remplies à cette température sur nos essais.
- soit la contrainte seuil dépend de la déformation plastique.

Nous conserverons néanmoins l'hypothèse que la contrainte seuil est constante et égale à 1300 MPa.

A partir de l'identification de la contrainte seuil réalisée ici, nous pouvons maintenant nous recentrer sur l'objectif de l'étude, à savoir l'évaluation de la résistance mécanique des tubes du circuit secondaire et de ses joints soudés. La simple condition $\sigma_{11} < \sigma_{th}$ va permettre d'évaluer une plage de températures sur laquelle le risque de clivage est nul sur un tube fissuré. Cette évaluation doit être validée expérimentalement. Le prochain chapitre est donc consacré à la réalisation d'un essai de rupture sur un tube du circuit secondaire.

V.7. Références

[Chapuliot - 04] S. Chapuliot, Proposition d'un Critère Simple pour le Rupture Fragile de l'acier de cuve dans le domaine de la Transition Fragile/Ductile, Rapport interne CEA DEN/DM2S/SEMT/LISN/04-019/A, 2004.

[Chen – 98] Chen J.H., Wang G.Z., On scattering of measured values of fracture toughness parameters, *International Journal of Fracture*, Vol. 94, pp. 33-49 ; 1998.

[Margolin – 97] B.Z. Margolin, V.A. Shvetsova et G.P. Karzov, Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels I. Local criterion for cleavage fracture, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol 72, 1997, pp.73-87.

[Yuritzinn - 03] T. Yuritzinn, L. Ferry, Détermination de la *Master Curve* en a/W=0.1 du 18MND5 d'EDF Essais SENB3, *Rapport interne CEA DEN/DM2S/SEMT/LISN/03-039/A*, 2003.

Chapitre VI - Température de Transition sur Structure

Sommaire du Chapitre VI

VI.1. Introduction 227

VI.2. Dimensionnement de l'essai de rupture sur le tube 228
VI.2.1. Démarche employée 228
VI.2.2. Détermination de la Géométrie du tube et de la fissure 229
VI.2.2.1. Géométrie de pré-fissuration 230
VI.2.2.2. Géométrie d'essai 231
VI.2.3. Calcul de la déchirure 235

VI.3. Préparation de l'éprouvette et déroulement de l'essai 237
VI.3.1. Pré-fissuration 237
VI.3.1.1. Formulaires de complaisances et de K_I en fonction de la profondeur de défaut 238
VI.3.1.2. Instrumentation de pré-fissuration 240
VI.3.1.3. Suivi de la pré-fissuration 242
VI.3.2. Mise au point du système de refroidissement. 243
VI.3.3. Instrumentation du tube 245
VI.3.4. Déroulement de l'essai 248
VI.3.4.1. Phase de refroidissement 248
VI.3.4.2. Mise en charge 249

VI.4. Dépouillement de l'essai de rupture sur le tube 251
VI.4.1. Observation du faciès de rupture 251
VI.4.2. Dépouillement des enregistrements 252
VI.4.2.1. Rotation imposée 253
VI.4.2.2. Ouverture de fissure 254
VI.4.3. Conclusions sur cette première interprétation de l'essai de rupture sur le tube 255

VI.5. Interprétations numérique de l'essai 257
VI.5.1. Evaluation du comportement global 257
VI.5.1.1. Ouverture de la fissure 257
VI.5.1.2. Courbes de comportement global 258
VI.5.2. Détermination des contraintes à l'amorçage ductile 261
VI.5.3. Evolution du volume V_{th} en déchirure 262
VI.5.3.1. Loi $\Delta a = f(Ouverture)$ expérimentale 262
VI.5.3.2. Modélisation de la propagation par relâchement de nœuds 265
VI.5.3.3. Calcul de V_{th} après percement 267

VI.6. Conclusions sur la Température de Transition sur le Tube 268

VI.7. Références 270

VI.1. Introduction

Ce chapitre est consacré au développement, à la réalisation et à l'interprétation d'un essai de rupture sur un tube du circuit secondaire. Le chargement et la géométrie de l'éprouvette sont choisis afin d'évaluer la résistance à la rupture de cette structure de manière représentative des conditions réelles de fonctionnement sur une centrale nucléaire :

- tube mince ($t = 11$ mm ; $r_m/t > 18$),
- chargement de flexion pure,
- présence d'un défaut circonférentiel semi-elliptique débouchant, long et peu profond, représentatif des défauts rencontrés sur le parc au niveau des soudures.

On choisit par ailleurs de réaliser cet essai dans la partie supérieure du domaine de transition associé aux conditions ci-dessus. Plus précisément, nous désirons tester le tube à la température à laquelle le risque de clivage apparaît au moment de l'amorçage ductile, température notée « FITT ». Cette température doit être déterminée par le critère en contrainte seuil. Les objectifs de cet essai sont de :

- montrer qu'il existe sur la structure une marge, entre la température minimale de fonctionnement en service (environ 7°C d'après [Sémété - 01]) et la température d'apparition du clivage, plus importante que celle évaluée sur éprouvettes de laboratoire (Figure VI-1).
- montrer que le critère en contrainte seuil permet d'estimer de manière simple la température FITT et donc cette marge, en montrant l'absence de risque de clivage.

Nous voulons montrer le décalage en température du domaine de transition, dû au faible confinement de plasticité rencontré dans les structures minces, à travers le décalage de la température FITT. On montre ainsi qu'il existe une température à laquelle la rupture est ductile sur le tube et fragile sur les éprouvettes de laboratoire.

Dans un premier temps, nous détaillerons le dimensionnement de l'essai. Puis nous nous pencherons sur la préparation de la maquette et le déroulement de l'essai lui-même. Enfin nous présenterons le dépouillement des résultats, d'abord directement à l'aide des enregistrements, puis par une interprétation plus complète grâce à un calcul aux éléments finis.

Pour finir, il faut préciser qu'il s'agit d'un essai innovant pour le laboratoire et dans le domaine de la mécanique en général, car il est réalisé sur une structure à l'échelle 1 refroidie intégralement et contenant une fissure peu profonde, sans entaille, analogue aux fissures réelles.

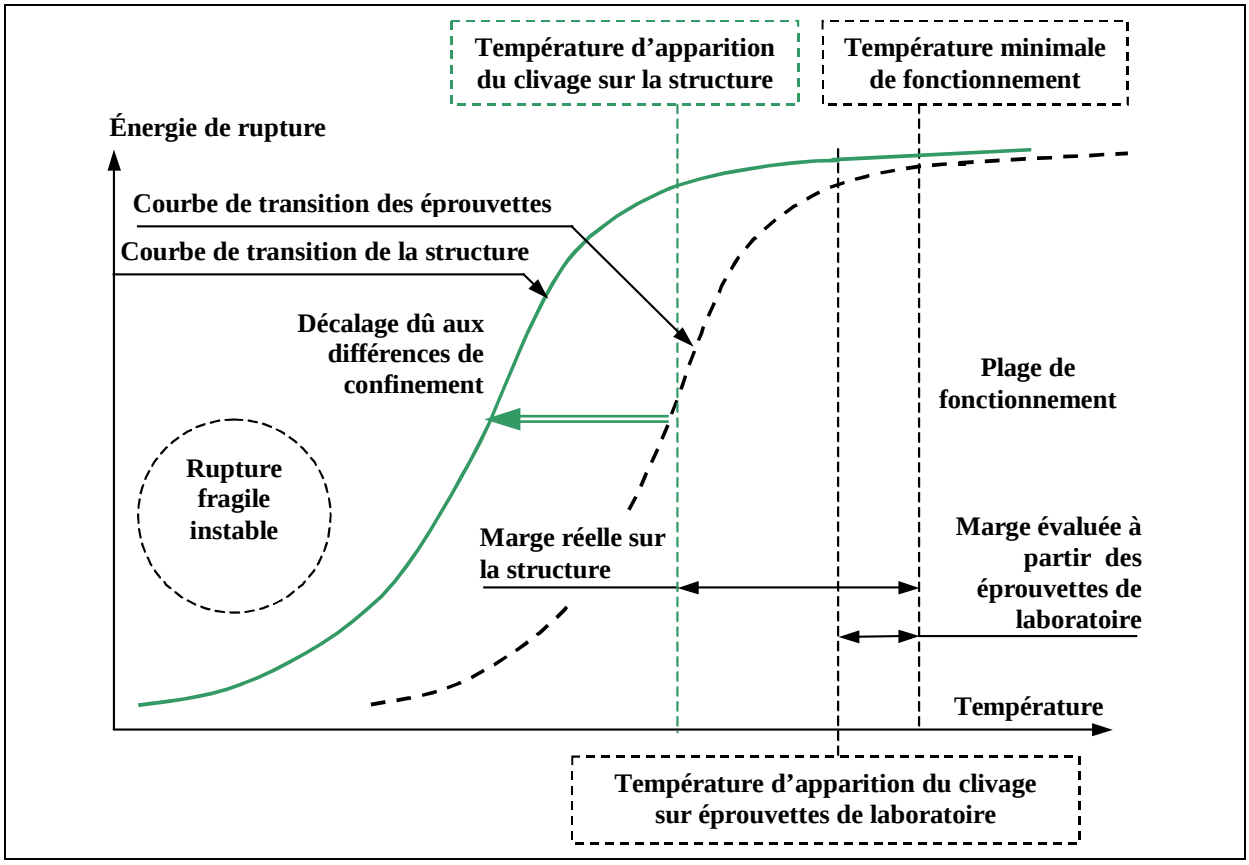


Figure VI-1 : Schéma de définition des marges à rupture

VI.2. Dimensionnement de l'essai de rupture sur le tube

Les chargements dimensionnants pour les lignes de tuyauterie sont les chargements de flexion pure. Ils sont dus :

- aux vibrations sur les sections longues (chargement de fatigue),
- aux déplacements des appuis et des fixations sous séisme,
- aux chargements inertiels sous séisme,
- aux dilatations d'ensemble.

Pour le dimensionnement, on considérera donc un tube sous chargement monotone croissant de flexion pure obtenue entre les appuis centraux d'un montage de flexion 4-points.

VI.2.1. Démarche employée

Une démarche directe de dimensionnement de l'essai consisterait à déterminer la température de transition FITT à partir d'une géométrie de tube et de défaut jugée représentative des cas de fissuration rencontrés sur le parc nucléaire. Il s'agit principalement de fissures circonférentielles débouchantes, amorcées en fatigue aux pieds des cordons de soudure, en peau externe ou interne. Ces fissures sont donc longues en surface et peu profondes.

Cette démarche impose plusieurs contraintes :

- la température déterminée doit être techniquement atteignable par un système de refroidissement qui reste à développer,
- cette température doit idéalement être représentative du décalage de transition par vieillissement d'un joint soudé, que nous ne connaissons pas,
- pour un défaut peu profond, il existe un risque : si la température est trop élevée, la ruine plastique du tube risque d'être atteinte avant l'amorçage ductile, ce qui rend l'essai inexploitable. Cette configuration est donc à proscrire.

De plus, la mise en place de cet essai étant longue comparativement à la durée de la thèse, un choix précoce de la géométrie, obligatoirement définitif, pourrait être handicapant en cas de modification du modèle en contrainte seuil, qui a été développé en parallèle.

Au contraire, la température d'essai peut être ajustée tardivement. Il nous a donc paru plus astucieux de procéder par une démarche inverse (Figure VI-2). Nous avons fixé la température de l'essai à –50°C, puis la géométrie a été déterminée de manière que le risque de clivage n'apparaisse qu'au moment de l'amorçage ductile.

Température de l'essai structure = -50°C

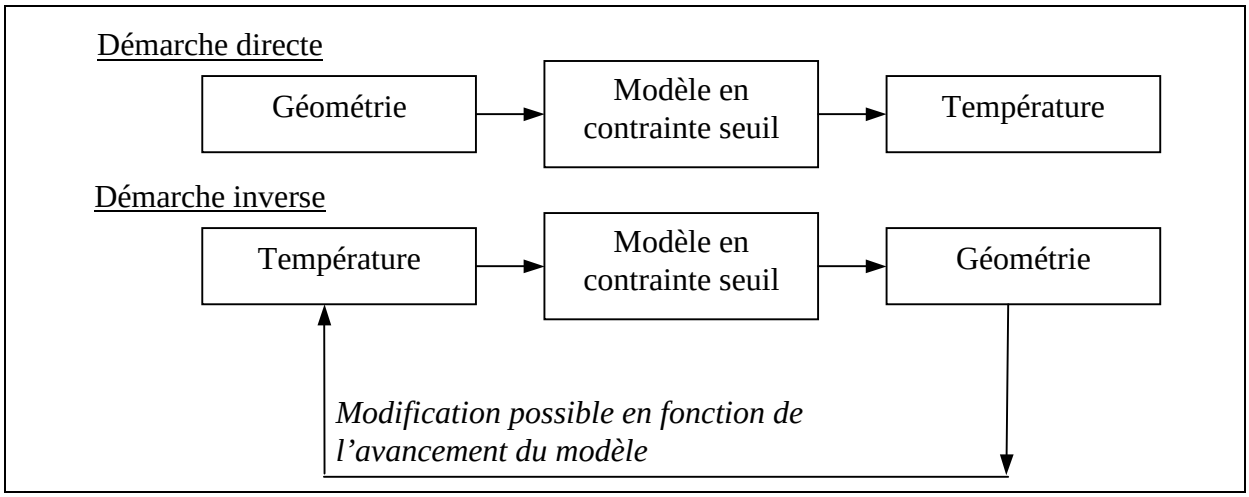


Figure VI-2 : Intérêt de la démarche inverse : rétro-action possible sur le choix de la température.

VI.2.2. Détermination de la Géométrie du tube et de la fissure

La géométrie de référence est celle d'un tube contenant une fissure semi-elliptique circonférentielle débouchant en peau externe (Figure VI-3). Une fois la température de référence choisie (-50°C), deux paramètres doivent être dimensionnés :

- l'épaisseur du tube, *t ;*
- la profondeur initiale du défaut, a_0.

En jouant sur les deux paramètres (a_0 ; t), il faut alors remplir 3 conditions:

- obtenir une épaisseur *t* assez faible pour ne pas dépasser 80 % de la capacité de la machine de flexion (250 kN.m) au chargement limite du tube selon la formulation de RDM :

$$4.\, r_m^2.t.\, \sigma_{ec} \leq 0.80 \text{ x } 250\ kN.m \qquad \text{(VI-1)}$$

avec r_m le rayon moyen du tube, *t* l'épaisseur et $\sigma_{ec}=(\sigma_Y+Rm)/2$ la contrainte d'écoulement.

- obtenir un défaut suffisamment grand pour atteindre l'amorçage ductile avant la ruine plastique du tube, c'est à dire avant la perte de résistance du tube par flambage plastique (par retour d'expérience, on fixe la rotation plastique de ruine à 3 fois la rotation élastique) :

$$\text{pour } J=J_i\ , \qquad \frac{\theta_{pl}}{\theta_{el}} \leq 3 \tag{VI-2}$$

- obtenir une contrainte principale maximale en pointe de fissure égale à la contrainte seuil σ_{th} au moment de l'amorçage ductile, c'est-à-dire pour $J=J_i$

$$\sigma_{11_MAX}\,(J=J_i) = \sigma_{th} \tag{VI-3}$$

On verra de plus que, avec un rapport a_0/c faible (fissure très allongée), la longueur circonférentielle c du défaut influe peu sur les valeurs de J et sur le niveau des contraintes au point le plus profond du défaut.

Le tube étant extrudé à chaud, le diamètre externe présente des variations de ±1 mm. L'épaisseur initiale de 16 mm est donc réduite de 1 mm en interne et 1 mm en externe de manière à obtenir un cylindre de révolution parfait de rayon moyen 100 mm et d'épaisseur 14 mm. Cette épaisseur pourra être à nouveau réduite par la suite. Désirant de plus garder un défaut peu profond, on se fixe pour limite supérieure un rapport a_0/t de 0.4 (Figure VI-3) :

$t \leq 14$ mm

$a_0/t \leq 0.4 \Rightarrow a_0 \leq 5{,}6$ mm

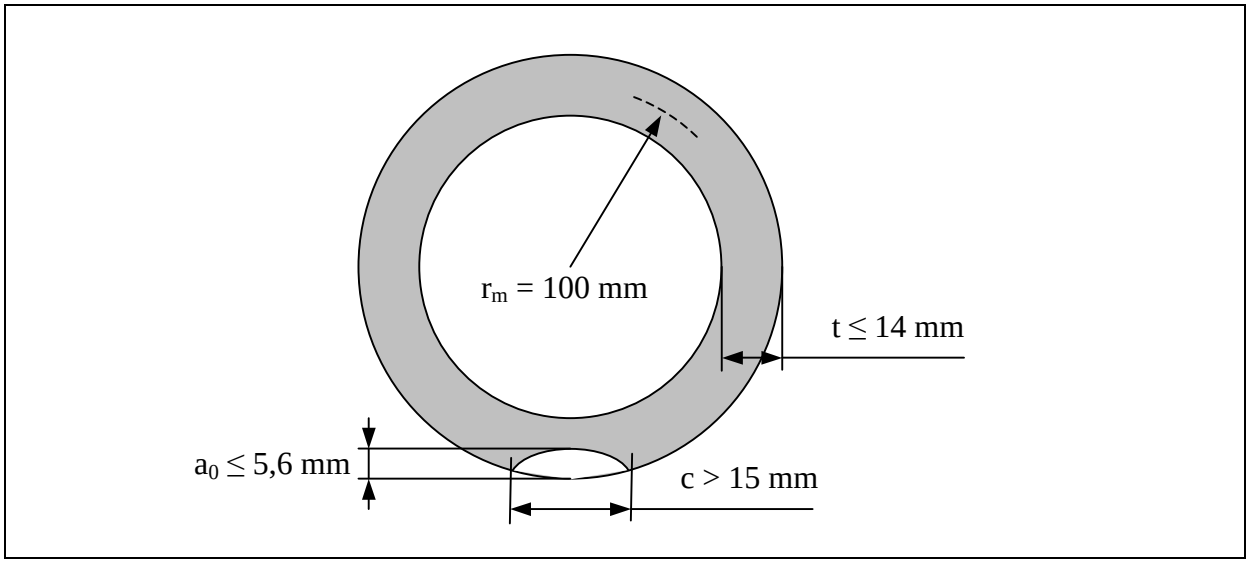


Figure VI-3 : Schéma de la section du tube contenant une fissure semi-elliptique, circonférentielle, débouchant en peau externe.

VI.2.2.1. Géométrie de pré-fissuration

Une première évaluation approximative des paramètres (a_0 ; t) est réalisée par une méthode analytique. Les détails de cette évaluation sont présentés en Annexe E. Elle permet de vérifier que les deux premières conditions (V-1) et (V-2) sont remplies pour $t \leq 14$ mm et un défaut de profondeur supérieure à 4 mm. Dans un soucis de gain de temps, on décide alors de lancer la fabrication d'une éprouvette pour pré-fissuration directement à partir de

l'épaisseur 14 mm, contenant une entaille initiale de profondeur 3 mm, la longueur *c* ayant peu d'influence si le rapport *a/c* reste faible. La géométrie de pré-fissuration est donc :

t = 14 mm
(a_0 ;c) = (3 ; 20) mm

L'épaisseur *t* de l'essai de rupture sera ensuite obtenue par un simple usinage de réduction d'épaisseur.

Le suivi de la pré-fissuration doit permettre d'obtenir la profondeur initiale de défaut souhaitée pour l'essai de rupture. Cette pré-fissuration sera détaillée plus loin, §VI.3.1.

VI.2.2.2. Géométrie d'essai

Une évaluation précise des paramètres (a_0 ; t) est réalisée grâce à une modélisation par éléments finis de manière à respecter les conditions (V-2) et (V-3).

Une modélisation paramétrique 3D de l'essai de flexion sur tube est développée. La Figure VI-4 présente le maillage du tube et de la fissure semi-elliptique. Le front de fissure est discrétisé en 31 éléments de taille 100x100x600 μm^3. Afin de simplifier le maillage au niveau du point de surface du front, on suppose que la ligne de front de fissure est perpendiculaire à la surface du tube. Seul ¼ de l'éprouvette est maillé compte tenu des symétries. Les éléments utilisés sont quadratiques à 20 nœuds. Les conditions aux limites comprennent :

- un blocage suivant $\overrightarrow{Ox}$ des nœuds de la section centrale du tube, hors lèvre de fissure, compte tenu de la symétrie de plan yOz ;
- un blocage suivant $\overrightarrow{Oy}$ des nœuds de la coupe axiale du tube, compte tenu de la symétrie de plan xOz ;
- un blocage suivant $\overrightarrow{Oz}$ du point B.

Le comportement du matériau répond à une loi isotrope d'écoulement de Von Mises et la courbe de traction utilisée est celle issue des essais à -50°C présentés au §III.2. La dernière couronne d'éléments, à l'extrémité opposée à la section fissurée, est indéformable afin de simuler l'embout rigide de l'éprouvette. Le chargement de flexion pure est obtenu en imposant une rotation de cette couronne rigide par un déplacement relatif des points A et B parallèlement à l'axe Ox. De cette manière, aucun blocage parasite selon l'axe Ox n'est introduit. Le calcul s'effectue sous hypothèse :

- soit de grands déplacements et de grandes déformations (indiqué *GGD*) afin de proprement décrire les contraintes en pointe de fissure ;
- soit de petits déplacements et de petites déformations (indiqué *PPD*) afin de calculer précisément J.

En effet, l'hypothèse de grands déplacements et grandes déformations fait apparaître des zones de décharge en pointe de fissure et ces décharges entraînent la perte de l'indépendance au contour du calcul de J. De plus, une partie de l'énergie de déformation (second ordre) n'est pas prise en compte dans la procédure G(θ) de CAST3M.

On rappelle que l'on cherche à déterminer l'épaisseur *t* du tube et la profondeur initiale a_0 de la fissure de manière à remplir les critères V-1 ,V-2 et V-3 lors de l'essai de rupture sur le tube. Le maillage est donc réalisé de manière que les paramètres *t* et a_0 soient facilement modifiables.

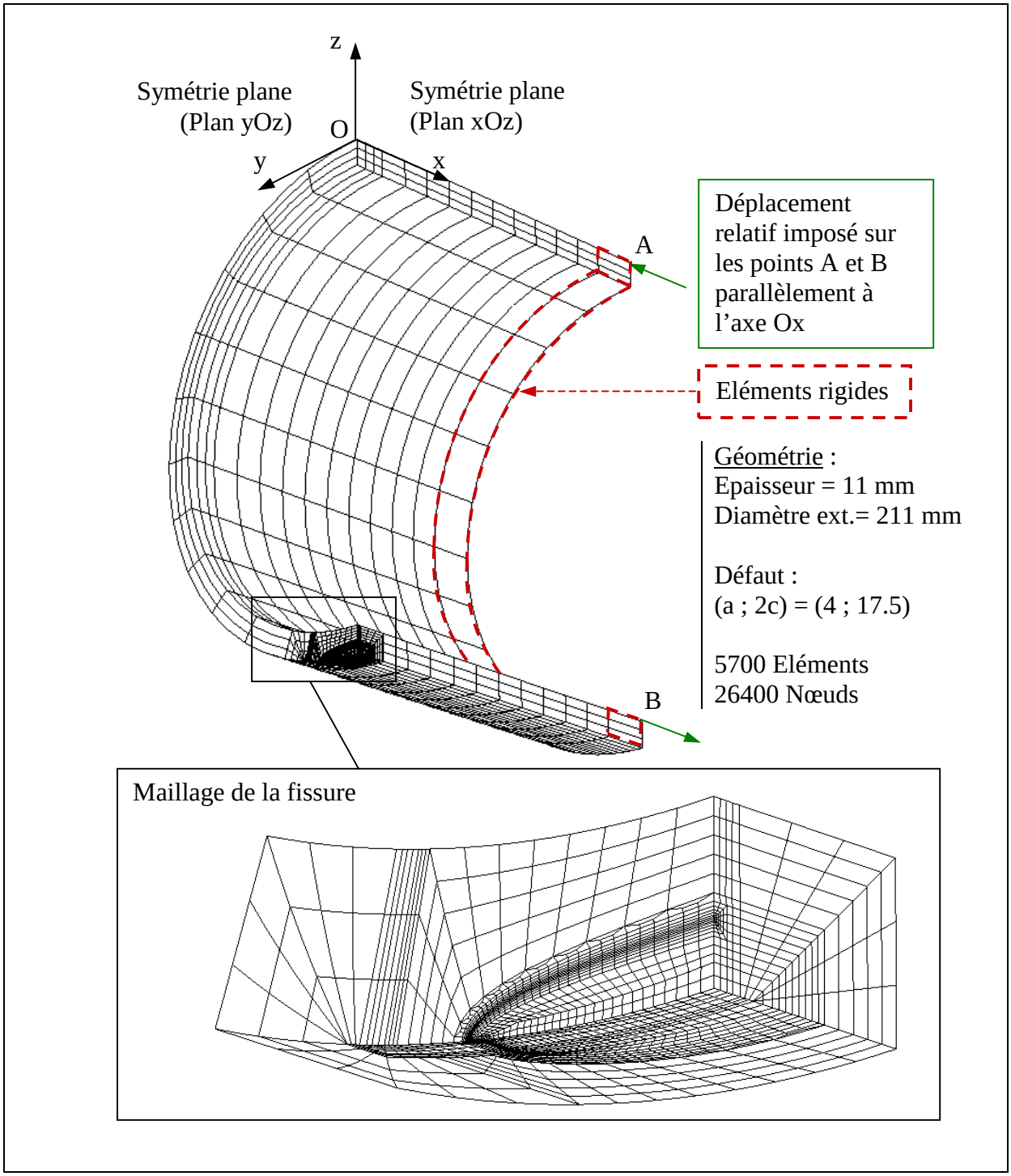


Figure VI-4 : Maillage et conditions aux limites de la modélisation paramétrique du tube.

Le Tableau VI-1 résume les modélisations réalisées pour l'ajustement des paramètres (a_0 ;t). Il apparaît que :

- le couple (a_0 ; t) = (5 ; 14) mm permet un amorçage ductile à un chargement acceptable, mais à un niveau de contraintes trop élevé ;
- le couple (a_0 ; t) = (4 ; 12) mm engendre un amorçage ductile assez tardif, et à un niveau de contraintes légèrement trop faible ;
- le couple (a_0 ; t)=(4 ; 11) mm convient ;
- le couple (a_0 ; t)=(3 ; 11) mm engendre un amorçage ductile trop tardif.

a_0 mm	t mm	a_0/t	M_Limite kN.m	θ_{pl}/θ_{el} à l'amorçage ductile	σ_{11_MAX} à l'amorçage ductile (MPa) PPD	GGD
5	14	0,357	210	2,55	1645	
4	12	0,333	175	3,22	1600	1250
4	11	0,364	160	2,84	1600	1300
3	11	0,273	160	> 5	1550	~1310
Critères (V-1-2-3)		≤ 0,4	≤ 200	≤ 3		≤ 1300

Tableau VI-1 : Modélisations élasto-plastiques 3D réalisées pour l'ajustement des paramètres (a_0 ; t)

On retient donc au final pour l'essai de rupture sur le tube :

t = 11 mm et *a_0 = 4 mm*

La Figure VI-5 présente l'évolution du moment et de l'intégrale J en fonction de la rotation θ imposée, obtenue pour ce couple de paramètre. Quelques rapports θ_{pl}/θ_{el} sont également indiqués. Après plastification, le moment se stabilise. Le niveau stabilisé est très proche de la valeur analytique du moment au seuil de plasticité obtenu à partir de la limite d'élasticité à –50°C (370 MPa) par un calcul de RDM :

$$M_{plastification} = \sigma_Y \,.\, 4.r_m^2.t = 162.3 \text{ kN.m} \qquad \text{(VI-4)}$$

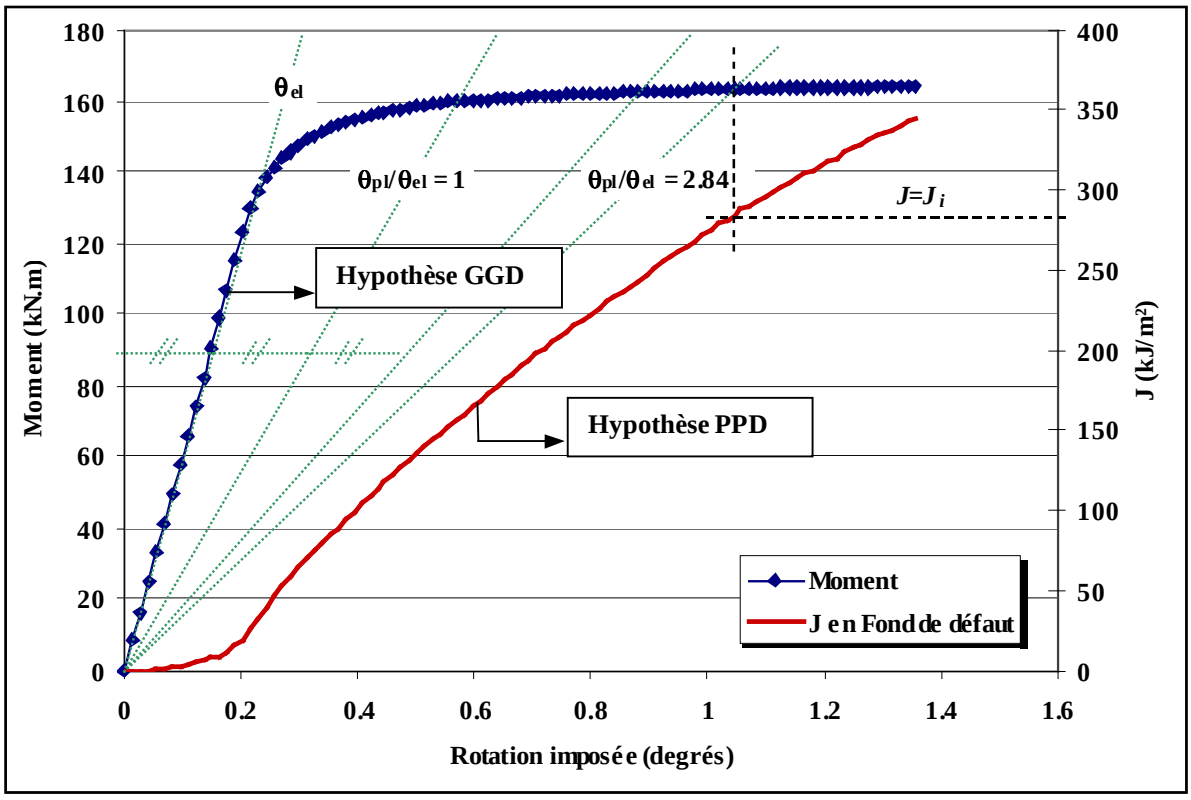


Figure VI-5 : Modélisation 3D de l'essai de flexion sur Tube avec le couple (a_0 ;t)=(4 ;11) mm. Evolution du Moment et de l'intégrale J en fonction de la rotation imposée.

La Figure VI-6 présente l'évolution de la première contrainte principale en pointe de fissure avec chargement. La singularité de contrainte en pointe de fissure est moins forte que sur les éprouvettes CT et SENB modélisées précédemment : le pic de contrainte est large. La contrainte seuil (1300 MPa) est atteinte avant l'amorçage ductile sans être pour autant dépassée ensuite. On considère donc que la condition (V-3) est remplie pour cette géométrie $(a_0 ;t)=(4 ;11)$ mm.

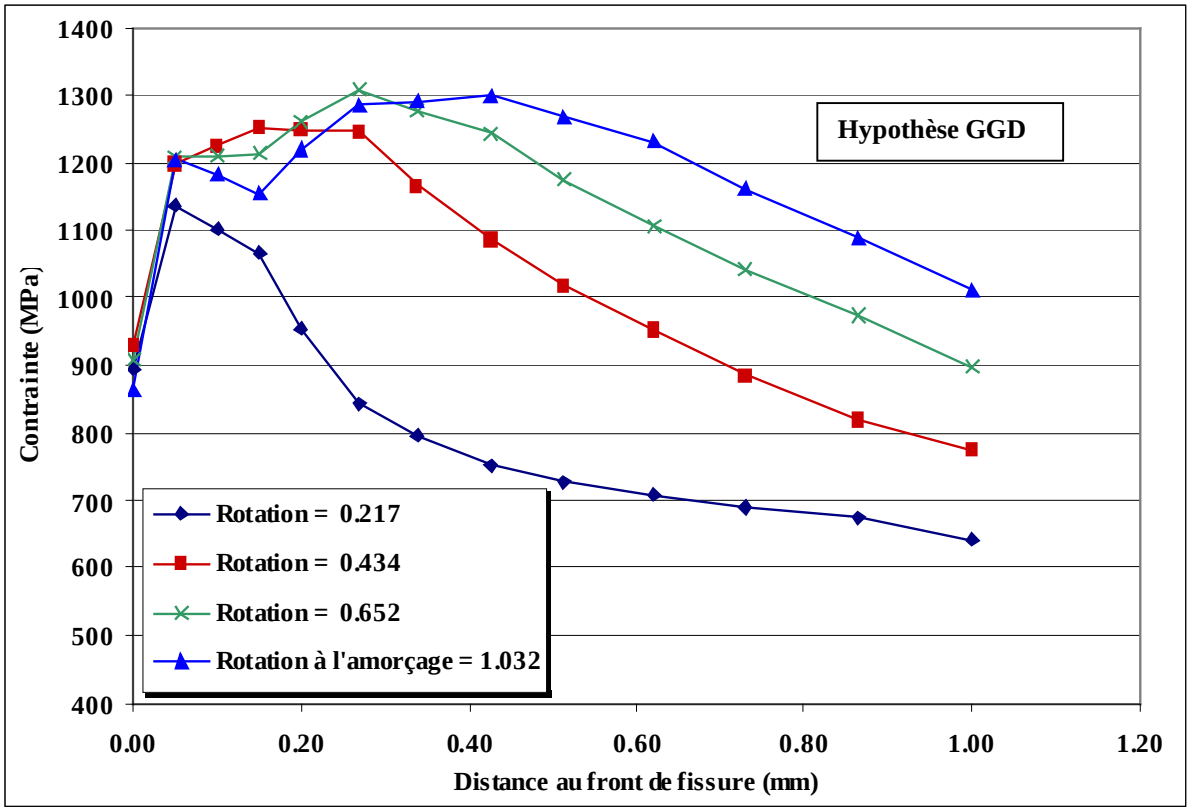


Figure VI-6 : Modélisation 3D de l'essai de flexion sur Tube avec le couple $(a_0 ;t)=(4 ;11)$ mm. Evolution de la contrainte en pointe de fissure en cours de chargement, en avant du point le plus profond du défaut.

Par ailleurs, l'intégrale J varie fortement le long du front de fissure. A chaque point P du front est associé l'angle ϕ sur le cercle projeté (Figure VI-7). Lorsque $J \sim J_i = 285$ kJ/m² au point le plus profond du défaut, la valeur en surface n'est que de 38 kJ/m². Cette variation a deux origines : d'une part la surface constitue une zone de décharge naturelle, d'autre part la forme très allongée du défaut réduit la singularité au point de surface. Au-delà d'une certaine valeur, la longueur *c* du défaut en surface influe donc peu sur le comportement de la fissure. On s'attend alors à observer un amorçage en fond de défaut, voire une propagation importante en profondeur, avant que la déchirure ne s'amorce en surface. Un calcul de prévision de la déchirure ductile doit préciser ce point.

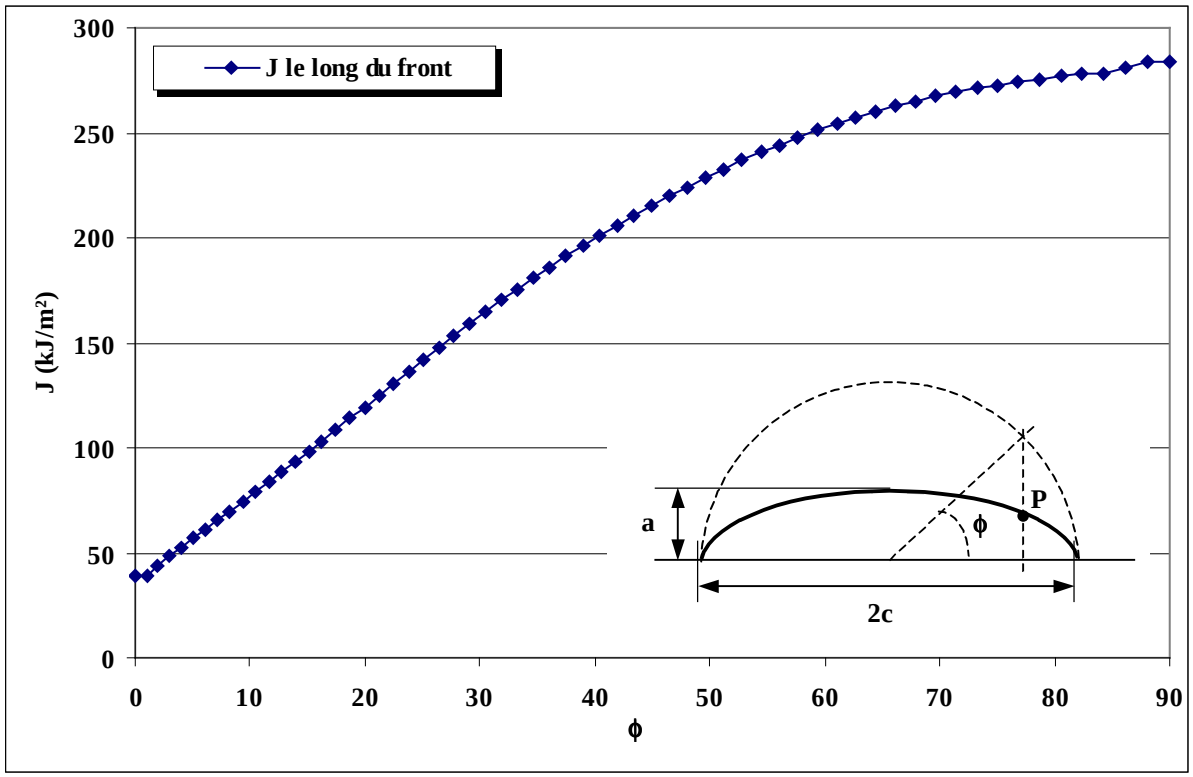


Figure VI-7 : Evolution de J le long du front de fissure au moment de l'amorçage ductile.

VI.2.3. Calcul de la déchirure ductile

Nous cherchons maintenant à prévoir l'évolution de la forme du front de fissure en déchirure ductile pour la configuration (a_0 ;t)=(4 ;11). [Marie - 99] propose une méthode permettant de simuler la déchirure ductile d'une fissure bidimensionnelle à partir de calculs stationnaires. L'algorithme (Figure VI-8) est basé sur l'interprétation géométrique de G_{fr}, paramètre relatif au taux de dissipation d'énergie intrinsèque au processus de déchirure, déjà présenté au §I.2.3.2 :

$$\Delta a = G_{fr}^{-1}.[\, J_{pl,a_{i-1}}(\delta_i) - J_{pl,a_{i-1}}(\delta_{i-1})] \qquad \text{(VI-5)}$$

Cet algorithme suppose que l'état de la structure à un point donné de la courbe *Force-Déplacement* réelle est équivalent à l'état de celle-ci dans le cas d'un chargement sans propagation, pour la même longueur de fissure. On néglige donc l'effet de l'histoire du chargement sur les champs mécaniques en pointe de fissure. Le calcul de Δa est effectué en chaque point du front en fonction des valeurs locales de J(ϕ), puis un lissage de la forme du front est effectué. On réalise donc une série de calculs sur le même modèle que celui présenté au §V.2.2.2, mais dont les fronts de fissure sont déduits successivement. L'incrément de déplacement relatif Δδ des points d'application du chargement est choisi de manière à obtenir une avancée maximale de 0.5 mm entre chaque calcul.

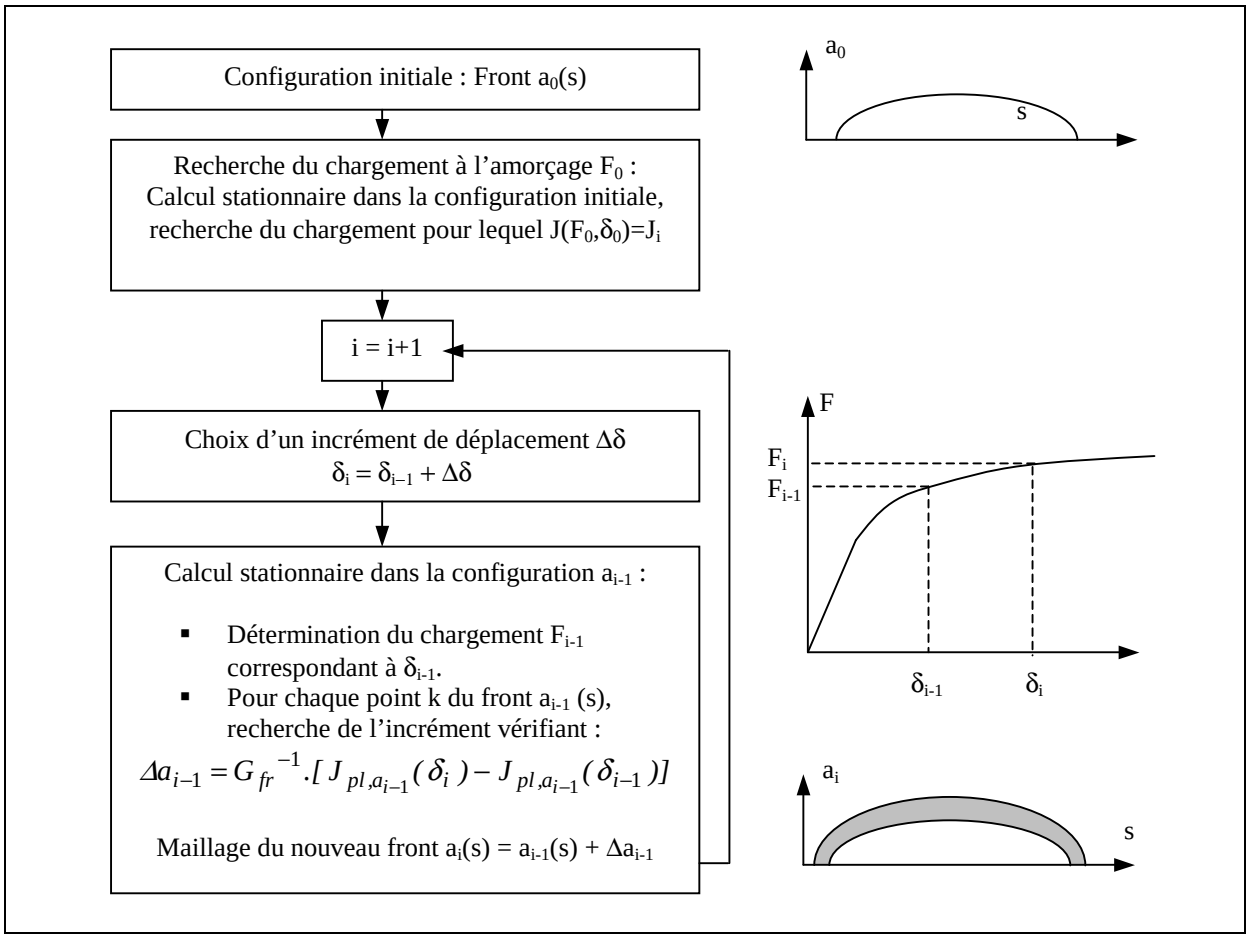


Figure VI-8 : Algorithme d'application de la procédure G_{fr} pour une fissure bidimensionnelle.

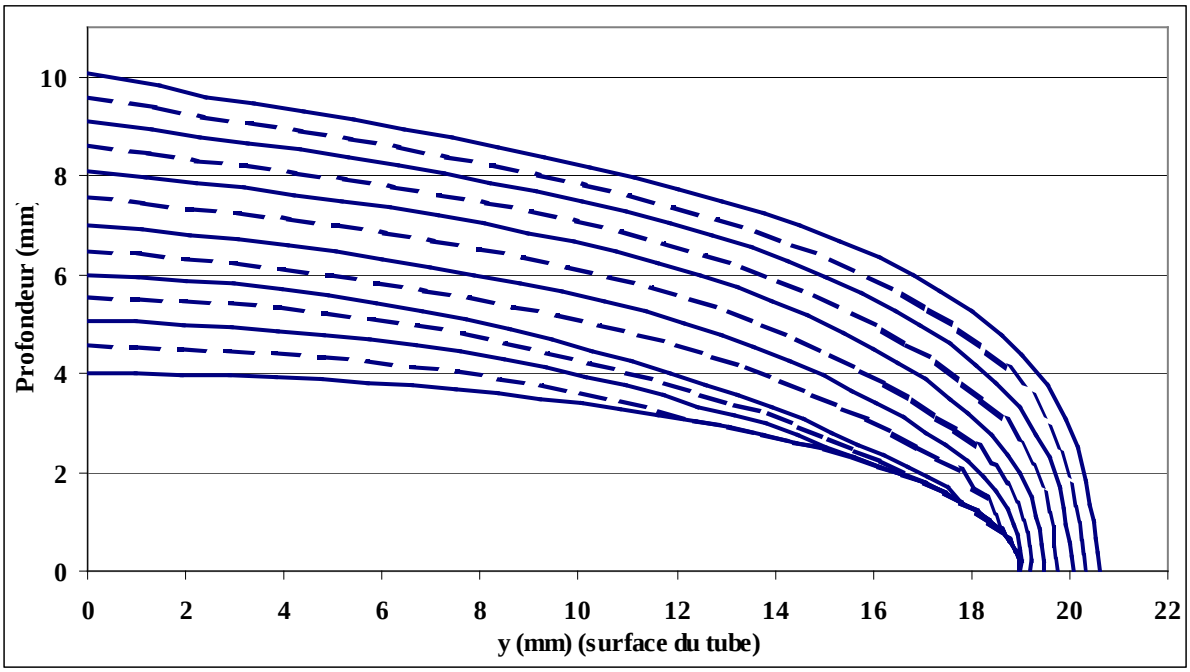


Figure VI-9 : Prévision par l'approche G_{fr} de l'évolution de front de fissure en déchirure ductile

Les résultats de cette application, Figure VI-9, prévoient que le front de fissure garde une forme quasi elliptique avec une propagation essentiellement en profondeur. Les calculs sont menés jusqu'à une profondeur de 85% de l'épaisseur du tube ; des difficultés numériques importantes apparaissent au-delà. En dehors du risque de rupture fragile, on peut donc s'attendre, dans l'essai sur tube, à une propagation ductile allant jusqu'au percement, avec une faible avancée de fissure en surface.

VI.3. Préparation de l'éprouvette et déroulement de l'essai

La réalisation d'un essai de rupture sur un tube de grande dimension demande, dans un cadre de R&D, une préparation toute particulière. La démarche globale est identique à celle employée sur une éprouvette de laboratoire : pré-fissuration par fatigue à ΔK décroissant, instrumentation, refroidissement et mise en charge jusqu'à rupture. Cependant, pour une telle structure, chaque étape demande le développement d'outils et de techniques spécifiques, que nous détaillons ci-dessous.

VI.3.1. Pré-fissuration

On cherche à créer sur le tube un défaut circonférentiel de profondeur 4 mm sur une épaisseur de tube de 11 mm. Pour cela, sur le tube initial d'épaisseur 14 mm, une entaille mécanique de 3 mm de profondeur est usinée par électroérosion. Cette entaille mécanique est ensuite rectifiée par nos soins pour obtenir un rayon à fond d'entaille inférieur à 0,1 mm et ainsi favoriser l'amorçage d'une fissure de fatigue en fond d'entaille (Figure VI-10). On réalise ensuite une pré-fissuration par fatigue sur 4 mm de profondeur. Une fois cette pré-fissuration terminée, l'épaisseur du tube est réduite à 11 mm : il ne reste donc plus de trace de l'entaille initiale (Figure VI-11). Nous exposons ci-dessous la méthode et le suivi de la pré-fissuration par fatigue.

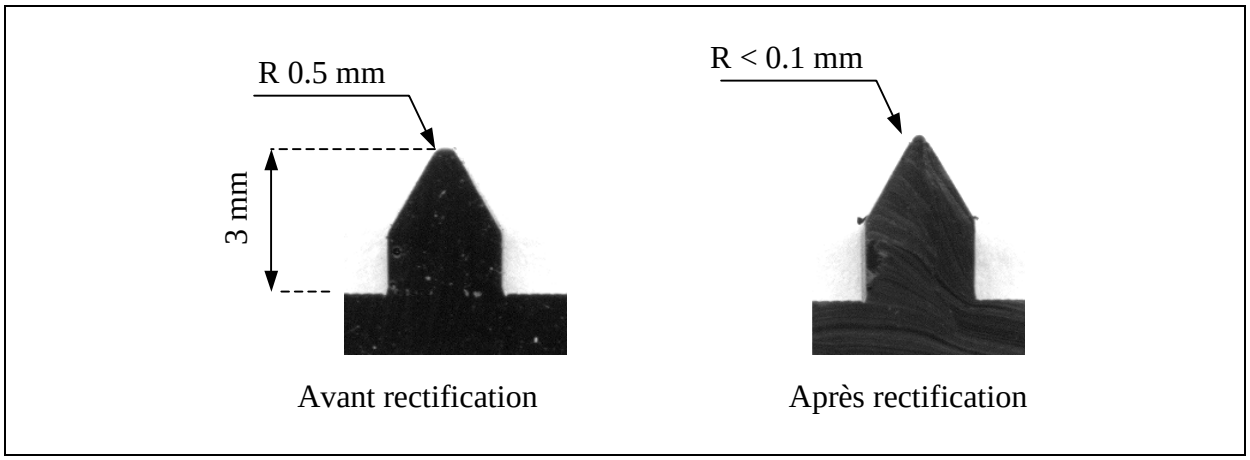


Figure VI-10 : Coupes transversales des empreintes d'entailles mécaniques

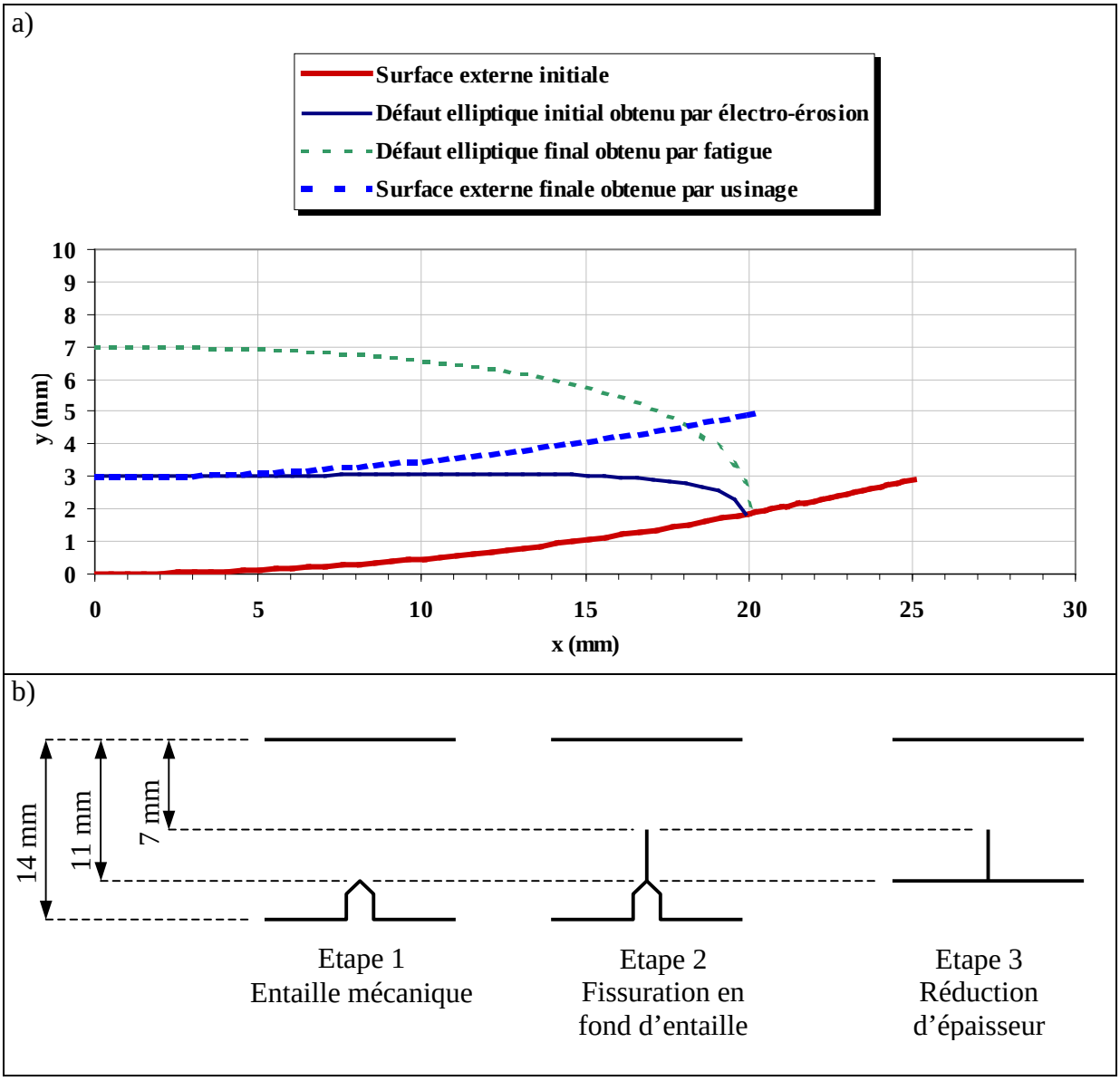


Figure VI-11 : Les 3 étapes de la préfissuration pour obtenir un défaut peu profond sur le tube : a) Coupe dans le plan du défaut ; b) Schéma d'une coupe transversale

VI.3.1.1. Formulaires de complaisances et de K_I en fonction de la profondeur de défaut

L'avancée de fissure en fatigue sera estimée à partir de la complaisance élastique :

$$C_{CTOD}(a) = \frac{Ouverture\ de\ Fissure}{Moment} = \Delta U_x(P0)/\Delta M$$

On désire de plus piloter la pré-fissuration en valeurs de ΔK_I. Il est donc également nécessaire de connaître la relation linéaire entre le moment et K_I pour chaque longueur de fissure :

$$C_{KI}(a) = \Delta KI/\Delta M$$

Un formulaire de complaisances est donc établi en supposant que :

- le défaut ne se propage pas en surface, ce qui est justifié par les très faibles valeurs de J obtenues en surface
- le défaut reste semi-elliptique, ce qui est couramment observé expérimentalement.

Les complaisances sont calculées grâce à une modélisation par éléments finis, 3D, élastique, à une température de +25°C, pour une épaisseur de tube de 14 mm et pour des défauts elliptiques de 3 à 8 mm de profondeur par pas de 0.2 mm, soit 26 calculs élastiques au total. Le maillage, les conditions aux limites et le chargement sont identiques à ceux de la modélisation présentée au §VI.2.2.2. La Figure VI-12 présente le maillage déformé (amplifié 100 fois), sur lequel on observe une ovalisation (hors couronne rigide) caractéristique des tubes en flexion. La carte des contraintes axiales confirme un chargement de flexion pure, hormis sur la couronne rigide où la rotation a été imposée.

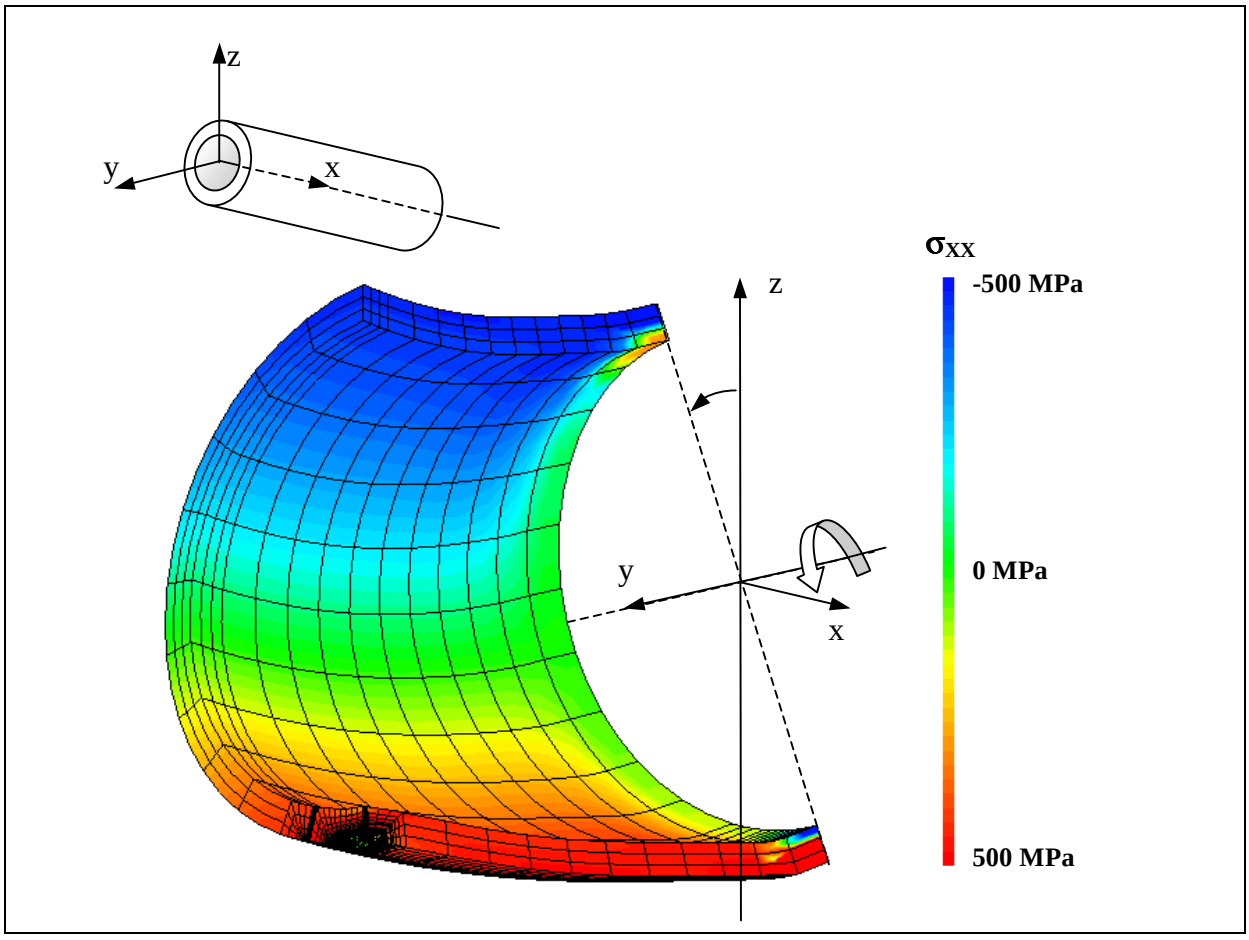


Figure VI-12 : Maillage du tube déformé élastiquement (Amplification x100) et carte des contraintes axiales pour une rotation imposée de 0.263 degrés (1 mm / 218 mm).

La Figure VI-13 montre les résultats des calculs obtenus pour $C_{CTOD}(a)$ et $C_{KI}(a)$. Les deux rapports évoluent linéairement en fonction de la profondeur *a* sur la plage considérée.

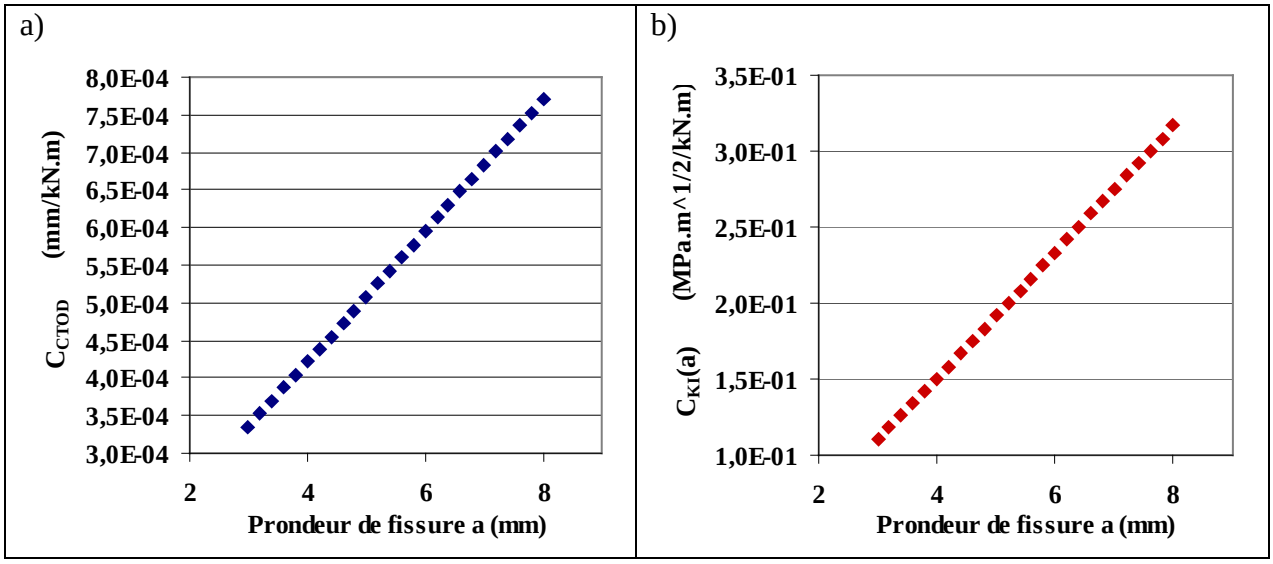


Figure VI-13 : Evolutions de la complaisance C_{CTOD} (a) et du rapport $C_{KI} = \Delta KI/\Delta M°$(b) en fonction de la profondeur de fissure a.

VI.3.1.2. Instrumentation de pré-fissuration

La pré-fissuration est réalisée sur le banc de flexion 4 points à vérin hydraulique dont le schéma est donné en Figure VI-14. Des bras de charge sont fixés par une couronne de 20 vis (∅M20) de chaque coté de la partie centrale de l'éprouvette. Ces bras sont des cylindres pleins de diamètre 170 mm et de longueur totale 1200 mm. Les efforts sont appliqués sur ces bras de charge, sur la fibre neutre de la maquette et par l'intermédiaire d'axes, espacés de 1 m, montés sur roulements à billes. La géométrie est donc telle que :

Moment = Longueur des Bras . (Force + Poids de la traverse)/ 2

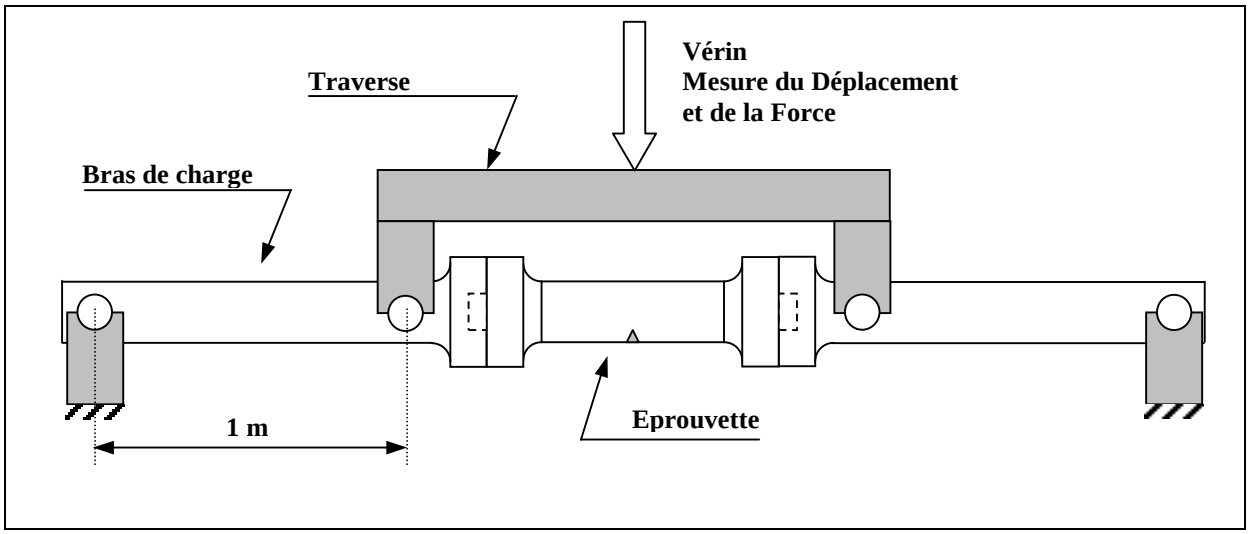


Figure VI-14 : Schéma du banc de flexion-4-points.

L'éprouvette est elle-même constituée d'une partie tubulaire en acier TU42 C sur laquelle sont soudés deux embouts rigides en acier équivalent (Figure VI-15). On définit un

côté NORD et un côté SUD. L'instrumentation doit permettre de suivre l'avancée de la fissure à partir du formulaire de complaisances. Il faut donc d'une part connaître le comportement global du tube pour s'assurer que les calculs reproduisent bien le comportement élastique, et d'autre part connaître le comportement de la fissure. Pour cela (Figure VI-15) :

- les valeurs de force et de déplacement du vérin sont automatiquement enregistrées,
- une jauge de déformation est collée sur la ligne de plus forte compression, diamétralement opposée au défaut,
- l'ouverture (CMOD) et l'angle d'ouverture (CTOA) de la fissure sont mesurés, ainsi que 3 différences de potentiel (DDP).

Un support de clips est collé au tube au bord des lèvres du défaut. Les clips 1 et 2 mesurent les ouvertures C1 et C2 entre couteaux de ce support à des distances au tube respectives h_{C1} et h_{C2}. Les valeurs de CMOA et CMOD sont obtenues à partir de ces mesures d'ouverture selon les formules géométriques suivantes :

$$CMOA = \arcsin \frac{C2\text{-}C1}{2.(h_{C2}\text{-}h_{C1})} \qquad \text{(VI-6)}$$

$$CMOD = C1 - 2.h_{C1}.\sin(CMOA) = C1 - h_{C1}.\frac{C2\text{-}C1}{h_{C2}\text{-}h_{C1}} \qquad \text{(VI-7)}$$

avec h_{C1} = 4 mm et h_{C2} = 12 mm. Plus le rapport h_{C1}/a_0 est grand, plus la différence entre la mesure C1 et le CMOD est grande.

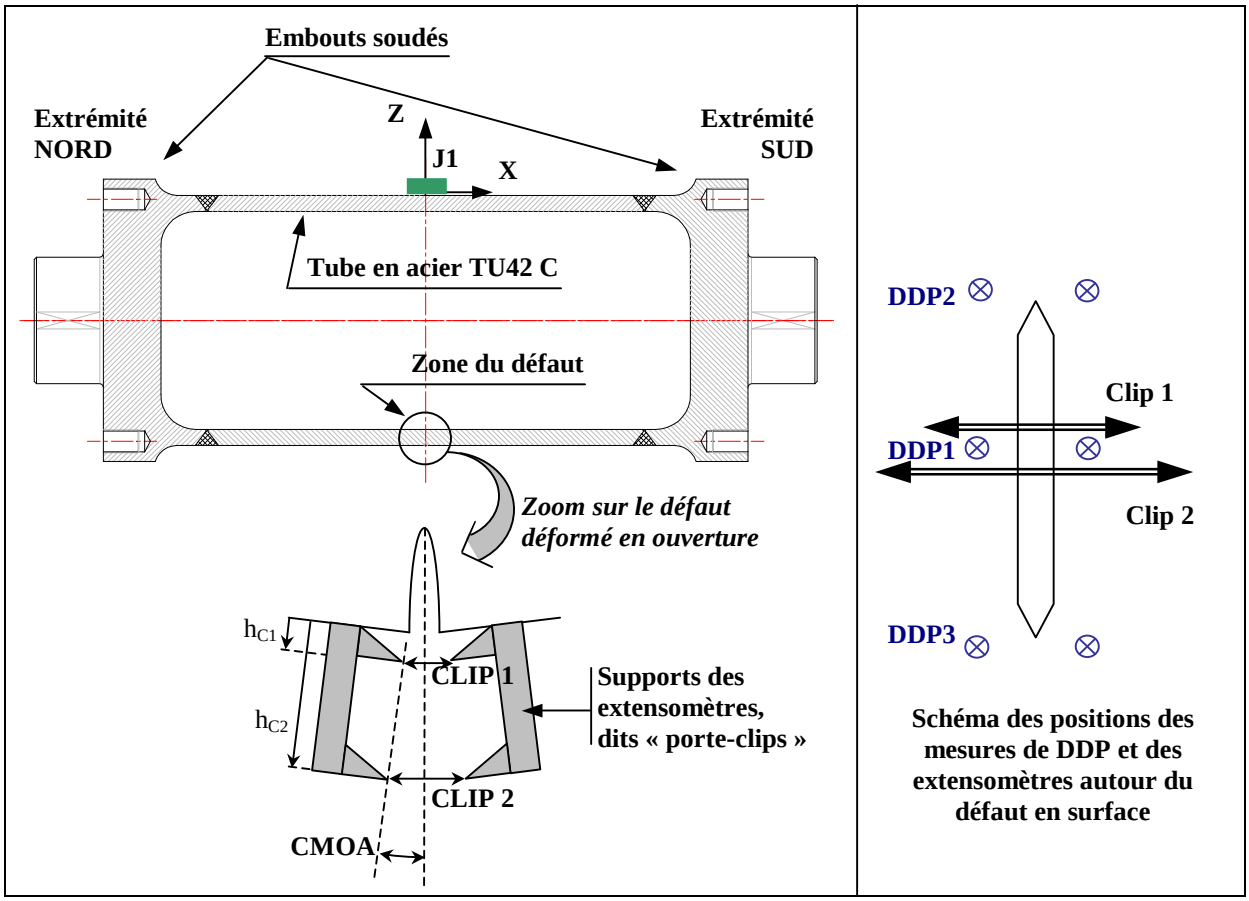


Figure VI-15 : Plan de l'éprouvette (sans les cotations) avec placement de la jauge (J1) de déformation et Schéma de l'instrumentation au niveau du défaut

VI.3.1.3. Suivi de la pré-fissuration

Le pilotage de la pré-fissuration se fait à amplitude de charge constante par palier, à rapport de charge R=0,1. On a ainsi une valeur de ΔK croissante, discontinue, que l'on cherche à maintenir entre 20 et 30 MPa.m$^{1/2}$ (Figure VI-16). Au-delà de 30 MPa.m$^{1/2}$, la plasticité devient trop importante en pointe de fissure et cela pourrait perturber l'essai de rupture. En dessous de 20 MPa.m$^{1/2}$, la fissure avance trop lentement et la durée de la pré-fissuration est inadmissible. Une valeur initiale de 24 MPa.m$^{1/2}$ est choisie, correspondant à une amplitude de charge de 200 kN (100 kN.m), et pour laquelle on compte 60 s/cycle.

Au début de la pré-fissuration, après stabilisation des signaux des clips, on retrouve avec précision la complaisance prévue numériquement pour le défaut initial ($3{,}86.10^{-4}$ mm/kN.m). La jauge indique également très précisément le niveau de déformation calculé numériquement (0.101 % pour 100 kN.m)

La Figure VI-17 présente l'évolution de la complaisance et de la taille du défaut en fonction du nombre de cycles. Les étapes suivantes sont reportées sur le graphique :

1 – Amorçage de la fissuration dès les premiers cycles

2 – Modification de la charge pour réduire ΔK après une propagation de 1,5 mm

3 – Ralentissement et effet retard dus à la modification de la charge

4 – Après réajustement du support commun des clips 1 et 2 qui se décollait progressivement, la valeur de complaisance a été corrigée : on a sous-estimé le défaut sur les cycles 40.000 à 55.000.

5 – Nouvelle modification de la charge : le ralentissement est très fort. La profondeur de défaut finale de 7 mm est lentement atteinte.

Au total, plus de 60000 cycles sur 8 semaines auront été nécessaires pour atteindre cette valeur finale. Les évolutions des DDP n'ont pas permis de détecter l'amorçage ni de suivre l'avancée de fissure.

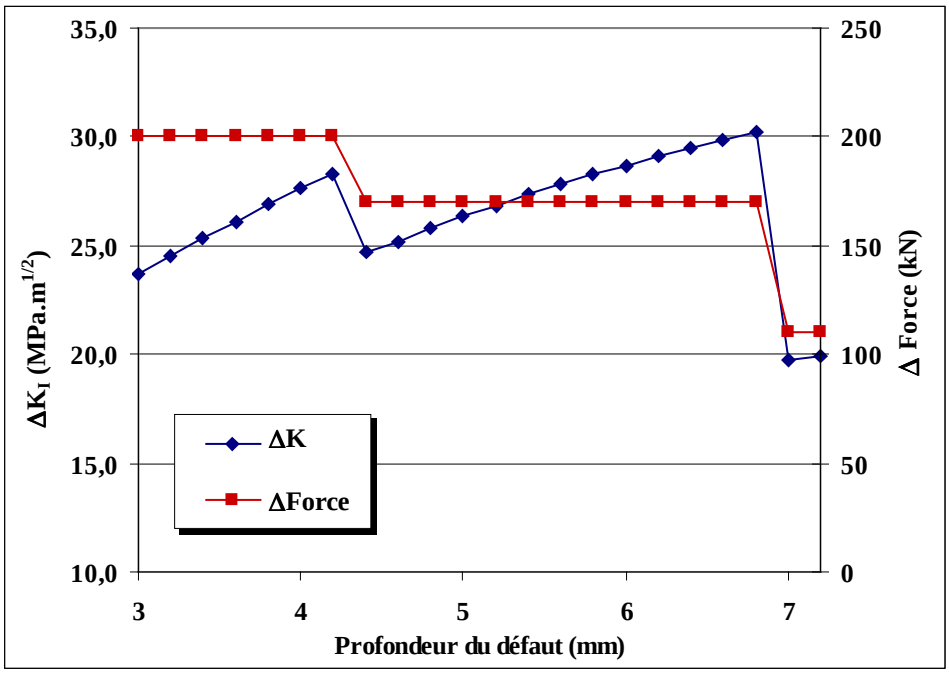


Figure VI-16 : Evolution de ΔF et ΔK en fonction de la profondeur du défaut

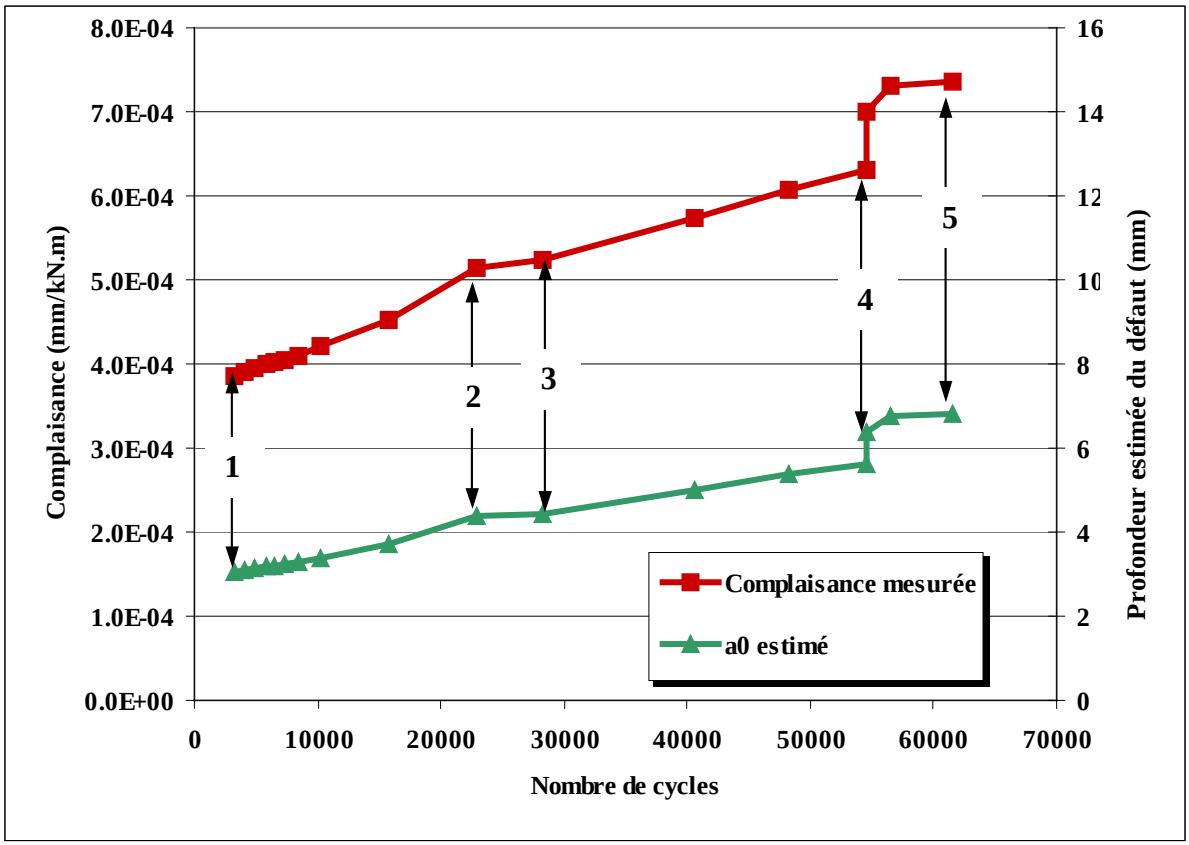


Figure VI-17 : Evolution de la complaisance et de la taille du défaut en fonction du nombre de cycles.

VI.3.2. Mise au point du système de refroidissement.

Etant donné les dimensions de la maquette d'essai, les chambres de refroidissement utilisées sur les éprouvettes de laboratoire ne peuvent être utilisées ni même adaptées sur le tube. Un système de refroidissement spécifique est donc développé. Il utilise la partie évidée de l'éprouvette comme zone de confinement du fluide froid (di-azote pulvérisé). Une électrovanne commandée par un régulateur thermique est utilisée pour piloter la circulation du fluide. Plusieurs tests ont été réalisés sur une maquette (Figure VI-18) afin de mettre au point un refroidissement homogène et rapide. Cette maquette est équipée de 32 thermocouples répartis dans la longueur, sur toute la circonférence et en peau interne et externe.

Le 1er essai de refroidissement à –50°C, effectué sans isolation thermique externe avec asservissement sur la température de l'air ambiant dans le tube et avec un ventilateur placé dans le tube, montre que :

- le pilotage de l'électrovanne fonctionne ;
- le ventilateur fonctionne et crée une circulation d'air dans le tube ;
- l'acquisition des températures fonctionne ;
- les gradients de température dans l'épaisseur du tube sont faibles : environ 2°C au centre de l'éprouvette ;
- le gradient dans la longueur (axe du tube) est le plus important : de 8 à 12 °C ;
- il n'y a pas de gradient de température circonférentiellement.

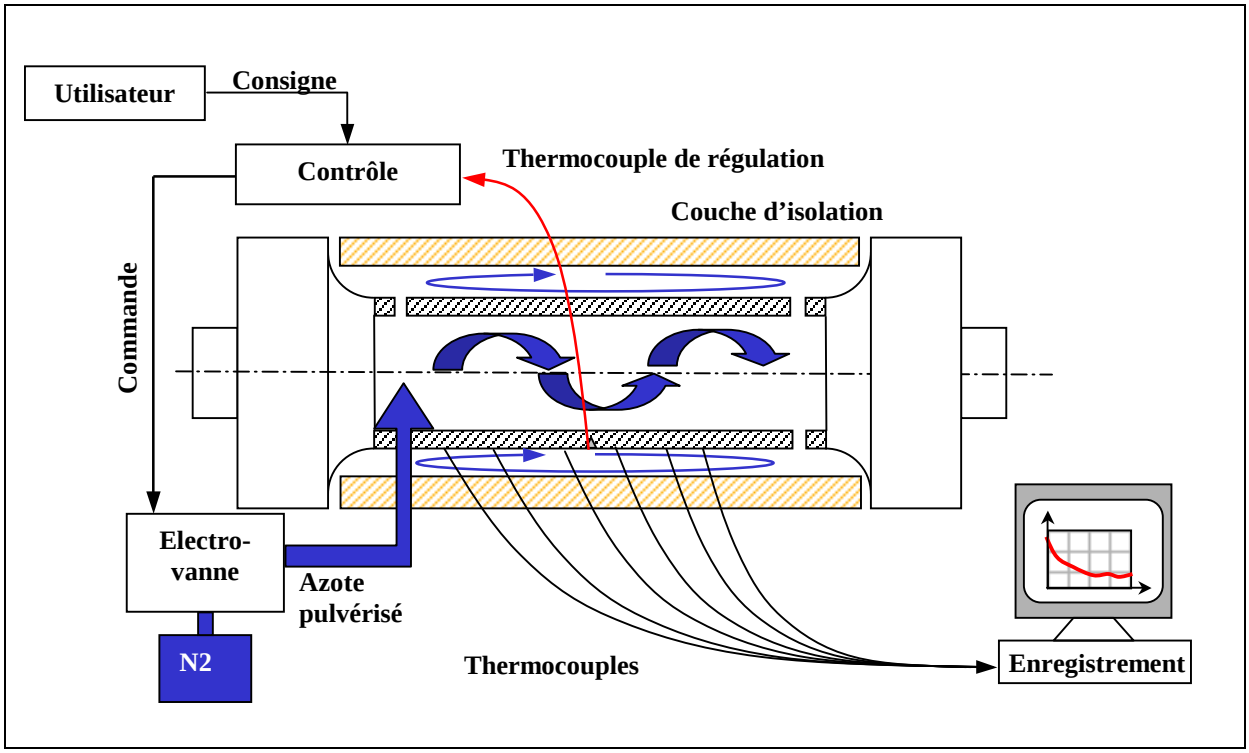


Figure VI-18 : Dispositif de refroidissement du tube et Système de régulation thermique.

Un second test, toujours à –50°C, est effectué avec une isolation constituée d'une coque de 2 cm de mousse polyuréthane entre 2 tôles roulées d'acier. Une circulation d'air froid supplémentaire est créée en peau externe grâce à des orifices percés dans les embouts. L'asservissement est réalisé sur un thermocouple soudé sur l'éprouvette, près du défaut. Cet essai permet de montrer que :

- le système répond rapidement à une descente en froid (environ 15 min pour passer de -25°C à -50°C), cependant une descente trop rapide entraîne un risque de gel de l'électrovanne ;
- l'isolation est suffisante pour maintenir une température quasi-stable pendant quelques minutes en cas de coupure de la régulation (par exemple pour un changement de bouteille d'azote). Le système consomme ainsi peu d'azote : une bouteille de 200 L permet un refroidissement à –50°C pendant plus de 24h ;
- il n'y a plus de gradient de température dans l'épaisseur ;
- le gradient de température dans la longueur est réduit à moins de 5°C ;
- le ventilateur influe très peu sur la qualité de la régulation, la pression de détente de l'azote suffit à créer une circulation importante du fluide froid ;
- des oscillations en température d'amplitude 2°C à –50°C sont observées à chaque nouvelle injection d'azote, ces oscillations peuvent être éliminées par un réglage du PID du régulateur thermique ;
- un orifice dans la coque d'isolation, suffisant pour le passage des capteurs autour du défaut, ne crée pas de perturbation de la température dans cette zone.

Pour l'essai de rupture, ce dispositif avec isolation thermique est donc installé sur l'éprouvette, sans ventilateur et sans thermocouple en peau interne (le gradient dans l'épaisseur est quasiment nul), ce qui évite la découpe de l'éprouvette pré-fissurée pour installer ces équipements et la soudure de nouveaux embouts.

VI.3.3. Instrumentation du tube

L'instrumentation utilisée pour l'essai de rupture du tube est beaucoup plus complète que celle utilisée pour la pré-fissuration. Elle est inspirée de précédents essais de rupture sur tube du laboratoire [Marie - 03]. Des inclinomètres et des mesures de flèches sont utilisés pour évaluer les déplacements globaux du tube. Quatre jauges de déformation permettent d'évaluer les comportements locaux au niveau du tube et des embouts.

Le Tableau VI-2 dresse la liste des capteurs utilisés avec leur emplacement. La Figure VI-19 résume cette instrumentation par un schéma. Tous les capteurs sont étalonnés suivant les procédures requises par l'Assurance Qualité du laboratoire.

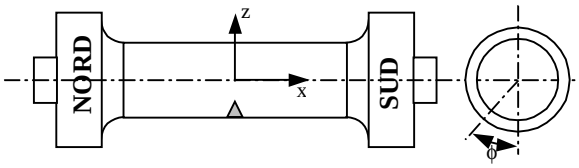
Capteurs	Identifiant	Position axiale	Azimut	Axe
				
Force	Force			Z
Vérin	DV			Z
Clip 1	C1	Centre Fissure	0°	X
Clip 2	C2	Centre Fissure	0°	X
Clip 3	C3	Extrémité Fissure	0° - 20 mm	X
Clip 4	C4	Extrémité Fissure	0° + 20mm	X
DDP1	DDP1	Centre Fissure	0°	
DDP2	DDP2	Extrémité Fissure	0° - 20 mm	
DDP3	DDP3	Extrémité Fissure	0° + 20mm	
Inclino1	R1	Bras Nord		Y
Inclino2	R2	Bras Sud		Y
Ovalisation 1	O1	Section centrale	90° (Horizontale)	Y
Ovalisation 2	O2	Section centrale	0° (Verticale)	Z
Ovalisation 3	O3	Transition d'épaisseur NORD	0° (Verticale)	Z
Flèche 1	F1	Section centrale	180°	Z
Flèche 2	F2	Transition d'épaisseur SUD	180°	Z
Flèche 3	F3	Bras Nord	0°	Z
Flèche 4	F4	Bras Sud	0°	Z
Jauge 1	J1	Section centrale	180°	X
Jauge 2	J2	Transition d'épaisseur SUD	180°	X
Jauge 3	J3	Section centrale	90°	Z
Jauge 4	J4	Section centrale	-90°	Z

Tableau VI-2 : Liste des capteurs utilisés pour instrumenter l'essai de rupture sur le tube.

Les ovalisations sont mesurées à l'aide de capteurs diamétraux dont le fonctionnement est expliqué en Figure VI-20.

Quatre clips sont disposés autour de la fissure (Figure VI-21). Le premier mesure une ouverture au centre du défaut par l'intermédiaire d'un support collé sur le tube. Le second clip mesure également une ouverture sur ce même support mais à une distance plus grande du tube. Il permet ainsi une mesure de l'angle d'ouverture (CMOA). De la même manière que

lors de la pré-fissuration, l'ouverture de la fissure au centre du défaut est obtenue par la relation (V-7). Deux autres clips permettent de mesurer l'ouverture en cas d'amorçage de la déchirure en surface. Enfin, la Figure VI-22 présente le plan de l'éprouvette avec la carte des thermocouples.

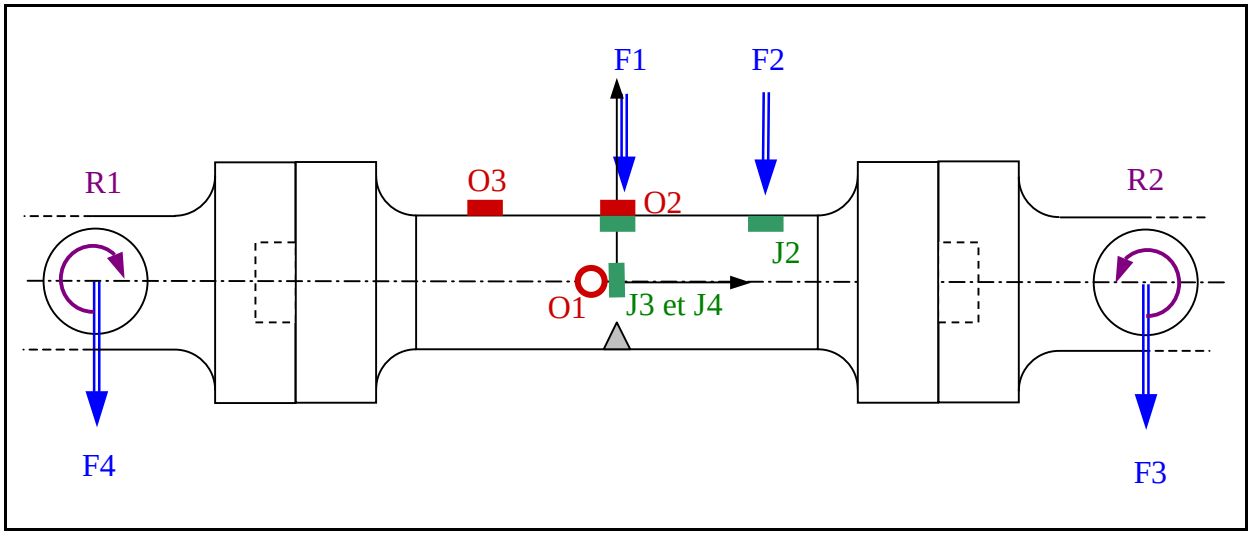


Figure VI-19 : Schéma d'instrumentation de l'essai de rupture sur le tube.

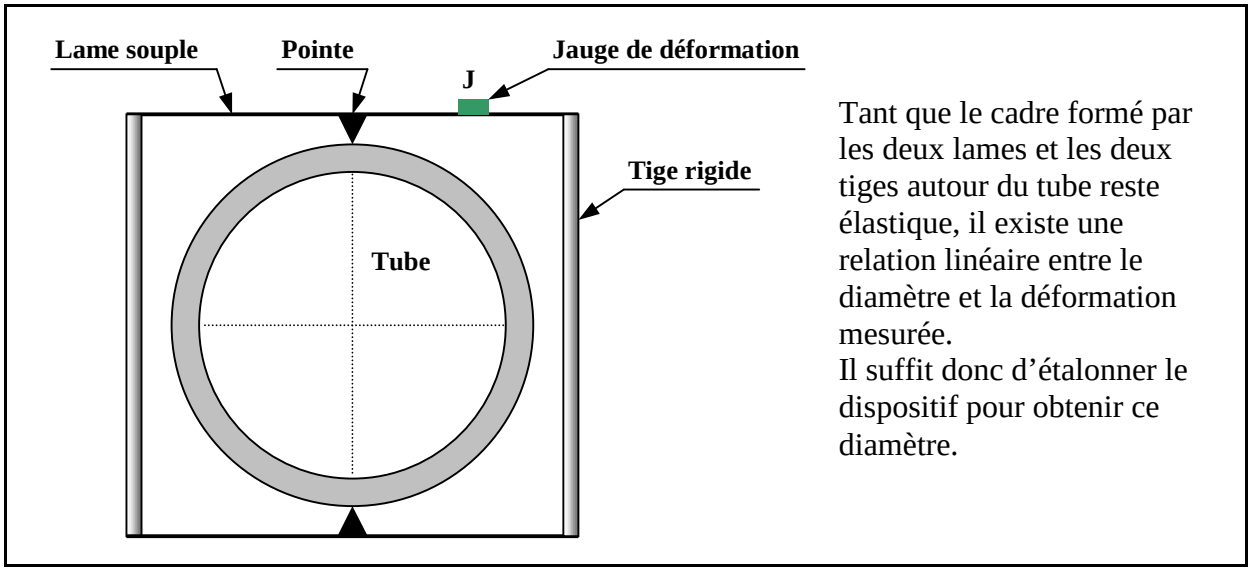


Figure VI-20 : Principe de mesure de l'ovalisation.

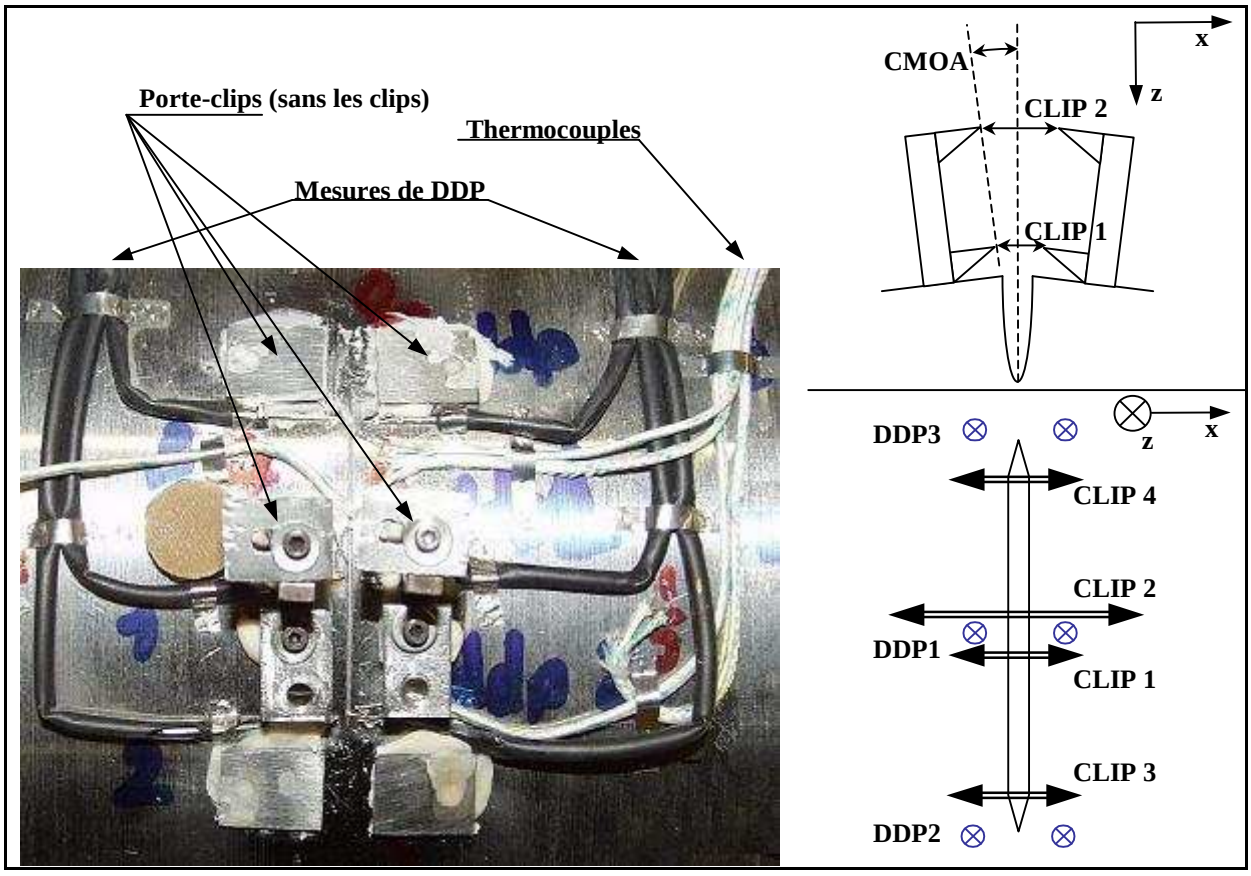


Figure VI-21 : Instrumentation autour de la fissure

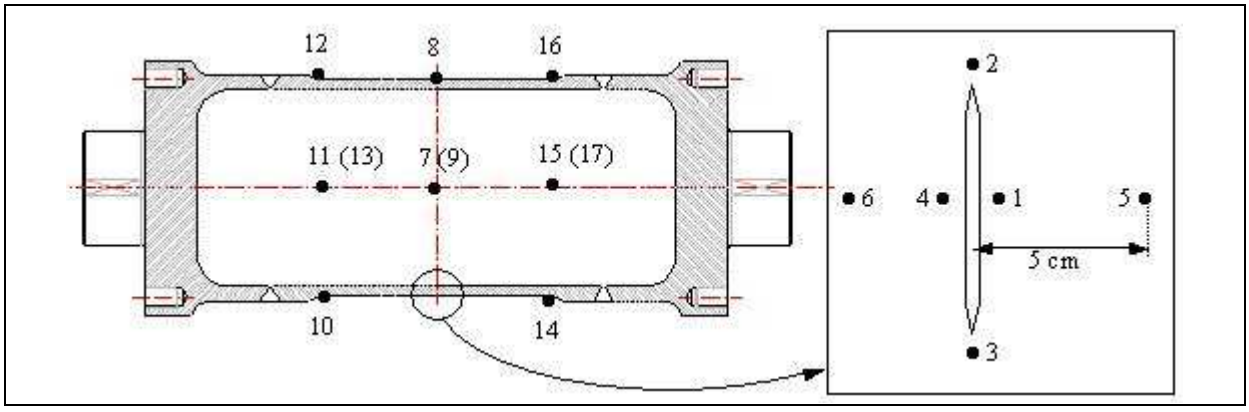


Figure VI-22 : Plan de l'éprouvette avec positionnement des 17 thermocouples, en peau externe (un numéro entre parenthèses indique un thermocouple diamétralement opposé).

VI.3.4. Déroulement de l'essai

VI.3.4.1. Phase de refroidissement

Le thermocouple de régulation thermique est le N°5, placé en peau externe à 5 cm de la fissure. Le refroidissement de l'éprouvette est piloté par paliers de -6°C de l'ambiante à 0°C, puis par une rampe de -0.5°C/min jusqu'à –50°C. Après 2h, la zone de défaut a atteint une température stabilisée autour de –50°C. Seule l'extrémité « NORD » de l'éprouvette, à l'opposé de l'injection d'azote, reste plus chaude autour de –35°C (Figure VI-23). Le refroidissement est maintenu 14h avant le lancement de la mise en charge, sans qu'une meilleure homogénéité ne soit obtenue. Un réajustement de la régulation à –55°C est effectué après ce maintien afin d'obtenir une température moyenne de –50°C autour du défaut. Le « point chaud » qui n'avait pas été obtenu lors des essais de mise au point peut avoir plusieurs origines :

- la chaleur accumulée dans les bras de charge (non montés lors de la mise au point) est plus difficile à évacuer du coté opposé à la source du froid,
- le très bon réglage des PID évite de fortes injections d'azote, le brassage interne est donc moins intense,
- la nouvelle coque d'isolation, construite pour l'essai, est peut-être moins bonne.

Dans la mesure où ce point chaud est loin de la fissure, l'essai est lancé dans cette configuration.

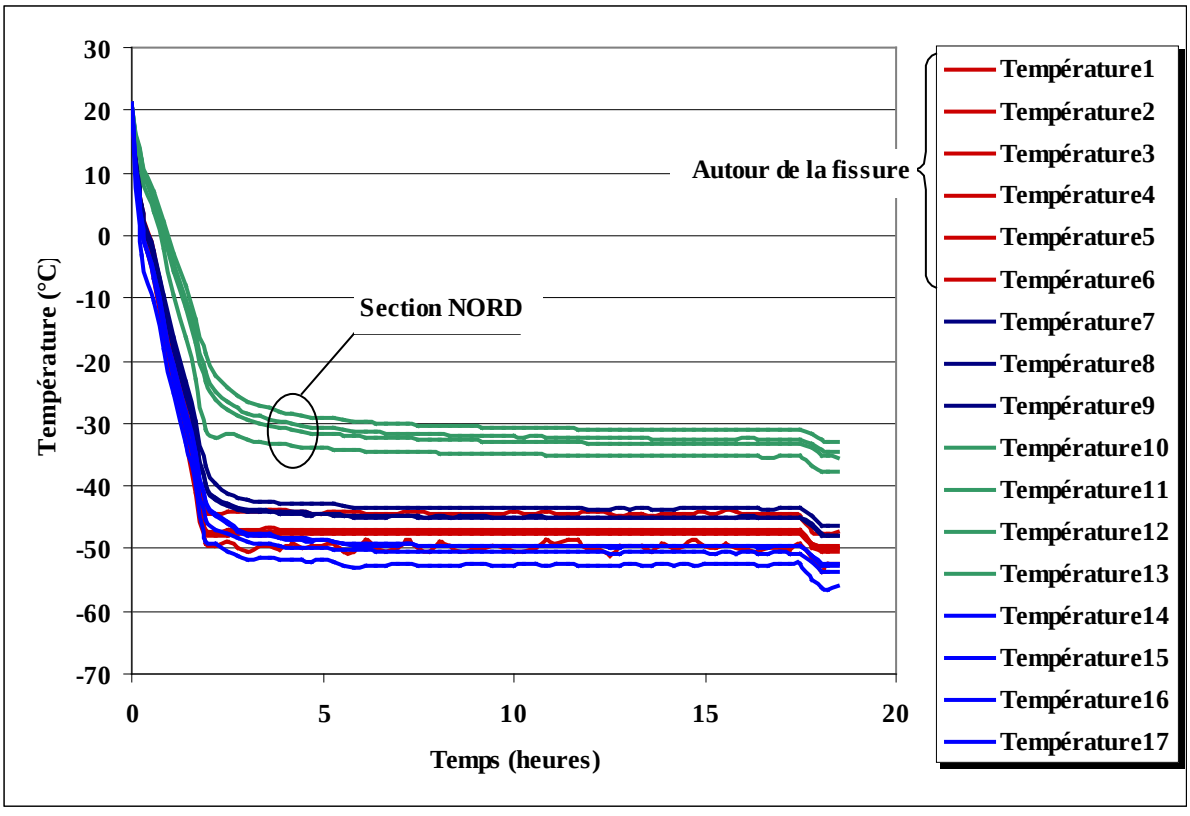


Figure VI-23 : Refroidissement de l'éprouvette avant la mise en charge : température enregistrées sur les thermocouples.

VI.3.4.2. Mise en charge

La mise en charge est pilotée selon une rampe de déplacement du vérin de 1 mm/min. Une table traçante permet de suivre l'évolution de la force en fonction du déplacement du vérin en direct (Figure VI-24). La montée en charge élastique est suivie d'un virage plastique très court, puis l'effort reste constant durant plusieurs millimètres de déplacement avant d'augmenter à nouveau. Deux séquences de décharge partielle ont été réalisées manuellement à la même vitesse pour mesurer les complaisances élastiques. Durant l'essai, on constate visuellement un amorçage ductile en fond de fissure (Figure VI-25-c).

A un niveau de chargement de 392 kN, soit un moment de 196 kN.m, une rupture fragile, brutale et complète du tube s'est produite.

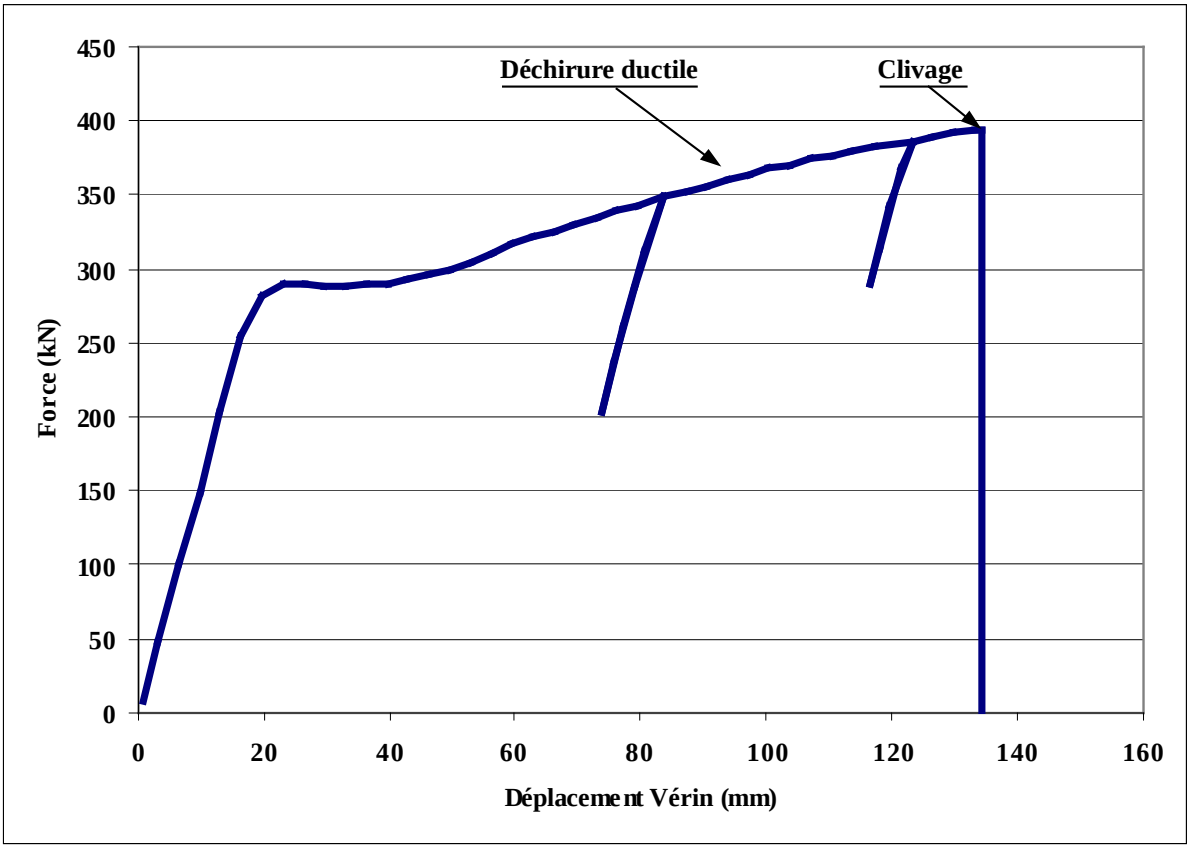
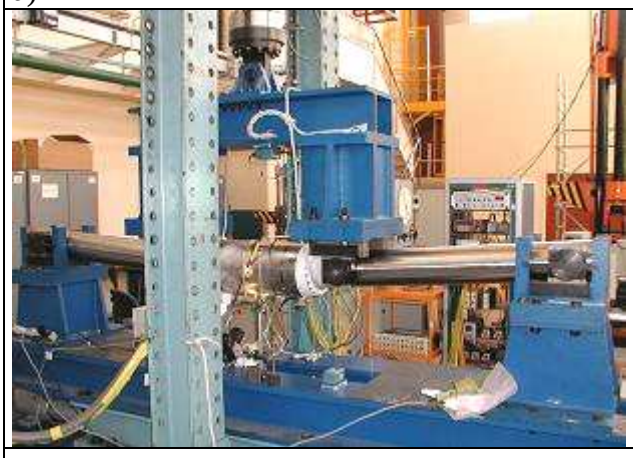


Figure VI-24 : Evolution de la Force en fonction du déplacement du vérin imposé lors de l'essai de rupture sur tube à –50°C.

a)



b)



c)



Figure VI-25 : Photographies prises durant l'essai : a) Tube en flexion ; b) Partie centrale du tube avec l'arrivée d'azote, la couche isolante et l'ensemble des connexions ; c) Fissure ouverte : on aperçoit la déchirure en fond de défaut. Du givre recouvre le tube.

VI.4. Dépouillement de l'essai de rupture sur le tube

Une description détaillée de l'essai est développée ci-dessous en plusieurs étapes. Dans un premier temps, l'examen du faciès de rupture doit nous permettre de comprendre les phénomènes de rupture mis en jeu durant l'essai. Puis nous ferons le bilan des enregistrements durant l'essai. Nous terminerons par quelques recommandations pour de futurs essais similaires.

VI.4.1. Observation du faciès de rupture

Le faciès de rupture est présenté en Figure VI-26. La lecture de ce faciès permet de tirer plusieurs conclusions importantes :

- La fissure initiale de fatigue est conforme aux prédictions : de forme elliptique et de profondeur 4.5 mm (a_0; $2.c_0$) = (4,50 ; 35,25) mm. On a donc une erreur de 0.5 mm sur la profondeur estimée de 7 mm au moment de la pré-fissuration, soit environ 7%.
- Une déchirure ductile s'est amorcée en fond de défaut. La propagation ductile est restée très faible voire nulle en surface et a progressé en profondeur jusqu'au percement, conformément aux prévisions. La forte réduction de l'épaisseur observée dans cette zone est due à la plasticité.
- Les deux branches elliptiques du défaut ductile sont tangentes à la peau interne du tube. Cette forme de la zone ductile nous indique que la rupture fragile s'est produite dès le percement.
- Les deux côtés du défaut sont symétriques, tant la fissure de fatigue que la zone de déchirure ductile.

On remarque également une symétrie de la trajectoire de la fissure fragile. Ce trajet est présenté en Figure VI-27 avec les deux parties de l'éprouvette rompue. L'ensemble de ces symétries atteste que le chargement et les conditions aux limites sont eux-mêmes symétriques, donc que le banc de flexion-4-points est de très bonne qualité.

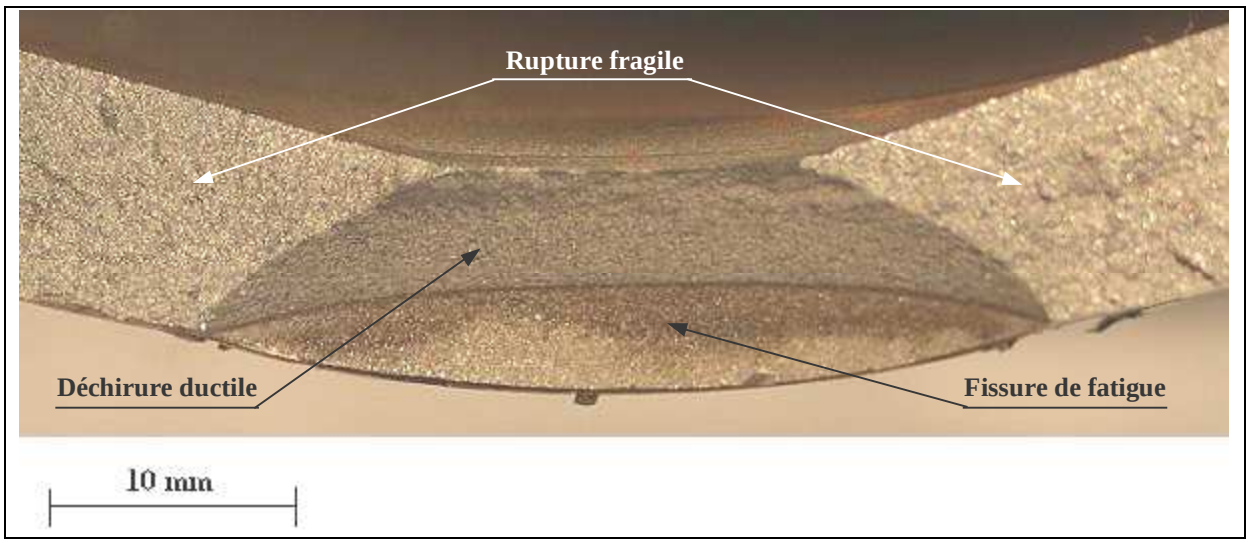


Figure VI-26 : Faciès de rupture, côté SUD : Déchirure ductile jusqu'au percement puis rupture fragile.

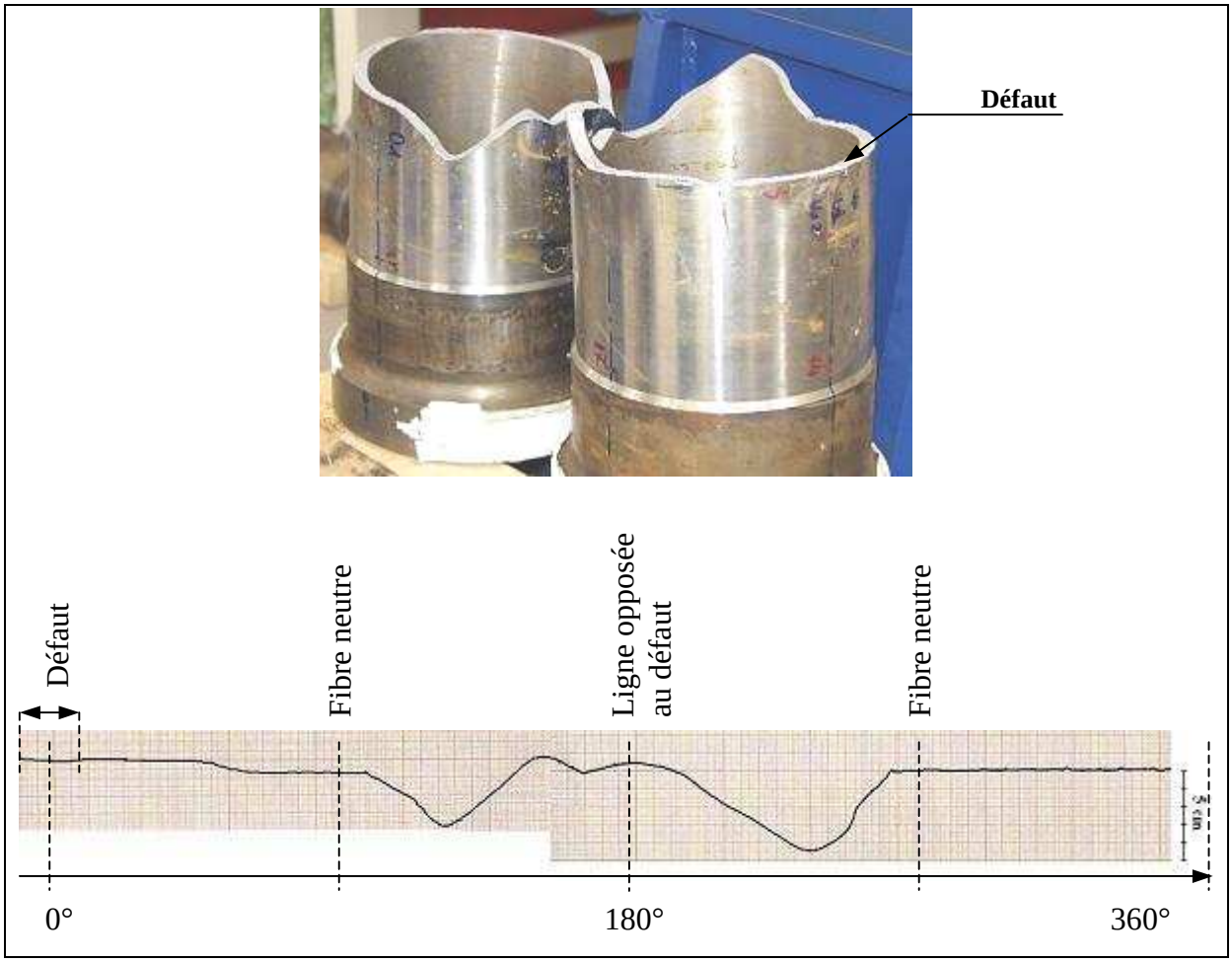


Figure VI-27 : Photographie de l'éprouvette rompue et trajet de la fissure fragile.

VI.4.2. Dépouillement des enregistrements

Tous les enregistrements sont effectués à une fréquence de 5 Hz. Quelques problèmes techniques dus au froid ont perturbé certaines mesures. Un bilan des signaux de capteurs exploitables doit être dressé :

- Les mesures de Force et de Déplacement du Vérin (DV) sont de bonne qualité, très peu bruitées.
- Le porte-clip central s'est décollé dès le début de l'essai. La colle utilisée, garantie à froid en traction, résiste visiblement mal aux cisaillements. Les valeurs des clips 1 et 2 sont donc difficilement exploitables. Le clip 3 s'est décroché pour un déplacement imposé de DV = 40 mm à cause d'un mouvement de la coque d'isolation. Le Clip 4 donne une mesure de bonne qualité durant tout l'essai.
- Les signaux des inclinomètres sont légèrement bruités mais parfaitement exploitables.
- Les mesures de flèches sont de bonne qualité mis à part quelques « sauts ».
- La mesure d'ovalisation 1 a également souffert du mouvement de la coque à DV = 40 mm. La mesure d'ovalisation 2 est perturbée par le décollement du porte clip. L'ovalisation 3 confirme une réduction du diamètre de l'embout inférieur à 2 mm jusqu'à DV = 60 mm.

- Les jauges J1 et J2 donnent une mesure de bonne qualité de la montée élastique et du virage plastique puis saturent à 0.5% de déformation (réglage d'un gain trop fort et saturation de la carte d'acquisition). Les jauges J3 et J4 confirment une déformation nulle sur la fibre neutre.
- Les mesures de DDP, ne permettent pas de détection de l'amorçage ductile. Une variation importante est observée à l'approche du percement.

Comme on pouvait s'y attendre, la mise en place d'un essai original comporte des risques au niveau des mesures. C'est une des raisons qui nous a poussé à installer un nombre important de capteurs sur le tube. Ce choix s'avère aujourd'hui très judicieux car malgré les pertes d'information en cours d'essai sur certaines mesures, l'essai reste largement exploitable et interprétable.

Afin de faciliter les interprétations numériques qui vont suivre, plusieurs données doivent être extraites de ces enregistrements. Etant donné le montage en flexion, le moment se déduit très simplement de la force appliquée au niveau du vérin à laquelle s'ajoute le poids de la traverse horizontale (8kN). Les frottements des roulements à billes sont négligeables :

Moment = Longueur des Bras . (Force + Poids de la traverse)/ 2

En ce qui concerne les déplacements imposés, quelques précautions sont nécessaires, nous allons les détailler ici. Nous tenterons également de retrouver l'ouverture de fissure à partir de mesures sur les photos prises en cours d'essai.

VI.4.2.1. Rotation imposée

On vérifie que les flèches F3 et F4 mesurées sur les points d'appui centraux sont égales entre-elles et égales au déplacement du vérin. De même les rotations R1 et R2 mesurées par les inclinomètres sont égales. Le chargement est donc bien appliqué de manière symétrique.

On cherche la rotation imposée à l'éprouvette dans la section frontière entre la partie d'épaisseur 11 mm et l'embout. Si l'on suppose indéformable l'ensemble de la ligne de charge entre l'éprouvette et le vérin (cf. Figure VI-14), cette rotation est égale à :

$$\theta 1 = \mathrm{ArcSin}\left(\frac{DV}{L}\right)$$

avec L la longueur des bras. On constate que cette hypothèse doit être rejetée car les inclinomètres R1 et R2 fournissent une valeur $\theta 2 = (R1+R1)/2$ différente de $\theta 1$: la courbure élastique des bras de charge n'est donc pas négligeable (Figure VI-28). Au niveau des appuis centraux, un calcul de RDM donne :

$$\theta 3 = \mathrm{ArcTan}\left(\frac{DV}{L} - \frac{M.L}{3.E.I}\right)$$

avec I le moment quadratique des bras. On a effectivement $\theta 3 = \theta 2$ (Figure VI-28). Cependant on doit s'attendre également à une déformation élastique, plus complexe à évaluer, des embouts et de leur jonction vissée avec les bras (cf. Figure VI-19). La rotation imposée peut alors être estimée à partir de la flèche F2 à laquelle on aura retranché le déplacement du vérin :

$$\theta 4 = \mathrm{ArcSin}\left(F2 - \frac{DV}{l}\right)$$

avec l la longueur totale de l'embout et de la jonction vissée. On trouve une rotation $\theta 4$ plus faible que les précédentes (Figure VI-28) avec une perturbation autour de DV = 50 mm. Un début de plastification de l'embout pourrait être à l'origine de cette perturbation. De plus,

l'examen de l'embout SUD révèle un décollement de la soudure de montage sur une longueur de 10 cm et une profondeur de 2 mm (Figure VI-29). Au delà d'un niveau de plastification important, cette rotation θ4 surestime vraisemblablement la rotation imposée au niveau de l'éprouvette. Cependant, elle reste la meilleure estimation et sera donc utilisée pour la suite.

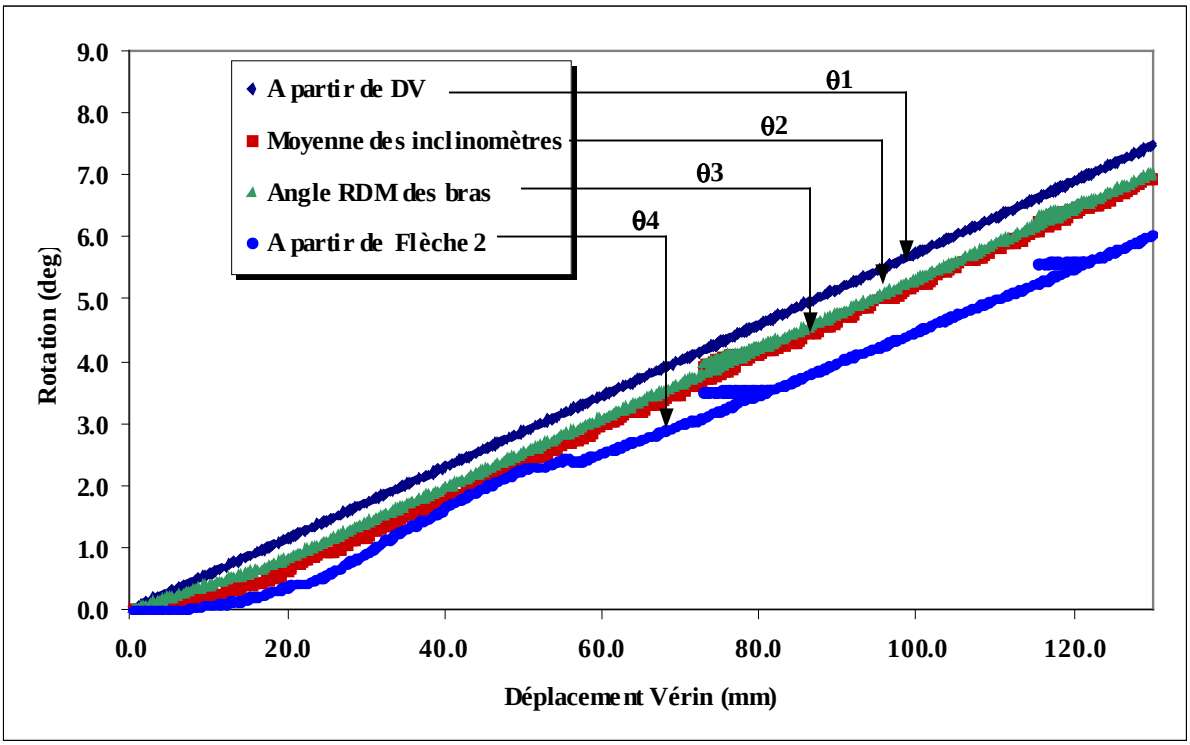


Figure VI-28 : Angles de rotation imposée

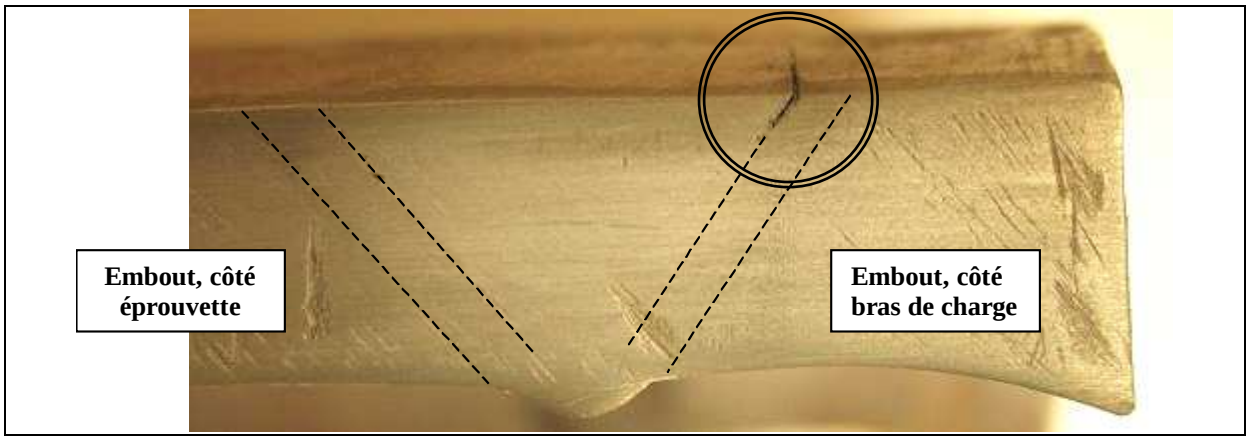


Figure VI-29 : Décollement dans la soudure de l'embout SUD.

VI.4.2.2. Ouverture de fissure

L'ouverture de fissure ne peut être mesurée par les clips 1 et 2 à cause du décollement progressif du porte-clip. Ce décollement se traduit par des sauts successifs dans la mesure. Ces sauts sont filtrés de manière à se rapprocher des valeurs déduites des photographies de la fissure en cours d'essai. Le but est d'ajuster un critère δ définissant le saut entre deux instants

i et i+1. Le filtre suivant est alors appliqué sur les mesures C1 et C2, avec par exemple pour C1 :

$$\Delta C1 = 0 \quad \text{si} \quad C1_{i+1} - C1_i > \delta$$
$$= C1_{i+1} - C1_i \quad \text{sinon}$$

L'ouverture de fissure est ensuite obtenue par les relations (V-6) et (V-7). Le résultat obtenu est encourageant mais reste peu précis (Figure VI-30).

Par ailleurs, le clip 4 fournit une mesure du déplacement dans la direction de l'ouverture à la pointe de la fissure en surface du tube. Cette mesure est donc majoritairement pilotée par la déformation plastique dans cette zone et donc par le comportement de la fissure. C'est donc l'ouverture du clip 4 qui représentera par la suite le comportement de la fissure et sera simplement appelée *Ouverture*.

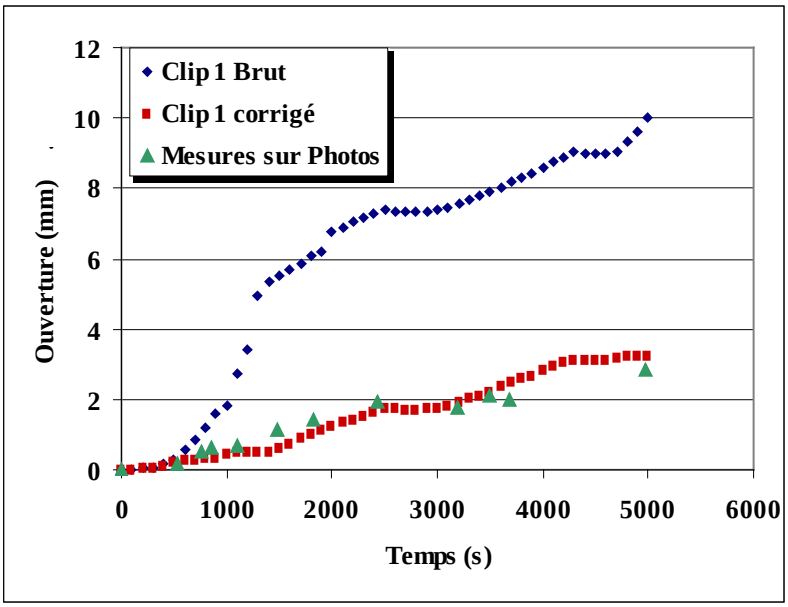


Figure VI-30 : Correction de l'ouverture C1 par un filtre ajusté pour retrouver les mesures sur photographies.

VI.4.3. Conclusions sur cette première interprétation de l'essai de rupture sur le tube

L'essai de rupture sur le tube contenant une fissure semi-elliptique circonférentielle débouchante a été dimensionné de manière à ce que la contrainte seuil soit atteinte en pointe de fissure au moment de l'amorçage de la déchirure ductile. On se trouve donc pour cette géométrie à la température (-50°C) où le risque de rupture fragile reste nul jusqu'au moment de l'amorçage ductile. Le faciès de rupture a effectivement montré un amorçage ductile et une propagation par déchirure ductile jusqu'au percement. Si l'on considère une température minimale de fonctionnement de 7°C [Sémété – 01], il existe pour ce tube avec ce défaut une marge de 57°C vis-à-vis de la rupture fragile. Ce résultat montre la capacité de la condition de contrainte seuil à évaluer une marge de température.

Une rupture fragile s'est produite après le percement. Bien que le clivage soit un phénomène probabiliste, il était attendu après le percement, car la singularité de contrainte en pointe de fissure est fortement modifiée. Le confinement de plasticité et le niveau de triaxialité sont beaucoup plus élevés pour un défaut traversant que pour un défaut non-traversant. Cependant de plus larges développements doivent permettre d'évaluer précisément l'influence du percement sur le risque de rupture du tube.

L'évolution de la forme du défaut a été correctement prédite par l'utilisation de l'approche G_{fr}. Seule la propagation en surface est surestimée puisque le défaut réel ne s'est pas propagé en surface alors que l'on prévoyait 1 mm de propagation. Cet écart peut provenir de la forme du front initial utilisé dans l'approche qui ne respecte pas exactement la géométrie réelle du défaut, justement au niveau de la surface. Les lissages successifs des fronts modélisés peuvent également engendrer une exagération de la propagation en surface.

D'un point de vue technique, des améliorations indispensables sur quelques points critiques doivent être apportées pour un prochain essai, notamment sur le mode de fixation des clips à basse température. En effet, la perte de l'information sur l'ouverture de fissure en cours d'essai constitue une difficulté majeure pour les interprétations. On utilisera pour la suite la mesure d'ouverture en surface en pointe de fissure et non au centre du défaut.

VI.5. Interprétations numérique de l'essai

L'interprétation numérique de l'essai sur le tube a deux objectifs principaux. Le premier est de vérifier sur le défaut réel de profondeur 4,5 mm que les niveaux des contraintes à l'amorçage ductile restent inférieurs à la contrainte seuil et s'assurer ainsi que la légère sous-estimation de la longueur de la fissure de fatigue ne remet pas en cause le dimensionnement par l'approche en contrainte seuil. Le second vise à évaluer l'évolution de l'état des contraintes en cours de déchirure, afin de calculer le volume seuil V_{th} atteint sur cet essai. Pour cela il est nécessaire de déterminer l'évolution de la déchirure en cours d'essai par une loi $\Delta a = f(Ouverture)$ puis de modéliser numériquement l'essai par un calcul par relâchement de nœuds. La procédure est identique à celle suivie sur les éprouvettes de laboratoire mais avec cette fois une propagation 3D complexe.

VI.5.1. Evaluation du comportement global

Comme on a pu le voir sur le faciès de rupture, le défaut de fatigue a pour dimension $(a_0 ; 2.c_0) = (4.5 ; 35.25)$ mm. Or le dimensionnement prévoyait un défaut de 4 mm de profondeur seulement. Il est donc important de vérifier l'influence de cette différence de profondeur sur le niveau de la contrainte principale maximale en fond de fissure à l'amorçage ductile.

Un nouveau calcul aux éléments finis est donc réalisé. Le modèle est identique à celui présenté au §VI.2.2.2, mis à part la forme du défaut. On considère cette fois un défaut de 4,5 mm de profondeur et le maillage est modifié au niveau du point en surface afin de se rapprocher de l'angle réel de 30°C entre le front et la surface externe du tube. Un calcul en petits déplacements et petites déformations (noté PPD) est utilisé pour l'évaluation de J, et un calcul en grands déplacements et grandes déformations (noté GGD) est utilisé pour les contraintes et les déformations.

VI.5.1.1. Ouverture de la fissure

L'évaluation numérique de l'ouverture du clip 4 est obtenue à partir de la déformation dans la direction axiale au point A central de la fixation des couteaux (Figure VI-31) :

$$Ouverture = \varepsilon_A . l \qquad \text{(VI-8)}$$

où l est une longueur ajustée de manière à retrouver la pente élastique expérimentale. On peut également retrouver l'ouverture à partir d'une moyenne des déplacements dans la zone de fixation des couteaux. Cette zone étant mal définie expérimentalement, un ajustement reste nécessaire. En revanche, ce deuxième ajustement nous permet de vérifier qu'il existe bien une relation linéaire de type (V-6) entre l'ouverture et la déformation locale en A.

La Figure VI-32 trace l'évolution de l'ouverture obtenue par le Clip 4 en fonction de la rotation θ4, définie au §VI.4.2.1. On constate une bonne corrélation jusqu'à une rotation de 3,5°. Au-delà les deux courbes s'écartent progressivement en rotation. Comme on l'a vu au §VI.4.2.1, il est possible que la rotation expérimentale considérée surestime la rotation au niveau de l'éprouvette à cause d'un début de plastification de l'embout.

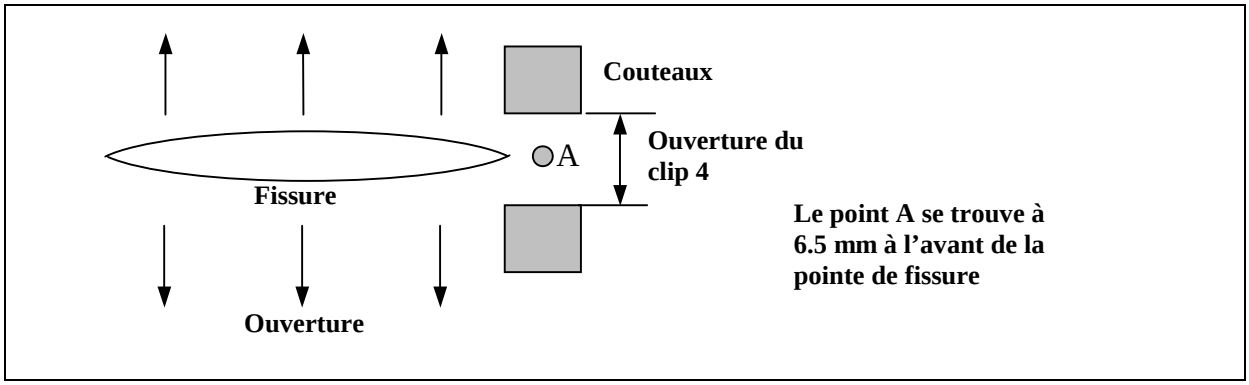


Figure VI-31 : Point d'évaluation numérique de l'ouverture du clip 4

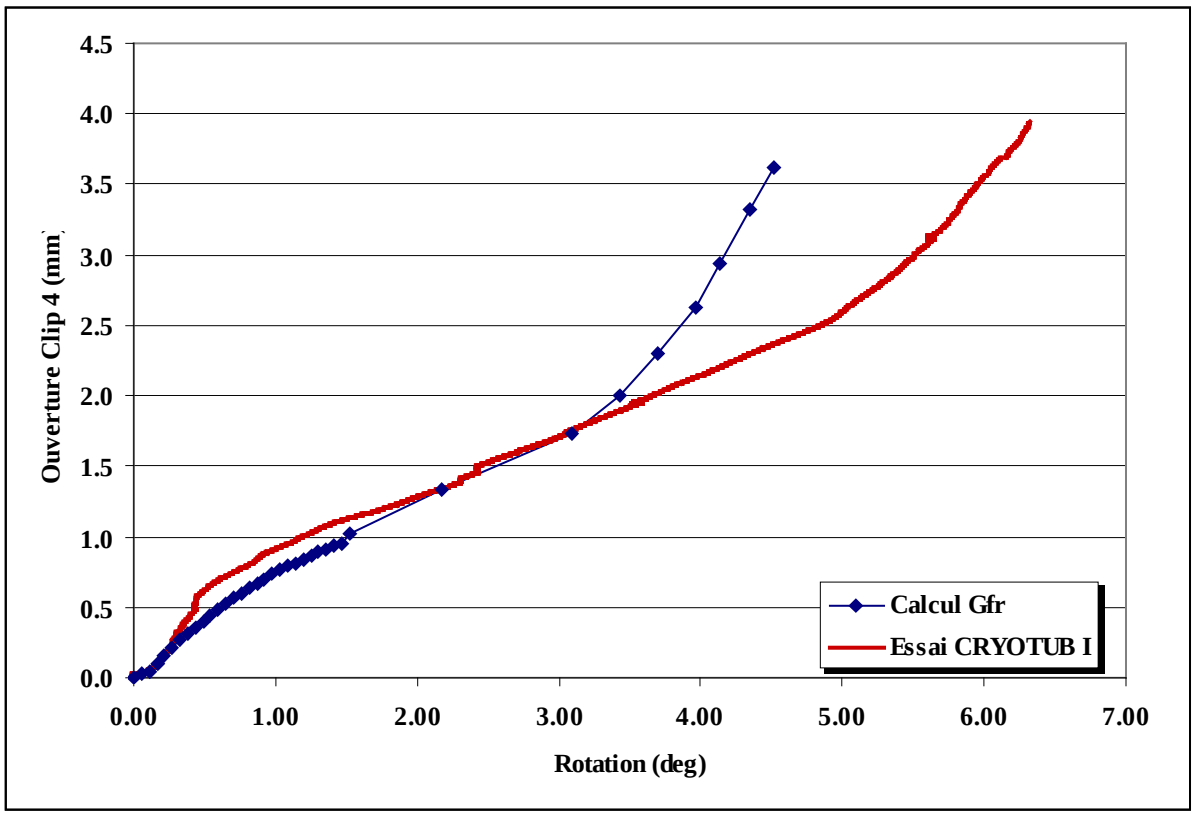


Figure VI-32 : Comparaison des courbes *Ouverture – Rotation* expérimentale et numérique

VI.5.1.2. Courbes de comportement global

Les courbes expérimentale et numérique du moment en fonction de la rotation sont comparées sur la Figure VI-33. Suite aux corrections apportées à la rotation expérimentale, la complaisance expérimentale est difficilement mesurable. On peut simplement dire que les pentes élastiques numérique et expérimentale sont voisines. On constate une surestimation (14%) du moment de plastification. C'est également le cas sur la courbe Moment-Ouverture (Figure VI-34), malgré une très bonne reproduction numérique de l'allure de la courbe. Cet écart reste quasiment constant jusqu'à la rotation finale à rupture ; ses origines restent inexpliquées aujourd'hui :

- On a vu (V-4) qu'un calcul analytique du moment de plastification conforte le calcul numérique. On sait qu'il existe sur le tube un « point chaud » à -35°C (VI.3.4.1). Si on considère, de manière pessimiste, qu'il existe une section entière à cette température et que le tube plastifie uniquement dans cette section, on obtient :
  $M_{plastification}(-35°C) = \sigma_Y .4.r_m^2.t = 156.2\ kN.m$
  pour 144 kN.m obtenus expérimentalement. Cette hypothèse est donc insuffisante.

- Le matériau constituant les embouts doit être, par spécification de fabrication, équivalent ou supérieur au matériau TU42 C de l'étude. Si cette condition n'est pas respectée et que la limite d'élasticité de ce matériau est plus basse que celle du TU42 C, il existe un risque de plastifier la section d'épaisseur 14 mm de l'embout avant de plastifier la partie utile de l'éprouvette. L'existence d'une zone à –35°C favorise de plus cette plastification de l'embout. Une mesure de la limite d'élasticité de ce matériau à –50°C doit être réalisée.

- Un décalage en effort, entre essai et calcul numérique, a déjà été observé sur les essais sur éprouvettes AE à –175°C. Dans ce cas le calcul est pourtant très simple et l'homogénéité de la température durant l'essai est incontestable. Le comportement de l'éprouvette AE avait été retrouvé en abaissant de 9 % le niveau des contraintes sur la courbe de traction.

- La famille des matériaux ferritiques faiblement alliés répond généralement à une loi en contrainte équivalente de Von Mises. Si cette hypothèse est importante pour modéliser le comportement triaxial des éprouvettes AE, elle l'est moins dans le cas du tube qui subit une sollicitation quasi-uniaxiale.

- L'isotropie du matériau a été vérifiée.

- La vitesse de déformation peut avoir une influence sur cet acier. Ces vitesses ont donc été mesurées. On a :
  $\dot{\varepsilon} = 15x10^{-4}\ s^{-1}$ sur les éprouvettes de traction Φ4,
  $\dot{\varepsilon} = 6,5x10^{-4}\ s^{-1}$ sur les éprouvettes de traction Φ10,
  $\dot{\varepsilon}_{MAX} = 1,8x10^{-4}\ s^{-1}$ sur le tube
  Ces vitesses ne diffèrent pas suffisamment pour engendrer un écart significatif sur la limite d'élasticité.

- La longueur du palier de Lüders peut varier d'une éprouvette de traction à l'autre. La longueur de ce plateau influe directement sur le niveau de contrainte en écrouissage. Cependant, un allongement du plateau ne suffit pas pour abaisser le niveau du virage plastique.

- En dernier lieu, un nouvel essai de traction à –50°C sur une autre machine d'essai (système d'acquisition compris) a été réalisé, il n'a pas révélé de différence avec les précédents essais.

Une réflexion de fond sur les raisons de cet écart devra être menée dans le cadre d'un nouvel essai de ce type. Des moyens de mesure devront être mis en place afin de le confirmer et/ou de l'expliquer.

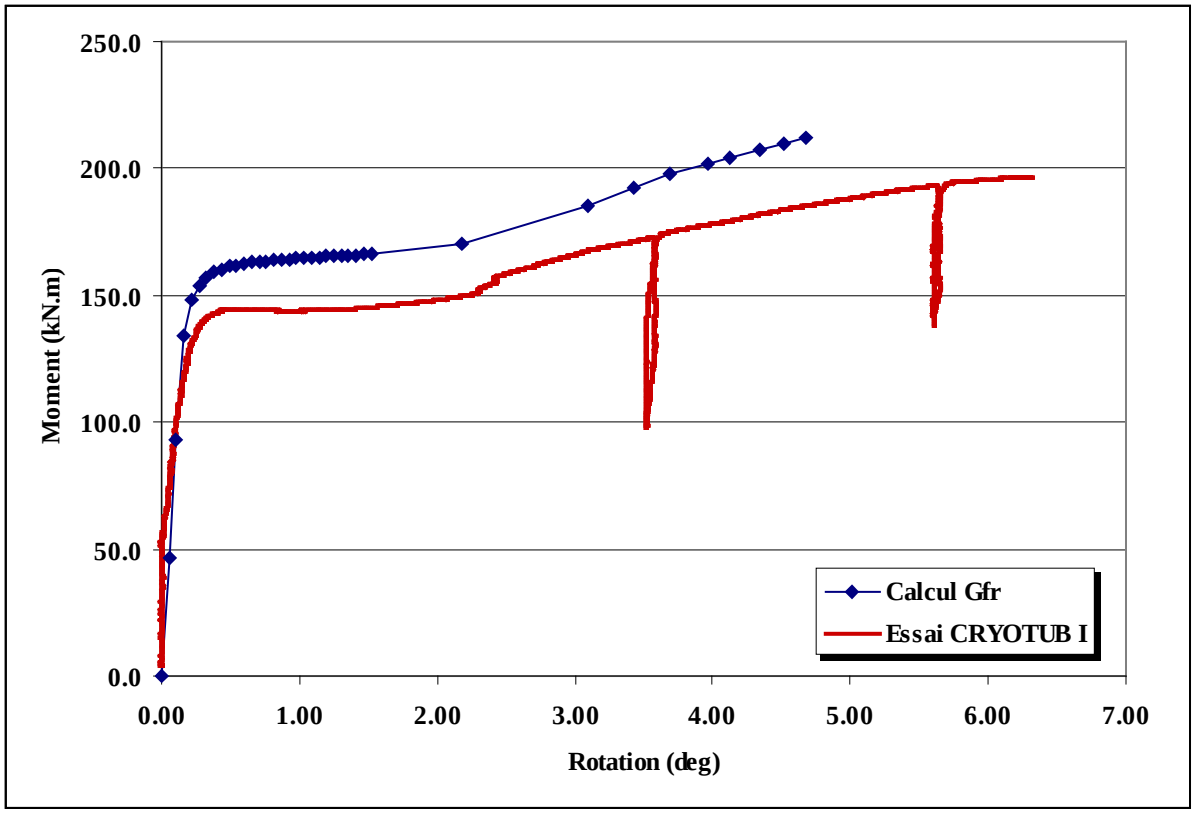


Figure VI-33 : Comparaison des courbes *Moment-Rotation* expérimentale et numérique

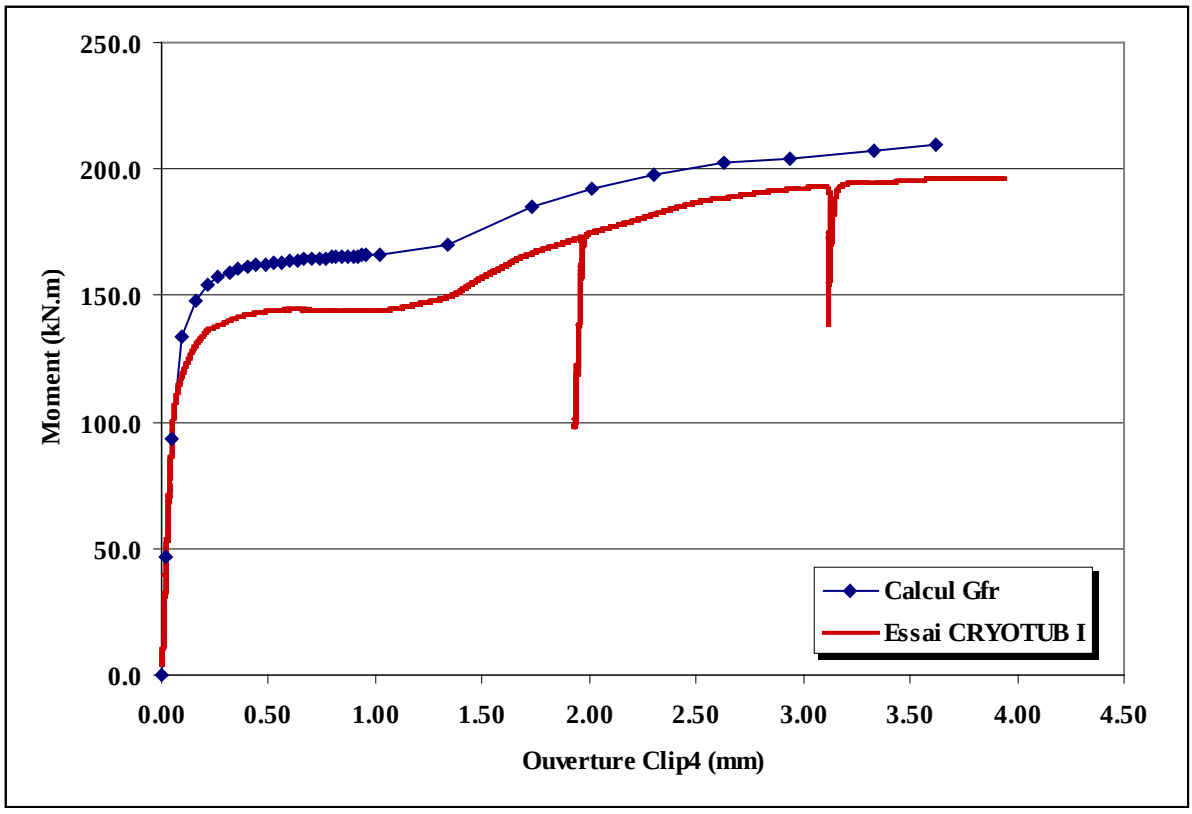


Figure VI-34 : Comparaison des courbes *Moment-Ouverture* expérimentale et numérique

VI.5.2. Détermination des contraintes à l'amorçage ductile

Etant donné les difficultés de modélisation du comportement global, on ne peut pas directement associer les champs de contrainte pour un déplacement imposé donné du calcul au déplacement expérimental correspondant pendant l'essai. Le passage du calcul à l'essai doit se faire via un autre paramètre de chargement global qui soit représentatif du chargement de la fissure. On fait l'hypothèse que l'intégrale J est le paramètre approprié. L'amorçage ductile est justement défini par la ténacité critique J_i. On considère que les contraintes obtenues numériquement pour $J=J_i$, pour une loi isotrope d'écoulement de Von Mises (suivant la courbe de traction issue des essais à -50°C), correspondent aux contraintes à l'amorçage expérimentales. Le calcul de J numérique est directement obtenu par la procédure G(θ). Pour chaque valeur de J obtenue par le calcul PPD, les contraintes en avant du front de fissure sont lues au même instant sur le calcul GGD. La Figure VI-35 trace ces contraintes au point le plus profond du défaut à différents niveaux de chargement. On constate que la contrainte seuil (σ_{th} = 1300 MPa) n'est effectivement pas dépassée avant le chargement d'amorçage ductile ($J=J_i$). Le niveau maximum des contraintes sature même légèrement au-dessous de 1300 MPa avant l'amorçage ductile. Le dimensionnement de l'essai n'est donc pas remis en cause. La confirmation expérimentale de la validité de la condition de contrainte seuil pour le clivage sur le tube est bien donnée par cet essai.

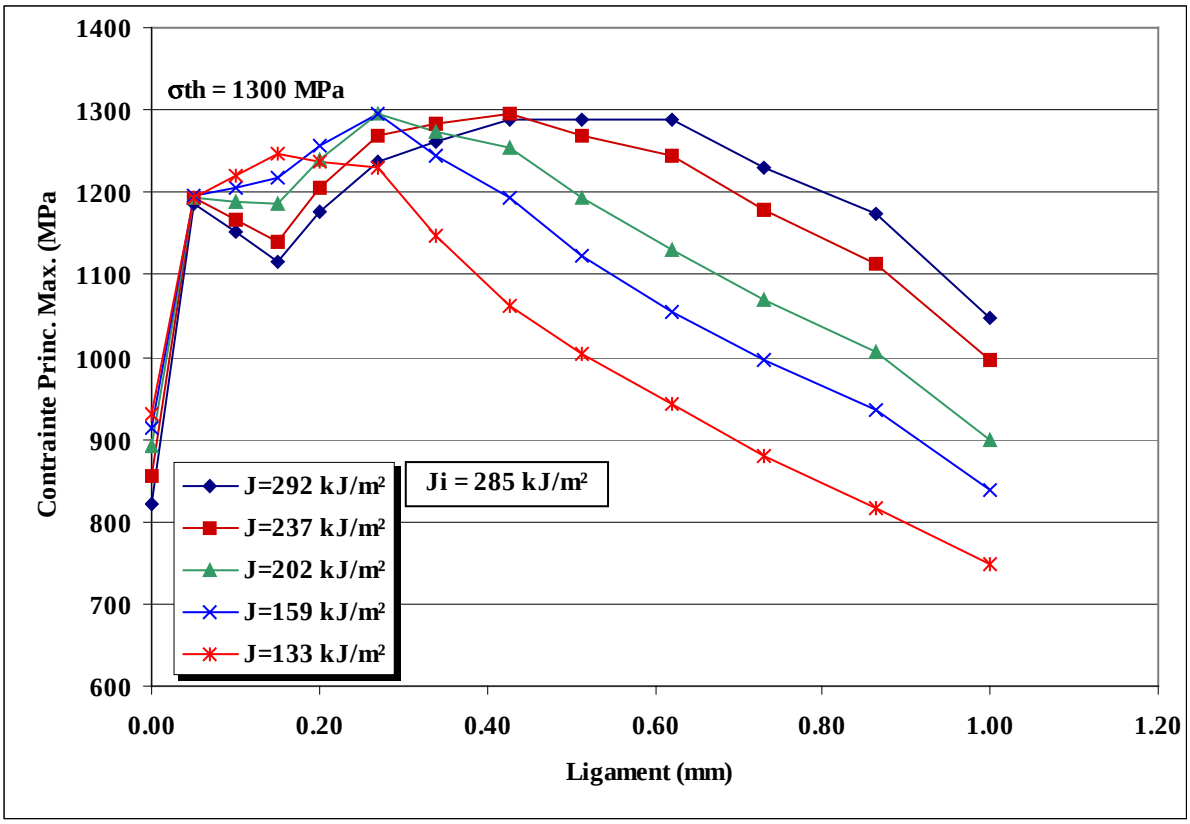


Figure VI-35 : Evolution des contraintes en avant du front de fissure, au point le plus profond du défaut.

VI.5.3. Evolution du volume V_{th} en déchirure

On désire déterminer numériquement l'évolution du volume V_{th} en cours de déchirure par la technique de relâchement de nœuds. Compte tenu des difficultés de mesure de l'ouverture et de modélisation du comportement global cette détermination ne peut être qu'approximative. Ici encore, on suppose que le matériau répond à une loi isotrope d'écoulement de Von Mises suivant la courbe de traction issue des essais à -50°C. De plus, trois difficultés apparaissent :

- il faut déterminer la loi expérimentale de propagation de la déchirure ductile ;
- la propagation en surface étant nulle, un maillage original des défauts successifs doit donc être développé ;
- la transition numérique du défaut débouchant au défaut traversant pose de nombreux problèmes de convergence liés à la très forte plasticité et à la distorsion des éléments qui en découle.

L'analyse proposée dans ce paragraphe est donc exploratoire et devra nécessairement être confirmée par des essais complémentaires et des interprétations numériques adéquates.

VI.5.3.1. Loi *Δa = f(Ouverture)* expérimentale

On a vu que la propagation ductile était nulle en surface du tube. On suppose alors que le défaut s'est propagé en profondeur en gardant une forme elliptique. Il reste donc à déterminer l'évolution de la profondeur *a* en cours d'essai. Pour cela nous utilisons le paramètre « matériau » G_{fr}.

La méthode se base sur une série de modélisations par Eléments Finis pour différentes profondeurs de défaut. Ces calculs servent de support à une application de la procédure J_i-G_{fr} qui fournit la courbe J-Δa pour le tube. Cette application est proche de celle présentée au §VI.2.3. Elle utilise cette fois le défaut initial définit §VI.5.1 et la forme du défaut supposée elliptique durant toute la propagation. On ne calcule donc la propagation qu'au point le plus profond, par pas de 0,5 mm jusqu'à 9.5 mm. La courbe *Δa = f(Ouverture)* obtenue est donc totalement numérique. Or, on sait que le moment obtenu numériquement reproduit mal le comportement de l'essai. On va donc chercher à construire une seconde courbe basée sur les résultats expérimentaux.

On vérifie, à partir d'une modélisation numérique du tube, au point le plus profond du défaut, que $J_{élastique}$ est proportionnel au carré du moment et que $J_{plastique}$ est proportionnel à l'aire sous la courbe *Moment-Ouverture* (Figure VI-36). On peut donc obtenir J analytiquement à partir du moment <u>expérimental</u> et de l'aire sous la courbe *Moment-Ouverture* <u>expérimentale</u> A_{pl_Exp} par la relation :

$J = J_{élastique} + J_{plastique}$

$$J = \lambda(a).M^2 + \eta(a).A_{pl_Exp} \qquad \text{(VI-9)}$$

Rappelons que l'ouverture expérimentale est celle déterminée à partir du clip 4, définie au §VI.4.2.2.

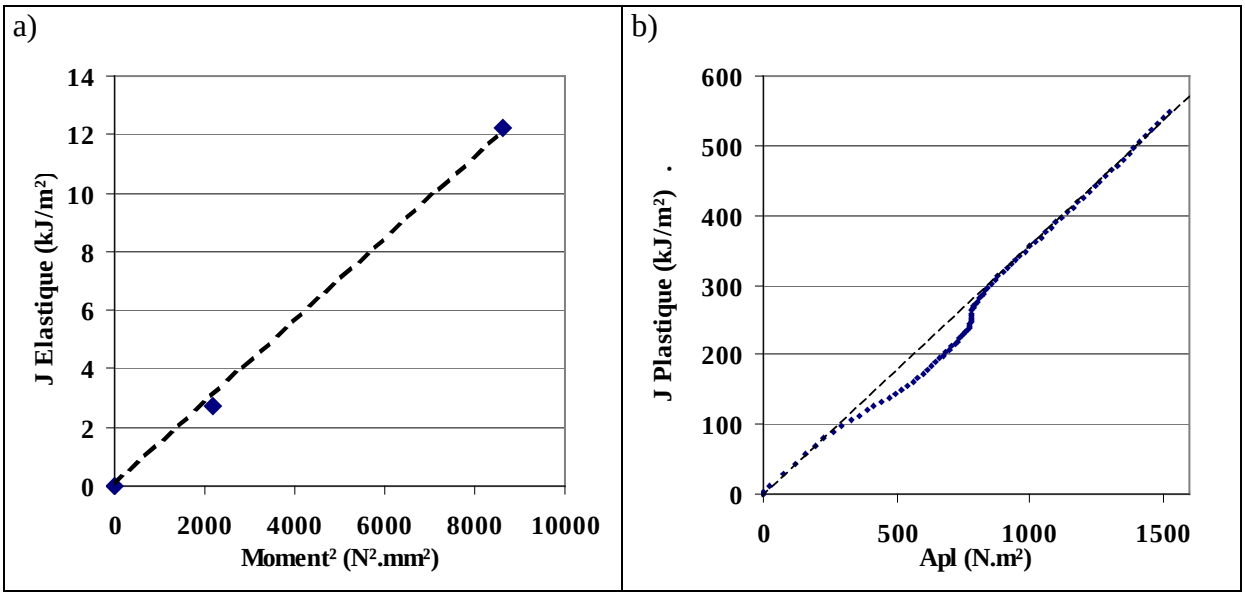


Figure VI-36 : a) $J_{élastique}$ en fonction du carré du moment b) $J_{plastique}$ en fonction de l'aire plastique sous la courbe *Moment-Ouverture,* à partir d'une modélisation numérique du tube, au point le plus profond du défaut.

L'évolution de J obtenue par la relation (V-7) correspond à l'évolution expérimentale, à condition de connaître la profondeur a et les coefficients $\lambda(a)$ et $\eta(a)$. On suppose que ces coefficients sont principalement dépendants de la géométrie (ce qui est vérifié sur les éprouvettes de laboratoire). Leurs évolutions avec la profondeur de défaut sont donc déterminées par éléments finis pour le point le plus profond du défaut, comme en Figure VI-36, pour des profondeurs a de 4,5 à 9,5 mm. Les calculs stationnaires réalisés pour obtenir la première courbe *Δa = f(Ouverture)* conviennent parfaitement pour cette évaluation de $\lambda(a)$ et $\eta(a)$.

L'avancée de fissure, et donc la profondeur a, est ensuite évaluée de manière itérative (Figure VI-37). Une loi initiale *Δa = f(Ouverture)* est arbitrairement choisie. Elle permet d'évaluer $\lambda(a)$ et $\eta(a)$ et donc l'évolution de J et de J_{pl} selon la relation (V-7). Une nouvelle loi *Δa = f(Ouverture)* est alors déduite point par point par la relation :

$$\Delta a = \frac{\Delta J_{pl}}{G_{fr}}.$$

Conformément aux recommandations de [Marie - 00] on considère une valeur de G_{fr} décroissante sur le 1er mm de propagation. Par ailleurs, l'évolution numérique de $\eta(a)$ est disponible pour une profondeur maximale de 9,5 mm. On suppose η constant au-delà.

L'algorithme converge rapidement. Les lois *Δa = f(Ouverture)* obtenues par cet algorithme et par application directe de l'approche J_i-G_{fr} concordent (Figure VI-38). Cependant on constate une sous-estimation de la profondeur en fin d'essai, vraisemblablement due à la non prise en compte de l'instabilité plastique du ligament qui accélère la propagation jusqu'au percement.

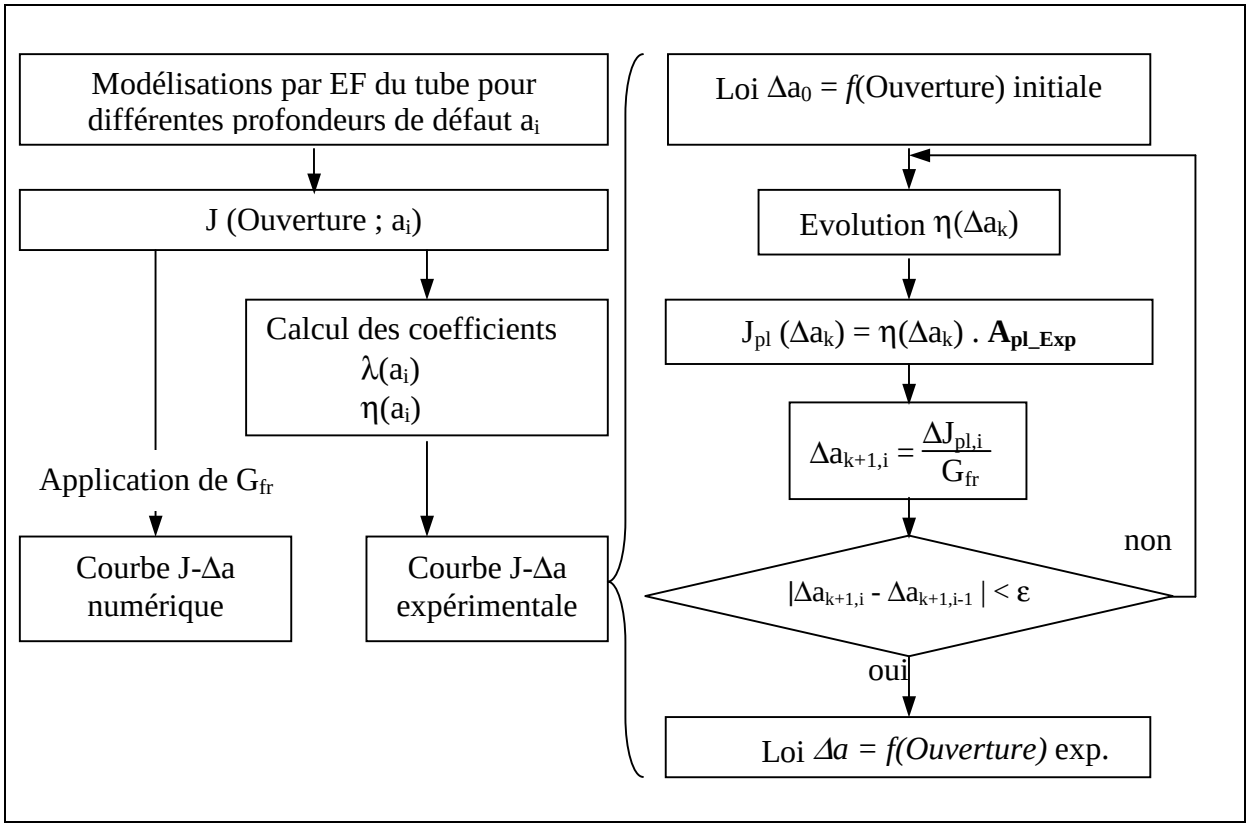


Figure VI-37 : Méthode de détermination de l'avancée de fissure expérimentale sur l'essai de tube.

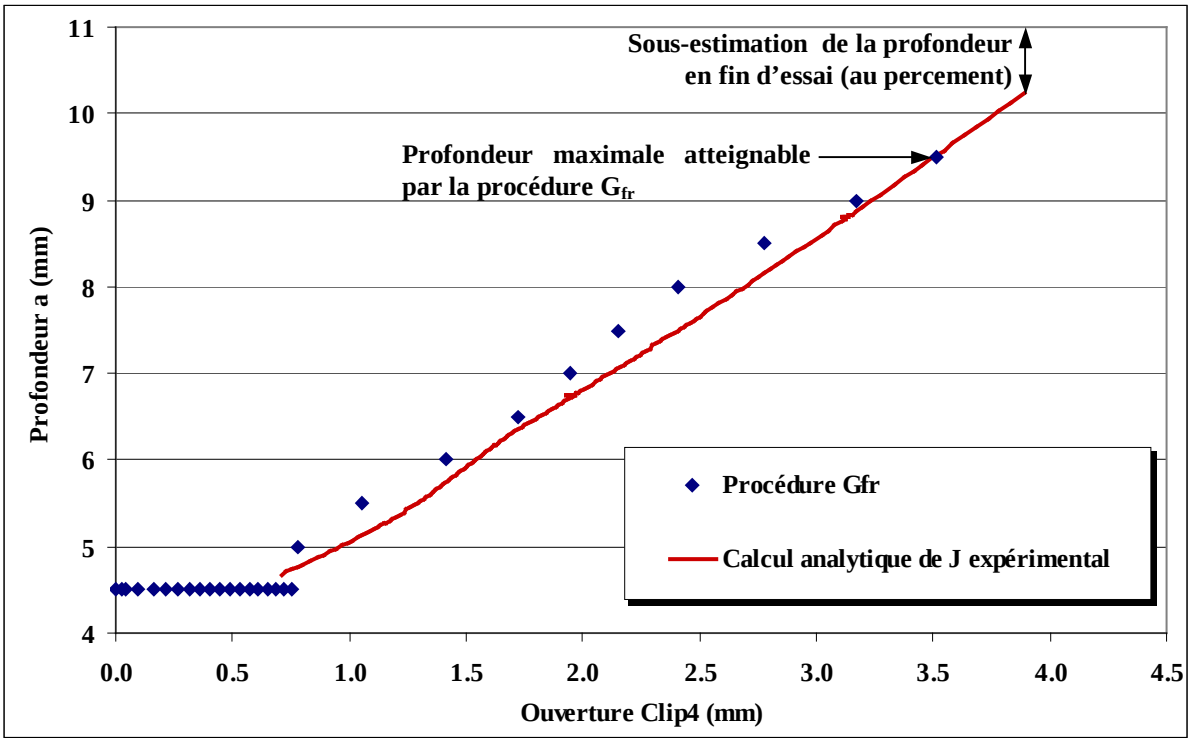


Figure VI-38 : Comparaison des évolutions de profondeur de défaut en fonction de l'ouverture obtenues par l'application de la procédure G_{fr} et par le calcul analytique de J.

VI.5.3.2. Modélisation de la propagation par relâchement de nœuds

Le maillage de défauts elliptiques concentriques est présenté sur la Figure VI-39. Le maillage du front au niveau du point de la surface est particulièrement difficile car l'angle réel entre le front et la surface est de 30°. On maille ici un angle décroissant de 60° à 35° en 3 éléments. De plus une propagation minimale de quelques dixièmes est nécessaire en surface pour garder des éléments cubiques. L'incrément d'avancée de fissure en profondeur entre chaque relâchement est de 250 µmm. Une transition régulière au percement a été également maillée. Le relâchement de nœuds est piloté par la loi $\Delta a = f(Ouverture)$ expérimentale déterminée précédemment. Le calcul a été mené jusqu'à un défaut atteignant 85% de l'épaisseur, le percement posant un problème de convergence numérique difficile à résoudre.

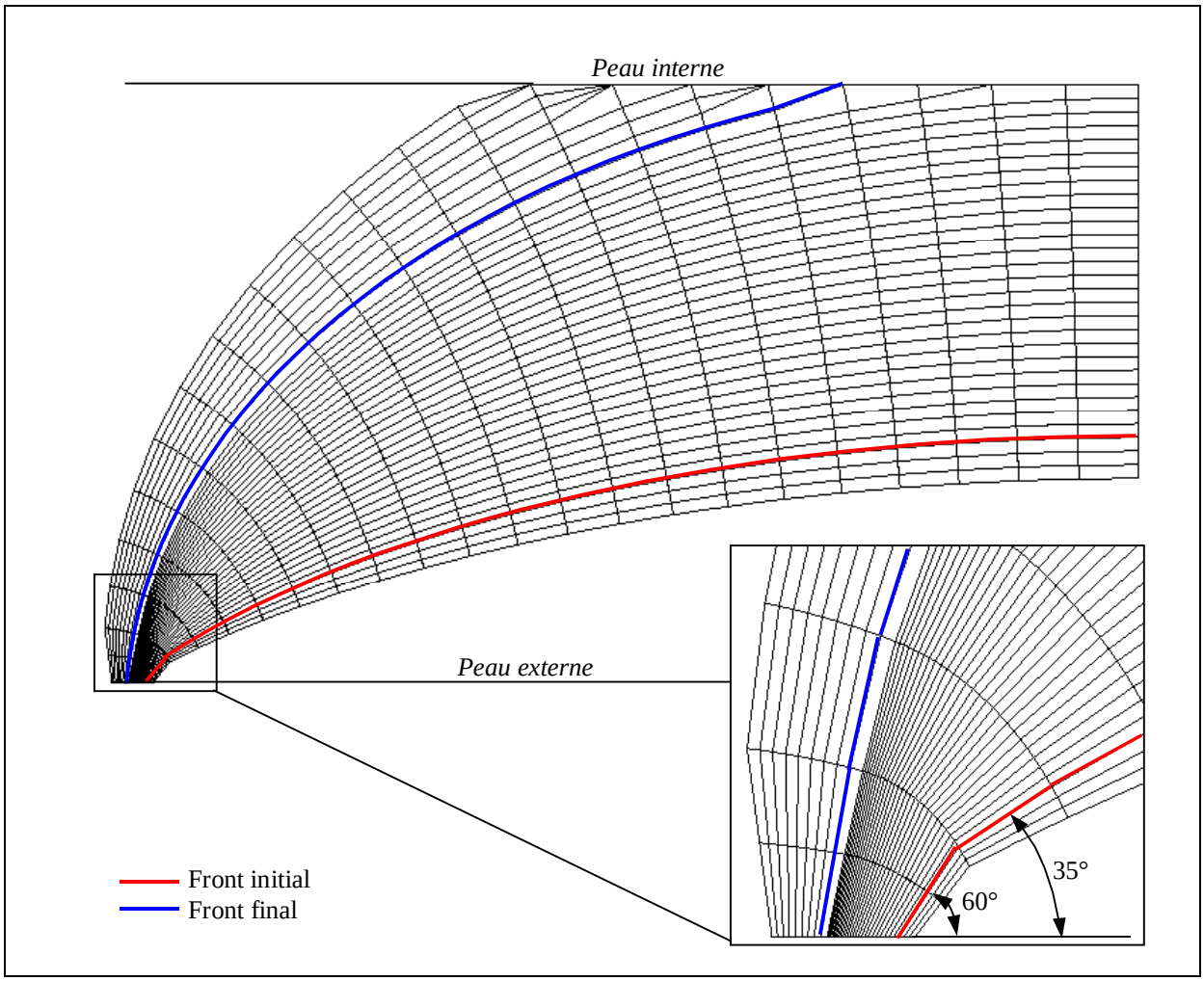


Figure VI-39 : Maillage de défauts elliptiques concentriques pour le calcul de simulation de la propagation par relâchement de nœuds

A partir de ce calcul non-stationnaire, on constate (Figure VI-40) que la contrainte principale maximale reste constante autour de 1330 MPa en fond de défaut jusqu'à 3 mm de propagation, puis augmente linéairement avec la taille du défaut jusqu'à Δa = 5,25 mm où elle atteint 1580 MPa. L'évolution du volume seuil, qui intègre l'ensemble du ligament, est tracée en Figure VI-41. Elle est cohérente avec l'évolution de la contrainte : V_{th} varie linéairement avec l'avancée de fissure puis accélère après 3 mm de propagation ductile.

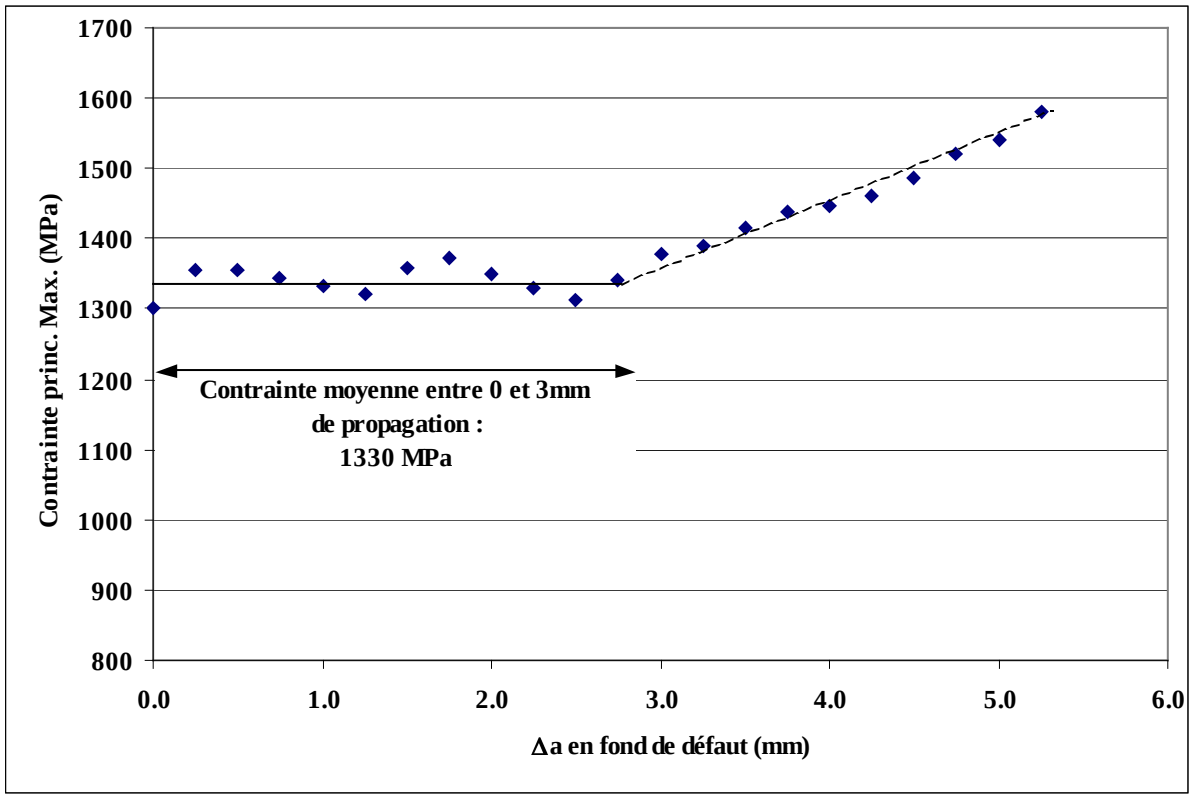


Figure VI-40 : Evolution avec la déchirure de la contrainte principale maximale en avant du point le plus profond de la fissure sur le tube.

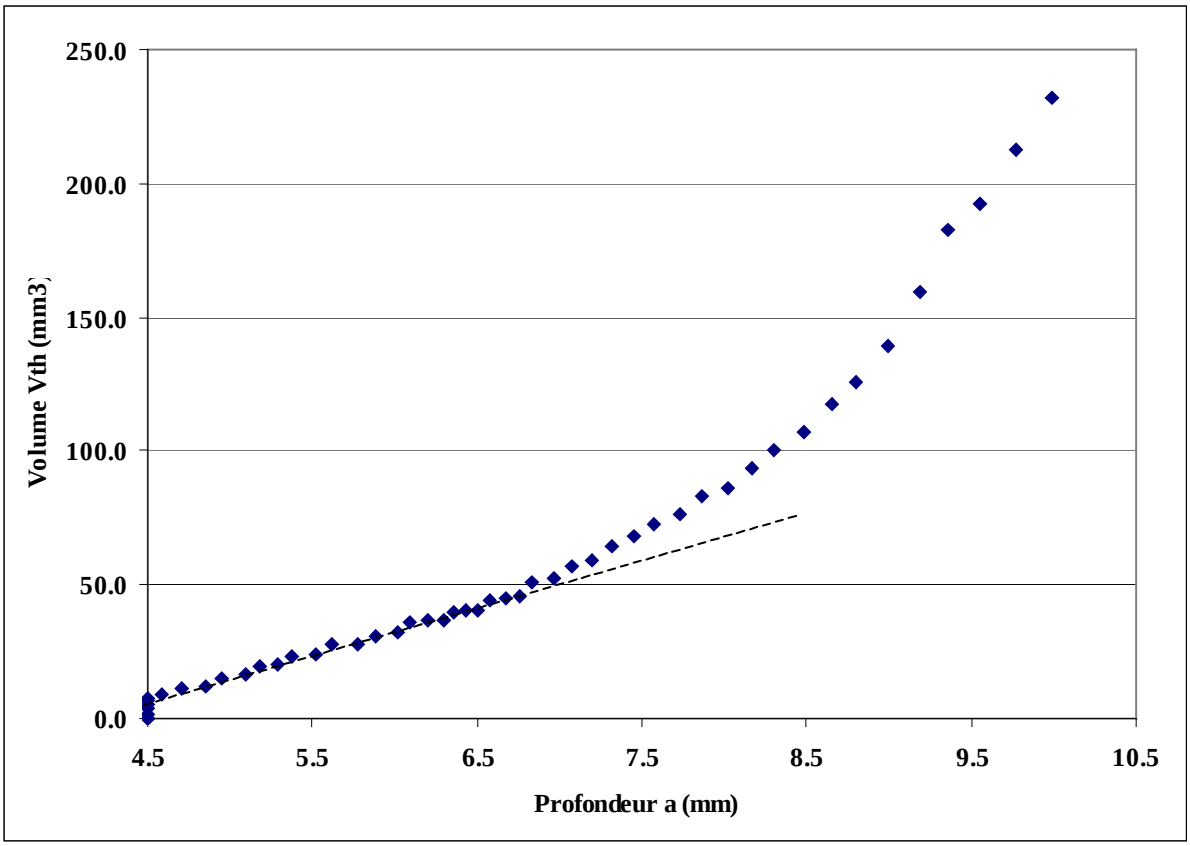


Figure VI-41 : Evolution du volume V_{th} sur le tube en cours de déchirure ductile.

VI.5.3.3. Calcul de V_{th} après percement

Le percement constitue un cas limite où intervient une instabilité plastique. La forme du défaut évolue rapidement, surtout dans le cas d'une fissure elliptique allongée : le front se divise en 2 branches et les ligaments présentent des pointes très fines. Il est difficile de reproduire ce phénomène numériquement. En revanche, il est possible d'effectuer un calcul stationnaire, plus simple, modélisant le défaut traversant final. Malgré cela, plusieurs difficultés de convergence numérique apparaissent au niveau de la pointe A du ligament. En conséquence, les champs de contraintes montrent quelques irrégularités dans la direction perpendiculaire au front. Cependant, les résultats montrent que :

- La contrainte principale maximale en pointe de fissure à mi-épaisseur du tube atteint 1880 MPa, soit 19% de plus qu'avant le percement.
- L'histoire du chargement n'est pas prise en compte dans ce calcul, le volume seuil obtenu est donc « instantané » et n'inclut pas la propagation. Il atteint 215 mm^3, soit pratiquement l'équivalent du volume cumulé en propagation jusqu'au percement.
- Il n'y a pas d'intersection entre ce volume instantané et le volume V_{th} cumulé obtenu par le calcul par relâchement de nœuds (Figure VI-42). On peut donc additionner ces volumes pour obtenir une estimation par défaut du volume V_{th} à rupture : 447 mm^3.

Ce calcul montre donc, de manière qualitative, le changement important des champs mécaniques qui s'opère lors du percement. Ces changements, élévation forte de la contrainte et extension du volume seuil, confirment que le risque de rupture fragile est plus important après le percement.

En revanche, étant donné les fortes incertitudes sur la précision de ces calculs nous ne chercherons pas à évaluer la probabilité de rupture.

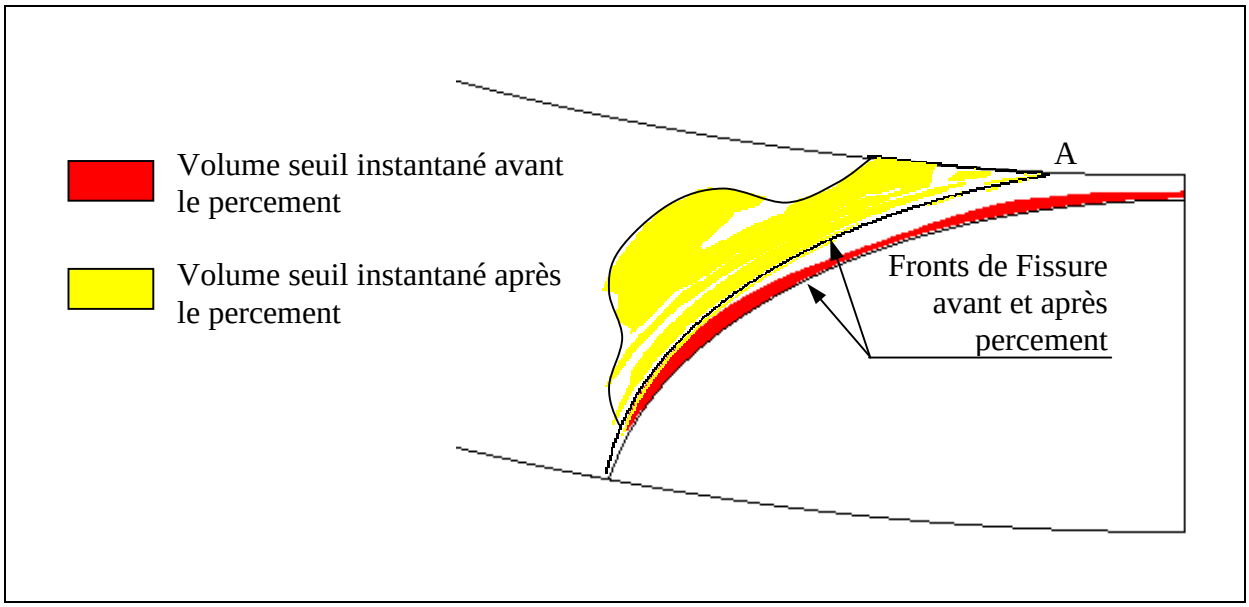


Figure VI-42 : Illustration du développement du volume V_{th} au percement.

VI.6. Conclusions sur la Température de Transition sur le Tube

Ce chapitre est consacré au développement, à la réalisation et à l'interprétation d'un essai de rupture sur un tube du circuit secondaire. Le type de chargement et la géométrie de référence sont choisis afin de se placer dans des conditions représentatives du parc nucléaire. On choisit par ailleurs de réaliser cet essai dans la partie supérieure du domaine de transition. Plus précisément, on évalue la résistance à la rupture du tube à la température à laquelle le risque de clivage apparaît au moment de l'amorçage ductile. Cette température est déterminée par le critère en contrainte seuil.

Le dimensionnement de l'essai s'appuie donc sur deux points. En premier lieu, il faut s'assurer que la déchirure ductile s'amorce avant que le tube ne perde sa résistance par plasticité généralisée. D'autre part, la contrainte principale maximale ne doit pas dépasser la contrainte seuil avant cet amorçage ductile. La température, la taille du défaut et l'épaisseur du tube sont donc fixés :

T = -50°C	a_0 = 4 mm	t = 11 mm

La préparation de l'essai comprend plusieurs phases. La pré-fissuration de l'éprouvette est la plus délicate. La démarche globale est identique à celle employée sur une éprouvette de laboratoire mais chaque étape demande le développement d'outils et de techniques spécifiques : formulaire de K_I pour le calcul du chargement, formulaire de complaisances pour le suivi de l'avancée de fissure. Un dispositif de mise en froid a été développé. Une instrumentation importante a été mise en place.

Lors de l'essai la montée en charge élastique est suivie d'un virage plastique très court, puis d'un palier d'effort sur plusieurs millimètres de déplacement du vérin. On observe ensuite une augmentation régulière de l'effort jusqu'à ce qu'une rupture fragile, brutale et complète de la structure se produise.

L'observation du faciès de rupture montre que l'avancée de fissure en fatigue est de 12,5% supérieure à celle estimée en fin de pré-fissuration. Une déchirure ductile s'est amorcée en fond de défaut. La propagation ductile est restée très faible voire nulle en surface et a progressé en profondeur jusqu'au percement. Cette évolution du défaut ductile est conforme aux prédictions par l'application de l'approche G_{fr}. La rupture fragile a eu lieu dès le percement comme en attestent les deux branches elliptiques du défaut ductile tangentes à la peau interne du tube.

Le résultat de l'essai est donc concluant. Il montre que :

- il existe un décalage en température important du domaine de transition fragile/ductile par rapport aux éprouvettes de laboratoire. Ce décalage est dû au faible confinement de plasticité rencontré dans le cas des structures minces ;
- en conséquence la température d'apparition du clivage sur une telle structure est plus basse que sur les éprouvettes de laboratoire ;
- la condition de contrainte seuil permet d'estimer de manière simple cette température.

L'interprétation numérique de l'essai est rendue délicate par la perte de la mesure expérimentale de l'ouverture de fissure en cours d'essai. De plus, le comportement global est mal reproduit ; une surestimation (14%) de l'effort reste inexpliquée. En supposant que le matériau répond à une loi isotrope d'écoulement de Von Mises suivant la courbe de traction issue des essais à -50°C, on vérifie que les niveaux des contraintes à l'amorçage ductile restent inférieurs à la contrainte seuil pour le défaut réel à une profondeur de 4,5 mm. Ce calcul valide ainsi le dimensionnement par l'approche en contrainte seuil.

Une modélisation par éléments finis a été développée pour calculer le volume V_{th} sur le tube au cours de l'essai, par la technique du relâchement de nœuds. Compte tenu des difficultés de modélisation du comportement global, cette détermination est approximative. La loi expérimentale $\Delta a = f(Ouverture)$ a été déterminée à l'aide du paramètre G_{fr}. Les calculs sont menés jusqu'à un défaut atteignant 85% de l'épaisseur. Le passage numérique d'un défaut semi-elliptique à un défaut traversant présente des problèmes de convergence. Cependant un calcul stationnaire du défaut traversant final indique que le volume V_{th} est quasi doublé après le percement et que la contrainte principale maximale est augmentée de 19%. Ces calculs montrent donc de manière qualitative l'augmentation du risque de rupture fragile après le percement.

VI.7. Références

[Marie -00] S. Marie, Modélisation de la transition Fragile-Ductile en couplant l'approche G_{fr} avec un modèle de rupture fragile, CEA Saclay, *Rapport SEMT/LISN/00-043/A*, 2000.

[Marie - 03] S. Marie, G. Goudet, M. Gaume, Experimental results of the second 4-points bending test on a TU52B ferritic steel cracked pipe, Rapport interne CEA DEN/DM2S/SEMT/LISN/RT/03-040/A, 2003.

[Sémété - 01] P. Sémété, C. Faidy, J.L. Lautier, Experimental and numerical approach on fracture behaviour of four inches diameter C-Mn cracked welded pipes in four point bending, *9th International Conference on Nuclear Engineering*, Nice, Acropolis (France) 8-12 Apr 2001.

Conclusions et Perspectives

Conclusions

Dans le cadre de la démonstration de la tenue mécanique des tuyauteries du circuit secondaire des centrales nucléaires REP, nous nous intéressons au comportement à rupture des structures minces soudés dans le domaine de transition fragile/ductile.

D'une manière générale, la zone de transition fragile-ductile d'un matériau est définie par la plage de température sur laquelle le matériau passe d'une rupture fragile à une rupture ductile. L'augmentation de température se traduit par une augmentation des valeurs médianes de ténacité et d'un élargissement de la dispersion. Les difficultés de prédiction de comportement d'une structure sont liées à la dépendance de la probabilité de rupture fragile aux champs mécaniques en pointe de fissure. En conséquence, les ténacités à ruptures sont dépendantes de la géométrie, de la profondeur de défaut, du type de chargement et de tout autre paramètre influençant le chargement en pointe de fissure. L'origine précise de cette dépendance au sein des champs mécaniques reste aujourd'hui mal comprise.

Si l'on considère une structure mince contenant un joint soudé et sollicitée dans le domaine de transition fragile/ductile, les approches actuelles ne permettent pas d'évaluer une probabilité de rupture fragile. Dans le contexte de la sûreté nucléaire, il est pourtant indispensable de connaître les conditions dans lesquelles le risque de rupture fragile de cette structure est nul.

Notre objectif est donc de déterminer la température pour laquelle le risque de rupture fragile par clivage apparaît sur une structure soudée, c'est-à-dire déterminer la borne supérieure du domaine de transition fragile/ductile. Ce travail s'appuie donc sur trois points :

- montrer que le domaine de transition fragile/ductile dépend de la géométrie,
- établir une condition nécessaire à l'apparition de la rupture fragile par clivage,
- fournir une méthode permettant de caractériser le comportement à rupture des joints soudés.

Notre démarche se base sur les travaux de Chapuliot en considérant que le volume susceptible de cliver est le volume dépassant une contrainte seuil en pointe de fissure. Un premier objectif de notre étude a été de mettre en évidence la relation entre ce volume, dit volume seuil, et la probabilité de rupture fragile et ce en présence d'une avancée de déchirure ductile préalable qui peut être importante.

D'autre part, dans l'objectif d'appliquer cette approche dans un contexte industriel sur une structure contenant éventuellement un joint soudé, il est essentiel de mettre en place des outils permettant de simplifier l'utilisation du modèle et l'identification de ses paramètres.

Une interprétation complète des essais de la base ESIS du projet *Euro Fracture Toughness* sur un acier de cuve 22NiMoCr37 a été réalisée. Elle a permis de montrer que :

- Les essais sur éprouvettes AE à très basse température (-150°C) mettent en évidence une contrainte seuil σ_{th} en dessous de laquelle le clivage n'a pas lieu.
- La probabilité de rupture fragile des éprouvettes CT est liée au volume V_{th} dépassant la contrainte seuil, via une fonction de sensibilité F : $P_R = 1 - exp\ (-F.V_{th})$.
- La fonction F est dépendante de la température et indépendante de la taille de l'éprouvette. Elle reste cependant dépendante de la géométrie de l'éprouvette. Elle peut être exprimée en fonction de la limite d'élasticité par :

$F(T)=\frac{1}{V_0}\left(\frac{\sigma_Y-\sigma_{Y0}}{\sigma_u}\right)^m$ où m est identique au module de la distribution de Weibull identifiée sur les éprouvettes AE.

Dans cette formulation de la probabilité de rupture fragile, le volume V_{th} permet à lui-seul de rendre compte des effets d'échelle et de la déchirure ductile.

Par ailleurs, la fonction F est représentative de la sensibilité au clivage du matériau et de la géométrie. La sensibilité au clivage s'exprime à travers les paramètres m, σ_u et V_0. La limite d'élasticité σ_Y traduit la dépendance en température. Seul le paramètre σ_{Y0} peut être dépendant des champs mécaniques en pointe de fissure, et est donc dépendant de la géométrie. Pour la grande série d'éprouvettes CT analysée, une contrainte σ_{Y0} commune convient.

Un parallèle fort peut être établi avec le modèle de Beremin. Les deux approches sont issues de la théorie du maillon le plus faible. Dans sa formulation à trois paramètres, le modèle de Beremin inclue une contrainte seuil, et le volume d'intégration peut être réduit au même volume seuil V_{th} que dans notre approche. La probabilité de rupture reste également nulle sous ce seuil σ_{th}. La probabilité de rupture p_0 d'un maillon élémentaire est exprimée selon Beremin par la loi de Weibull dépendant de la contrainte. En revanche, nous considérons une probabilité p_0 constante sur V_{th} et indépendante du chargement. Cette hypothèse forte est basée sur le fait que V_{th} reste faible et que le profil de contrainte se translate sans évoluer au cours de la déchirure.

L'analyse des essais sur le matériau 22NiMoCr37 a également permis d'établir un nombre important d'outils simplifiant l'identification des paramètres :

- La contrainte seuil σ_{th} est évaluée par une série d'essai sur éprouvettes AE à très basse température,
- Le module m est déduit de cette même série d'éprouvettes AE,
- Le volume V_{th} doit être évalué par un calcul aux éléments finis. Ce volume est proportionnel à la longueur de déchirure sur les éprouvettes CT et à la taille d'éprouvette. Une correction est ensuite possible pour les autres cas de température via la limite élastique.
- Une nouvelle manière d'exprimer la probabilité de rupture expérimentale a été mise en avant. Elle permet de prendre en compte les deux modes de rupture rencontrés dans le haut de la transition (fragile ou ductile).

Le matériau de notre application est un acier au Carbone-Manganèse utilisé pour le circuit secondaire des réacteurs REP, de dénomination française TU42 C. Une campagne expérimentale importante a été réalisée pour la caractérisation de ce matériau. Les propriétés de traction du matériau ont été évaluées de –175°C à l'ambiante. La courbe de transition en résilience a été déterminée. Elle fait apparaître une température de transition à 8.5 daJ/cm² de -30°C. Les propriétés de déchirure ductile ont été identifiées à partir d'essais de rupture à température ambiante sur éprouvettes normalisées CT12. La valeur de ténacité critique à l'amorçage ductile a été déterminée : J_i = 285 kJ/m². Le paramètre matériau G_{fr}, relatif au taux de dissipation d'énergie intrinsèque au processus de rupture a également été évalué : G_{fr} = 275 MPa.

Nous nous sommes ensuite attachés à caractériser la partie supérieure de la zone de transition en ténacité du matériau, dans un domaine de température où la rupture fragile est précédée de déchirure ductile. L'influence de la géométrie est évaluée. Pour trois géométries d'éprouvettes, la température d'apparition du clivage a été déterminée : -15°C ± 5°C pour les éprouvettes CT12 et SENB01 ; -30°C ± 5°C pour les éprouvettes SENB05. Il apparaît à travers ces essais que plus la déchirure ductile est longue, plus le risque de rupture par clivage est grand. Une observation systématique des faciès de rupture au microscope électronique à balayage a été entreprise sur les éprouvettes ayant clivé après déchirure ductile. Les sites d'amorçage du clivage ont été repérés et positionnés. Aucune inclusion n'a été observée comme cause éventuelle de l'amorçage du clivage. Le clivage semble s'amorcer par un mécanisme induit par la déformation plastique.

Les joints soudés des tubes en acier TU42 C ont également été caractérisés. L'analyse micrographique montre l'influence des passes successives sur la transformation de la microstructure, notamment le grossissement des grains. Du point de vue mécanique, on distingue 3 zones dans le joint soudé : le métal de base, le métal déposé, et la ZAT. Les courbes de traction du métal déposé ont révélé un mismatch de l'ordre de 1,6. Des éprouvettes de traction plates ont également été prélevées avec succès dans l'épaisseur de 4 mm de la ZAT. La limite d'élasticité de la ZAT est intermédiaire entre celle du métal de base et du métal déposé.

La résistance à la déchirure ductile de la ZAT a été évaluée à partir d'une éprouvette CT12 dont l'épaisseur a été réduite à 6 mm afin que le front de fissure soit entièrement contenu par la ZAT. Là encore un soin particulier a été apporté au prélèvement afin de s'assurer de la bonne position du front de fissure dans la ZAT. Une ténacité à l'amorçage ductile de 350 kJ/m² a été évaluée. Cependant, on constate une forte dispersion. Cette dispersion peut être due aux variations de propriétés de la ZAT et à une faible précision de la détection de l'amorçage ductile.

Des éprouvettes CT12Ep6 et SENB01Ep6 rompues par clivage à une température proche de la limite supérieure du domaine de transition ont été observées au MEB. Deux d'entre elles ont révélé une particule au site d'amorçage et correspondent aux éprouvettes ayant rompu le plus tôt. Une analyse EDS indique que ces particules contiennent du titane et du silicium. De nombreuses autres particules du même type sont présentes sur certains faciès de rupture. Plus précisément, ces impuretés se retrouvent dans une zone proche de la ligne de fusion. Elles ont donc pour origine le procédé de soudage et fragilisent très vraisemblablement la ZAT.

Les paramètres du modèle de rupture en contrainte seuil ont été identifiés sur le métal de base. La contrainte seuil σ_{th} et le module m ont été déterminés par l'ajustement d'une distribution de Weibull sur les contraintes principales maximales à rupture d'une série de 15 éprouvettes AE testées à –175°C. On obtient σ_{th} = 1300 MPa et m = 3. La fonction de sensibilité F a été identifiée à partir des essais réalisés dans le haut de la transition sur les trois géométries d'éprouvettes fissurées. Le paramètre σ_{Y0} est identifié à la limite élastique correspondant à la température expérimentale de disparition du clivage pour chaque géométrie. Un bon accord est obtenu entre les probabilités expérimentales et théoriques pour une valeur de $\sigma_u \, V_0^{1/m}$ de 58.7 MPa.mm$^{3/m}$. On constate une forte sensibilité du modèle à la contrainte σ_{Y0} lorsque les températures s'approchent de la limite supérieure de la zone de transition. Ce paramètre dépend de la géométrie et doit être évalué avec précision dans chaque

cas pour assurer la transférabilité du critère. Selon l'hypothèse de contrainte seuil, il peut être calculé comme la limite élastique pour laquelle la contrainte principale maximale atteint la contrainte seuil σ_{th} à l'amorçage de la déchirure ductile. Cette méthode souffre de la difficulté de calculer de manière précise les contraintes à un très fort niveau de déformation en pointe de fissure.

La suite de l'étude a été consacrée au développement, à la réalisation et à l'interprétation d'un essai de rupture sur un tube sans soudure du circuit secondaire. Le type de chargement et de géométrie sont choisis afin d'évaluer la résistance à la rupture de cette structure dans des conditions représentatives du parc nucléaire. Nous avons choisi de réaliser cet essai à la température à laquelle le risque de clivage apparaît au moment de l'amorçage ductile : -50°C dans ce cas précis.

La préparation de l'essai comprend plusieurs phases. La pré-fissuration de l'éprouvette est la plus délicate. La démarche globale est identique à celle employée sur une éprouvette de laboratoire mais chaque étape demande le développement d'outils et de techniques spécifiques : formulaire de K_I pour le calcul de chargement, formulaire de complaisances pour le suivi de l'avancée de fissure, dispositif de mise en froid et instrumentation importante.

Le déroulement de l'essai a montré une montée en charge élastique suivie d'un virage plastique très court, puis d'un palier d'effort sur plusieurs millimètres de déplacement du vérin. Nous avons ensuite assisté à une augmentation régulière de l'effort jusqu'à un niveau de chargement proche du moment maximal admissible par le tube où une rupture fragile, brutale et complète de la structure s'est produite.

La lecture du faciès de rupture a permis de comprendre qu'une déchirure ductile s'est amorcée en fond de défaut. La propagation ductile est restée très faible voire nulle en surface et a progressé en profondeur jusqu'au percement. Cette évolution du défaut ductile est conforme aux prédictions issues de l'application de l'approche G_{fr}. La forme de la zone ductile nous indique de plus que la rupture fragile a eu lieu dès le percement car les deux branches elliptiques du défaut ductile sont tangentes à la peau interne du tube.

Le résultat de l'essai est donc concluant. Il permet de montrer que :

- il existe un décalage en température important du domaine de transition fragile/ductile par rapport aux éprouvettes de laboratoire. Ce décalage est dû au faible confinement de plasticité rencontré dans le cas des structures minces.
- en conséquence la température d'apparition du clivage sur une telle structure est plus basse que sur les éprouvettes de laboratoire,
- la condition de contrainte seuil permet d'estimer de manière simple cette température.

Du point de vue numérique, on constate une surestimation du moment de plastification de 14%. L'origine, numérique ou expérimentale, de cet écart reste mal comprise. Le modèle permet cependant de montrer qualitativement que :

- La contrainte principale maximale en pointe de fissure reste constante sur les premiers millimètres de déchirure puis s'amplifie à l'approche du percement. Elle est encore amplifiée après le percement.
- Le volume V_{th} après percement est quasiment multiplié d'un facteur 2, ce qui peut expliquer la rupture fragile juste après le percement.

Perspectives

Dans notre approche, la contrainte seuil σ_{th} est le premier critère qui permet de définir une probabilité nulle de rupture fragile. C'est le paramètre clé qu'il est essentiel de déterminer avec précision. Nous avons supposé jusqu'à présent que σ_{th} était une constante du matériau. Les modélisations numériques de la déchirure sur trois géométries d'éprouvettes ont montré des niveaux de contraintes à rupture nettement différents alors que les températures d'apparition du clivage correspondantes étaient quasi identiques. Pour expliquer cet écart, une dépendance de σ_{th} à la plasticité ou à la triaxialité peut être envisagée. Les premières investigations en ce sens n'ont pas montré de différence significative sur les plasticités à rupture entre éprouvettes CT et AE. Les dépouillements des calculs doivent être poursuivis pour établir une comparaison avec les autres éprouvettes. Un travail identique peut être mené sur la triaxialité. La question de la dépendance de σ_{th} peut également être investiguée expérimentalement. La contrainte seuil est déterminée à partir des éprouvettes AE. Il serait intéressant de tester des éprouvettes AE avec une autre géométrie d'entaille pour faire varier la triaxialité, ou de pré-écrouir le matériau avant d'usiner l'éprouvette AE pour évaluer la dépendance à la plasticité.

En appui de l'hypothèse de contrainte seuil, nous avons montré le lien, via la fonction F, entre la probabilité de rupture fragile et le volume V_{th} excédant la contrainte seuil. La question de l'identification de la fonction F n'est pas totalement éclaircie. Notamment, le paramètre σ_{Y0} s'est révélé difficile à évaluer, particulièrement pour des températures très proches de la limite supérieure de la zone de transition. La nature de σ_{Y0} pourrait être étudiée à partir d'une identification de F sur des séries d'essai sur des éprouvettes de géométrie variantes. Par exemple, la base des essais de l'ESIS sur le matériau 22NiMoCr37 contient des résultats de rupture fragile sur des barreaux fissurés en chargement de flexion ou de traction. Plusieurs résultats sont également disponibles sur des éprouvettes de flexion en croix sur ce matériau. L'influence de la triaxialité pourrait être étudiée à travers une interprétation fine de ces essais.

L'essai sur le tube sans soudure montre que la condition de contrainte seuil permet d'estimer de manière simple une température au dessus de laquelle la rupture fragile ne peut se produire sur une structure mince fissurée. L'interprétation numérique de cet essai doit être approfondie. Un calcul modélisant non-seulement l'éprouvette mais également la partie souple des embouts, avec la carte thermique précise de l'essai, doit préciser les zones apparition de la plasticité. Ce calcul devrait mieux modéliser le comportement global de l'essai et ainsi de se rapprocher du moment de plastification expérimental.

De plus, un second essai pourrait confirmer le comportement à rupture en maîtrisant plus proprement les conditions expérimentales. Pour cet essai, plusieurs améliorations doivent être apportées. Du point de vue expérimental, il est indispensable de fixer par soudure les supports des extensomètres pour la mesure de l'ouverture de fissure. De plus, une meilleure homogénéité du refroidissement doit être obtenue, par exemple en symétrisant le dispositif par une injection d'azote à chaque extrémité de l'éprouvette.

Un large travail reste à accomplir afin d'appliquer le modèle probabiliste de rupture fragile dans un mécanisme de compétition Ductile/Fragile sur les joints soudés. Une première transposition simple du métal de base à la ZAT peut être tentée à partir des propriétés de la

ZAT et en supposant une contrainte seuil identique. Ainsi, la limite élastique plus élevée de la ZAT engendrerait un niveau de contrainte plus élevé, un volume V_{th} plus grand et donc une plus grande sensibilité au clivage. Cependant, le mécanisme de clivage dans la ZAT semble différent de celui observé dans le métal de base : aucune impureté n'a été observée sur les sites d'amorçage du clivage du métal de base, contrairement à la ZAT. Il est donc très probable que la fonction de sensibilité $F(\sigma_Y)$ et la contrainte seuil σ_{th} soient différentes.

La détermination de la contrainte seuil σ_{th} peut être tentée à partir d'essais à basse température sur éprouvettes AE2-6 dont l'entaille se situerait dans la ZAT. On note qu'un nouveau prélèvement d'éprouvettes de traction plates devra être réalisé si l'on veut modéliser ce comportement à basse température pour évaluer les contraintes principales à rupture.

Un effort devra également être poursuivi dans la modélisation des éprouvettes multi-matériaux. Le modèle présenté dans le chapitre IV permet d'utiliser un maillage simplifié sans les interfaces entre le métal de base, la ZAT et le métal déposé. Il doit donc être appliqué à la procédure de calcul des volumes seuils V_{th} simulant la déchirure ductile par relâchement de nœuds.

Enfin, un essai sur structure contenant un joint soudé présenterait un intérêt démonstratif évident. Cet essai, s'il est réalisé dans une configuration géométrique représentative des conditions de fonctionnement sur le parc nucléaire, permettrait de directement mesurer une marge de température vis-à-vis de la rupture fragile et d'établir une comparaison avec le tube sans soudure. Pour cela il est nécessaire de créer, sur un joint soudé du tube, une fissure dont le front se situe à l'interface de la ZAT et du métal déposé, zone de plus grande fragilité, ce qui présente une grande difficulté.

Annexes

SOMMAIRE DES ANNEXES

ANNEXE A - PROPRIÉTÉS DE TRACTION SIMPLE 287
A.1. Procédure expérimentale 289
A.2. Résultats 294

ANNEXE B - PROPRIÉTÉS DE RÉSILIENCE 299
B.1. Procédure expérimentale 301
B.2. Résultats 302
B.3. Références 303

ANNEXE C - ESSAIS DE DÉCHIRURE / RUPTURE FRAGILE DANS LA TRANSITION 305
C.1. Procédure expérimentale 307
C.2. Suivi de l'avancée de fissure 313
C.3. Détermination de l'intégrale J 317
C.4. Résultats 317
C.5. Références 319

ANNEXE D - ESSAIS SUR EPROUVETTES AE 321
D.1. Procédure expérimentale 323
D.2. Résultats 324

ANNEXE E - DIMENSIONNEMENT PAR MÉTHODE SIMPLIFIÉE 327
E.1. Introduction 329
E.2. Estimation du Moment de plastification et du Moment limite 329
E.3. Evaluation de J par la méthode simplifiée du guide A16 330
E.4. Références 332

ANNEXE F - ESSAI DE RUPTURE SUR TUBE 333
F.1. Préfissuration 335
F.2. Essai de rupture 339

ANNEXE G - MESURE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES PAR DIFFRACTION NEUTRONIQUE 347
G.1. Principe de mesure par Diffraction Neutronique 349
G.2. Proposition d'expérience au LLB-Orphée 349
G.3. Références 350

Annexe A - Propriétés de Traction Simple

La description des essais de caractérisation en traction réalisés au cours de ce travail, non insérée dans le corps du texte, est plus largement détaillée dans cette annexe. Les matériaux sont les trois composants d'un joint soudé de tube : le métal de base, un acier C-Mn de dénomination française TU42 C, la ZAT et le métal déposé. Ces matériaux ont été présentés aux Chapitres III et IV.

A.1. Procédure expérimentale

Nous utilisons des éprouvettes de traction lisses et cylindriques pour les essais sur le métal de base. Deux géométries sont utilisées : diamètre 4 mm pour un prélèvement dans le sens T (circonférentiel) et diamètre 10 mm pour un prélèvement dans le sens L (axial). Pour les essais sur le métal déposé et la ZAT, nous utilisons des éprouvettes lisses prismatiques de section 6x2. Les Figures A-1 à A-7 présentent les géométries des éprouvettes utilisées et les plans de prélèvement de matière dans le tube d'origine. Ces derniers plans détaillent également les prélèvements des éprouvettes CT, SENB et de résilience que nous allons évoquer par la suite. Le prélèvement des éprouvettes dans la ZAT a été détaillé au Chapitre IV.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction-compression servo-hydraulique MTS d'une capacité de 250 kN, et entièrement pilotée par une électronique INSTRON 8500+. Cette baie de commande possède quatre voies de mesure qui peuvent être acquises à partir d'un PC avec un logiciel adapté. Deux de ces voies correspondent aux mesures de la force et du déplacement du vérin.

Les éprouvettes sont équipées d'un extensomètre longitudinal à couteaux, lui-même connecté à la baie de commande.

Les essais sont réalisés en déplacement imposé : une rampe en déplacement est imposée au niveau de vérin. Les vitesses varient suivant la géométrie de l'éprouvette :

- 5 mm/min pour les éprouvettes ∅10
- 1.66 mm/min pour les éprouvettes ∅4,
- 1.44 mm/min pour les éprouvettes prismatiques LC24,

ce qui correspond à une vitesse de déformation de $1.4x10^{-3}$ s^{-1} pour les deux premières et $1.0x10^{-3}$ s^{-1} pour la dernière.

La mise en température de l'éprouvette est réalisée à l'aide d'une chambre climatique INSTRON EC1560 à azote liquide. Un thermocouple est soudé sur l'éprouvette. Le temps de maintien à température est de un quart d'heure pour les éprouvettes cylindriques ∅4 et prismatiques LC24, et d'une demie-heure pour les éprouvettes cylindriques ∅10. La variation de température en cours d'essai est inférieure à 3°C.

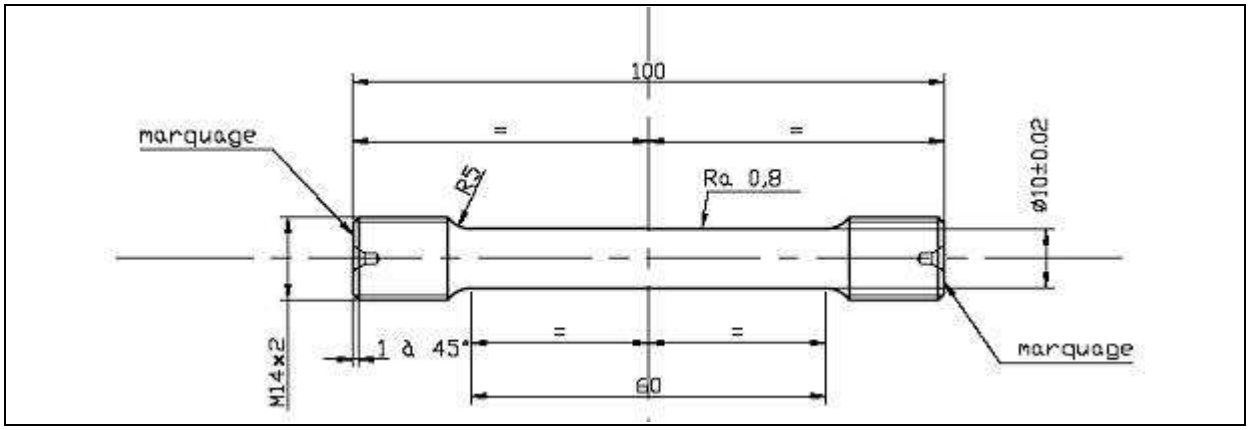


Figure A-1 : Eprouvette de traction ∅10LC60.

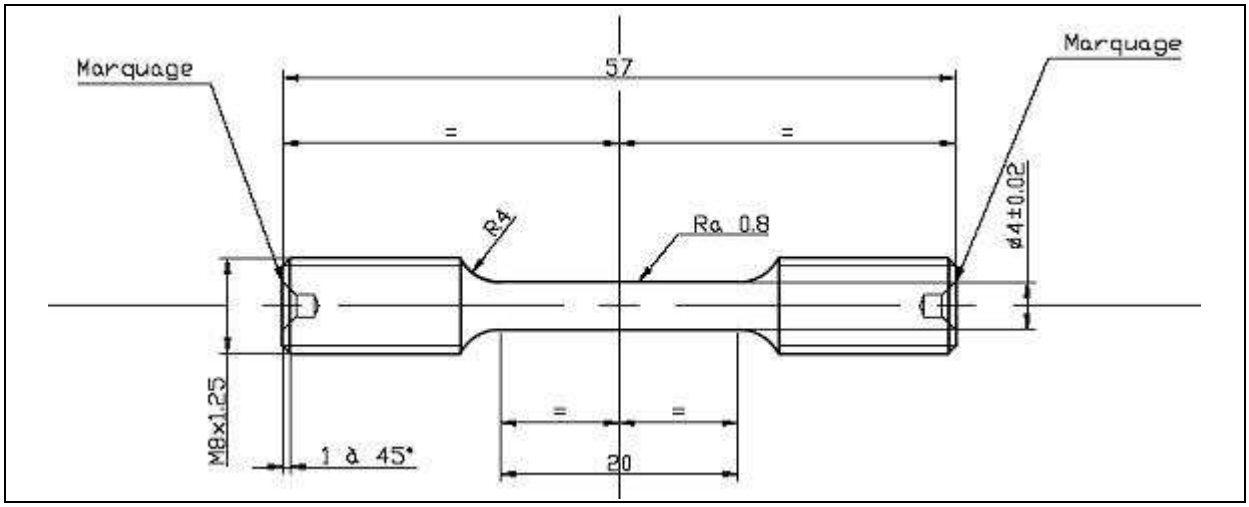


Figure A-2 : Eprouvette de traction ∅4LC20.

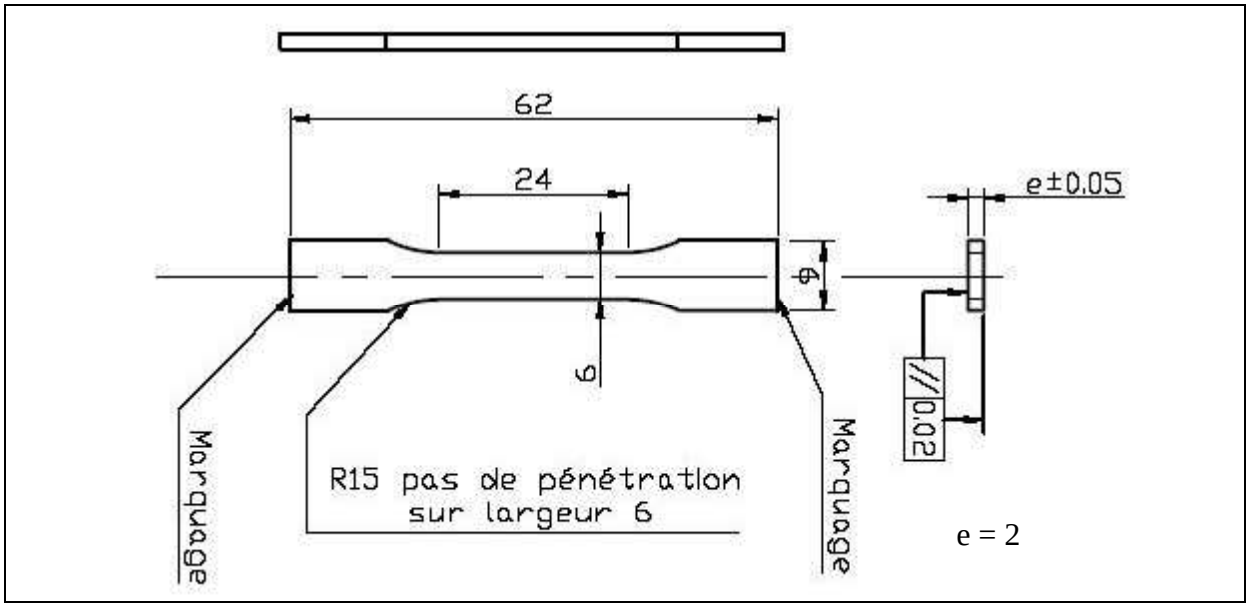


Figure A-3 : Eprouvette de traction prismatique LC24.

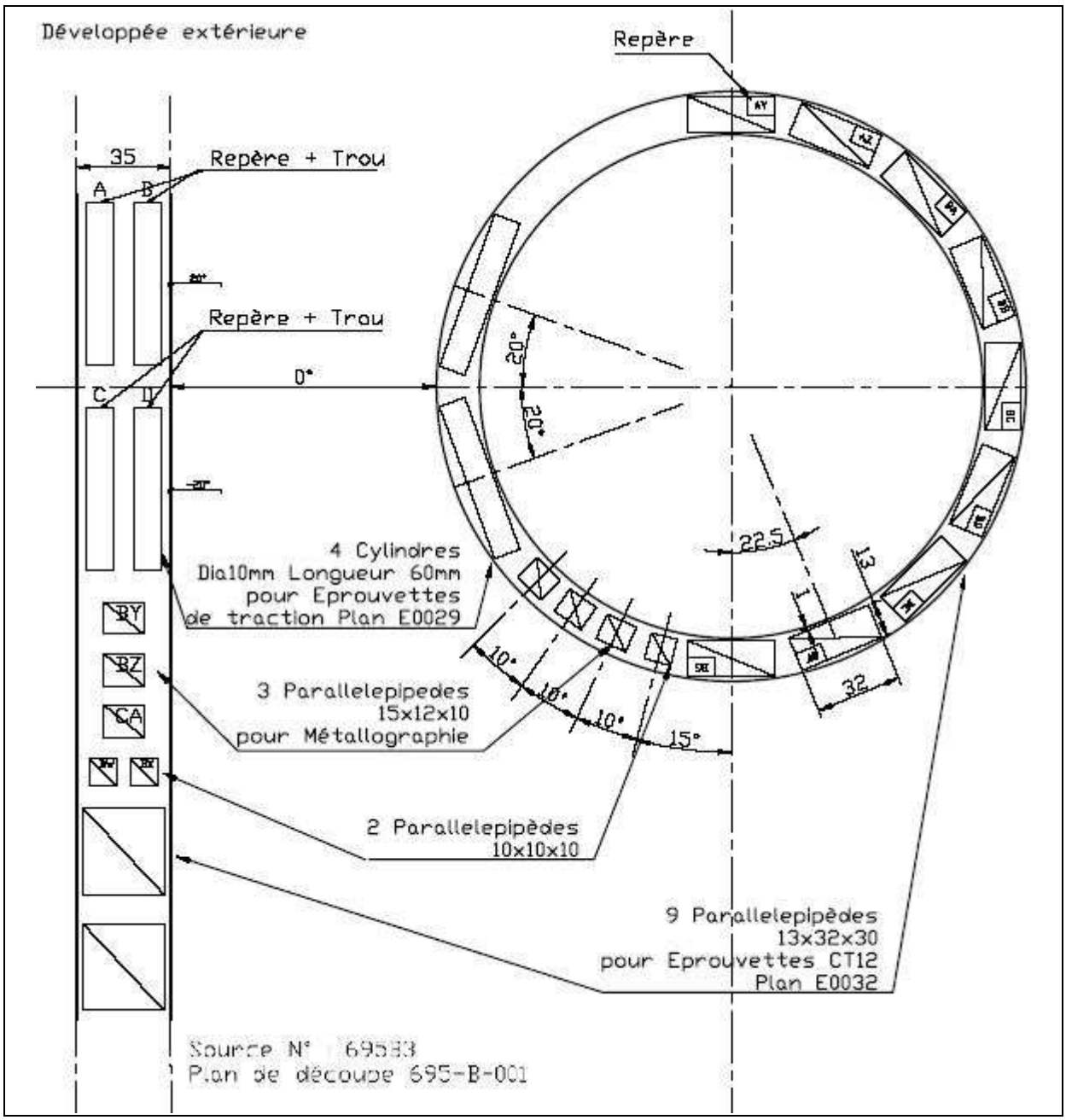


Figure A-4 : Plan de prélèvement pour 4 éprouvettes de traction ∅4, 9 éprouvettes CT12, et quelques échantillons de matière.

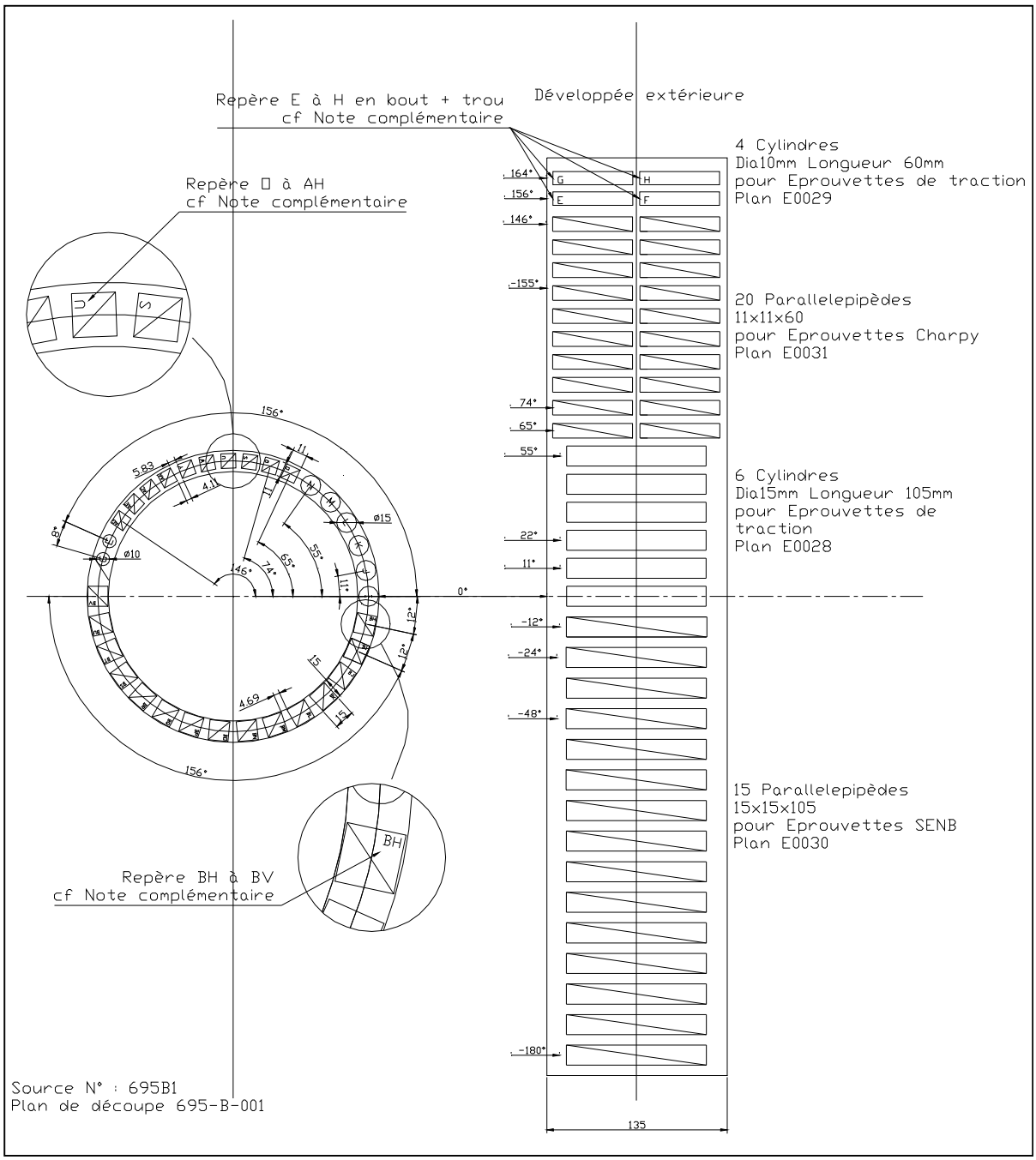


Figure A-5 : Plan de prélèvement pour 4 éprouvettes de traction ∅4, 6 éprouvettes de traction ∅10, 15 éprouvettes SENB05, et 20 Eprouvettes de résilience.

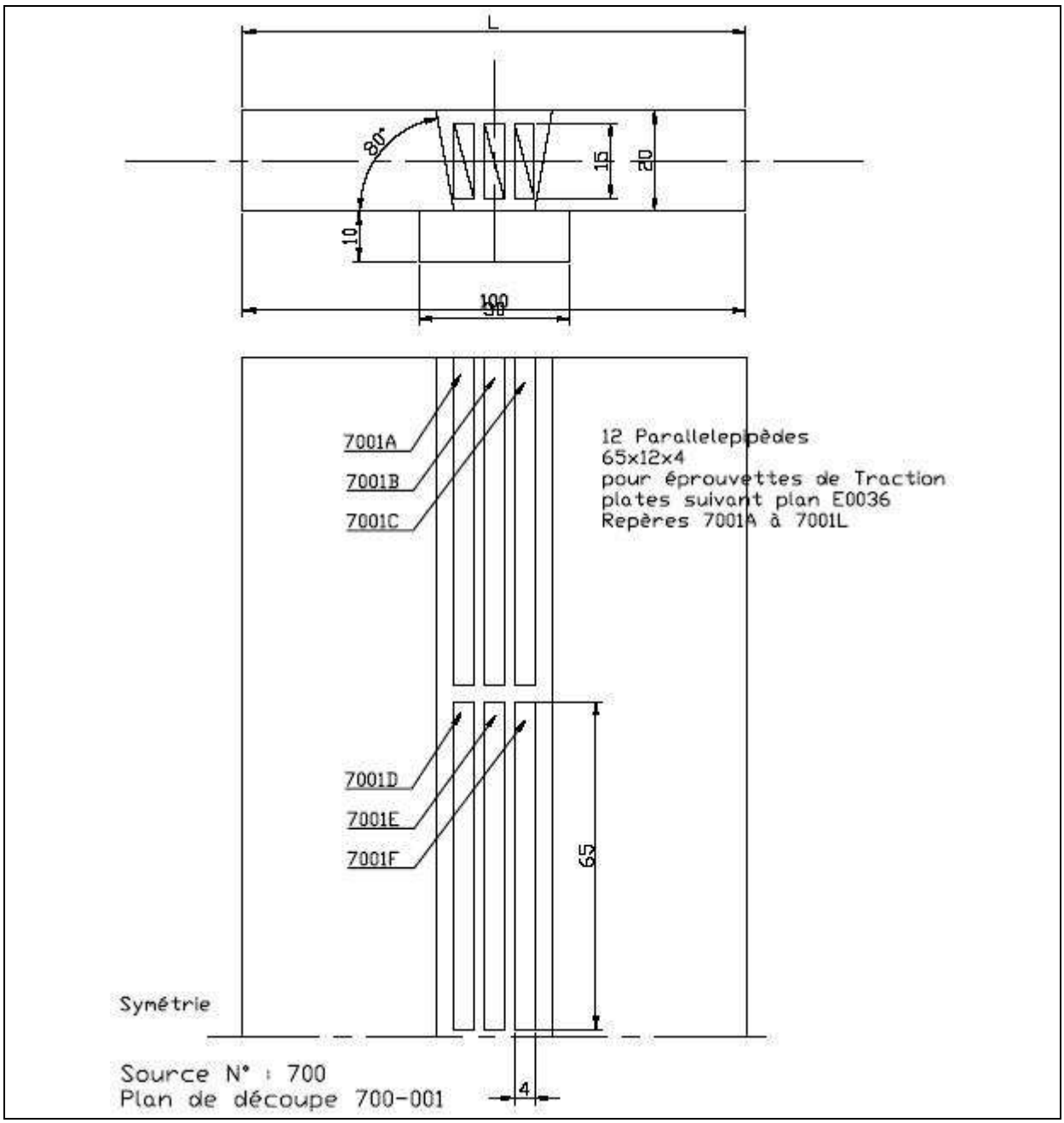


Figure A-6 : Plan de prélèvement des éprouvettes de traction prismatiques dans le moule de qualification.

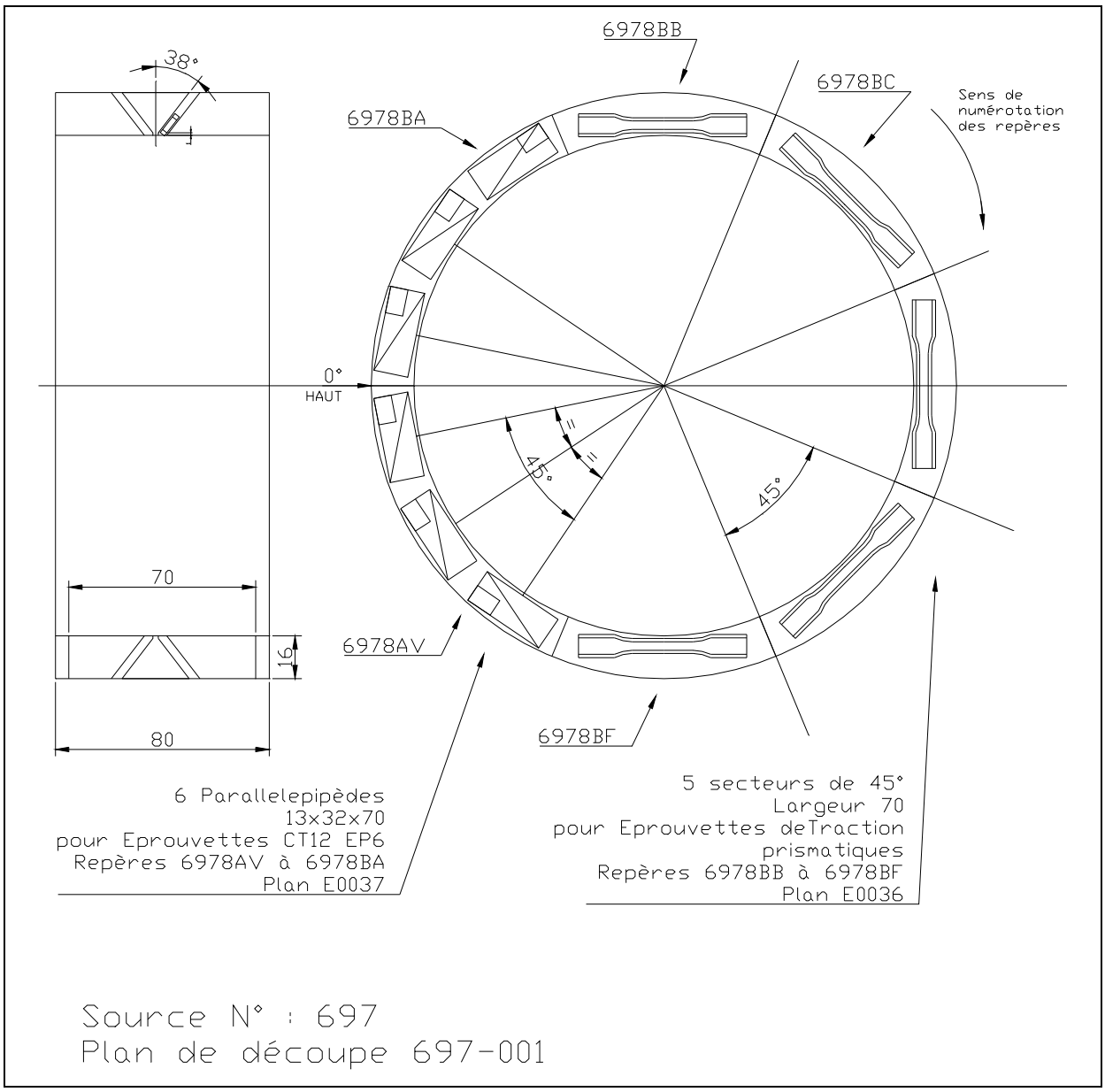


Figure A-7 : Plan de prélèvement de 5 éprouvettes de traction prismatiques et de 6 éprouvettes CT12Ep6 dans la ZAT.

A.2. Résultats

On réalise en général deux essais par température. Les Figures A-8 et A-9 présentent les courbes de traction obtenues pour le MB et le ZAT. La limite basse d'élasticité R_{eL}, la limite haute d'élasticité R_{eH}, la résistance maximale à la traction R_m, l'allongement du palier de Lüders A_e et l'allongement à rupture A sont définis sur la Figure A-10. Les Tableaux A-1, A-2 et A3 présentent la liste des éprouvettes testées avec les principaux résultats obtenus respectivement sur le métal de base, le métal déposé et la ZAT.

Pour les 3 matériaux, on a peu de dispersion. Seuls les essais à 0°C sur le MB ont montré une dispersion significative. Les 3 matériaux sont très ductiles, avec des allongements

à rupture autour de 25% à toutes les températures. Pour le métal de base, les sens L et T ne se distinguent pas.

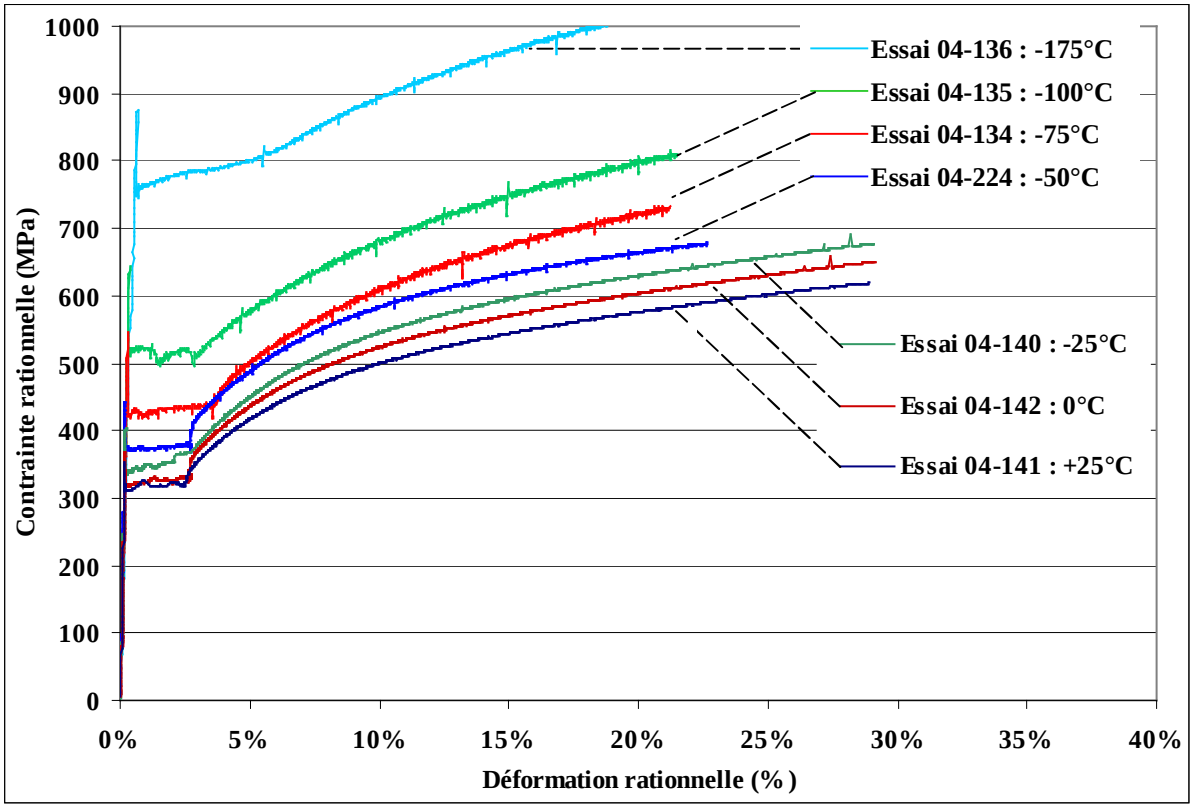


Figure A-8 : Courbes de traction rationnelles de l'acier TU42 C (Métal de Base).

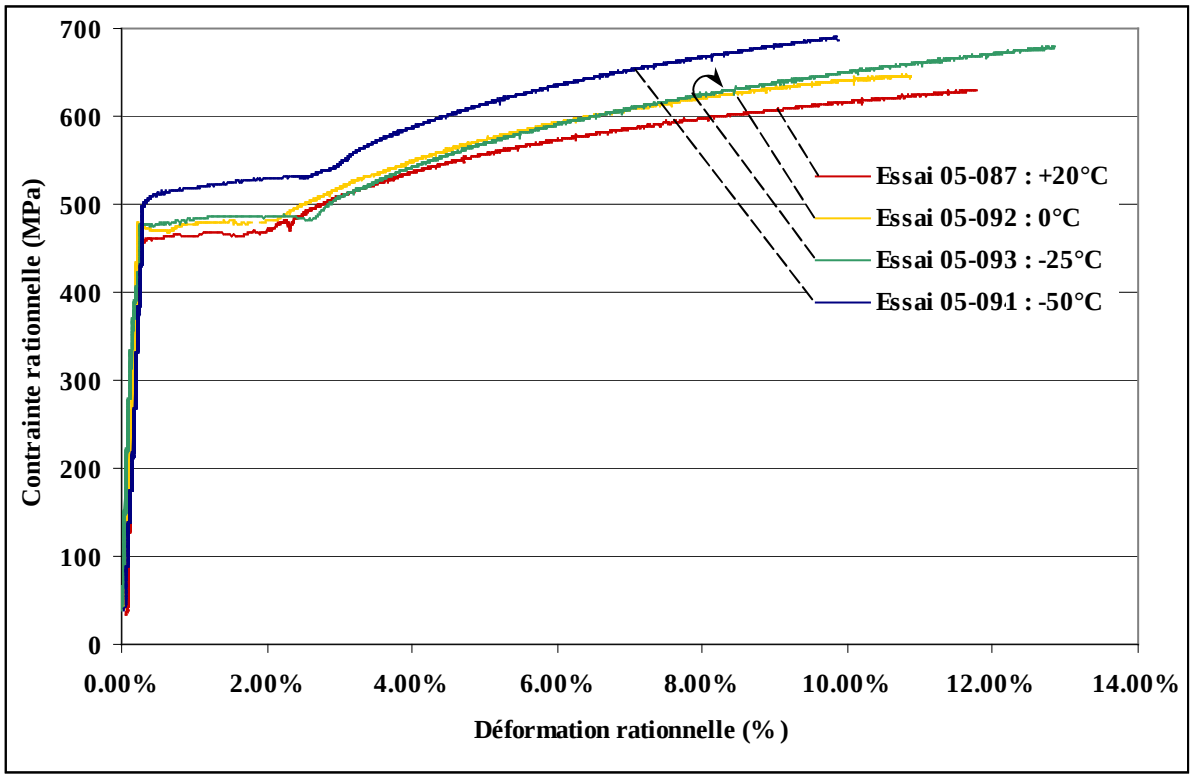


Figure A-9 : Courbes de traction rationnelles de la ZAT.

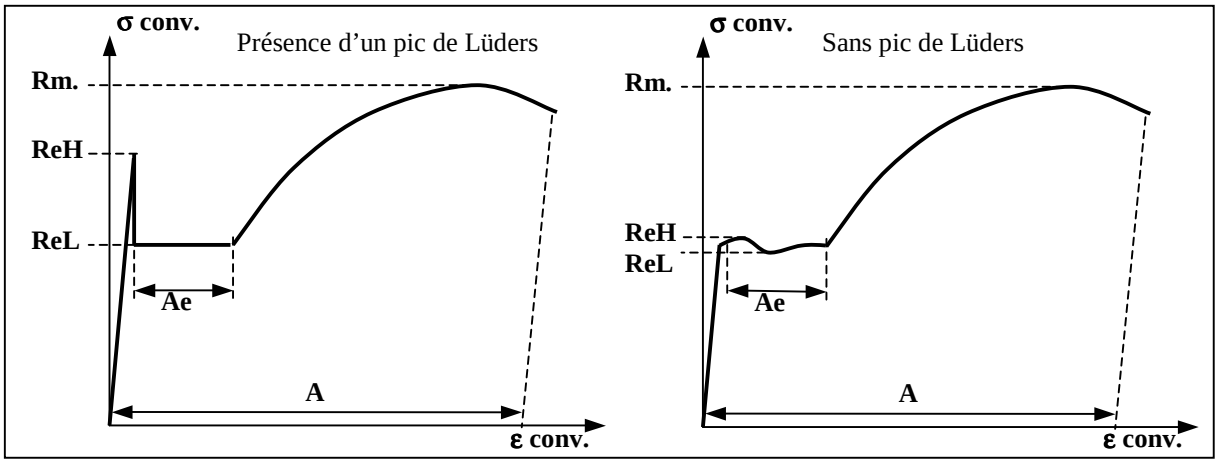


Figure A-10 : Définition des grandeurs caractéristiques pour l'essai de traction.

N° Essai	Repère Eprouvette	Diamètre mm	Orientation	Température °C	ReL MPa	ReH MPa	Rm MPa	Ae %	A %
04-141	695 B 1 M	10	L	25	315	350	472	2.3%	34.0
04-226	697 1 DI	10	L	25	310	350	472	2.0%	35.0
04-129	695 B 3 A	4	T	0	350	400	510	2.8%	24.0
04-133	695 B 1 E	4	L	0	350	396	512	2.8%	21.0
04-137	695 B 1 I	10	L	0	330	370	492	2.5%	35.0
04-142	695 B 1 N	10	L	0	320	365	495	2.5%	36.0
04-140	695 B 1 L	10	L	-25	345	402	513	2.8%	36.5
04-223	697 1 DF	10	L	-25	345	385	516	2.0%	34.5
04-132	695 B 3 D	4	T	-50	375	415	532	3.2%	28.5
04-228	697 1 DK	10	L	-50	370	436	548	2.5%	34.0
04-224	697 1 DG	10	L	-50	372	442	545	2.5%	34.5
04-134	695 B 1 F	4	L	-75	430	545	592	3.5%	31.0
04-225	697 1 DH	10	L	-75	410	488	576	3.0%	34.5
04-135	695 B 1 G	4	L	-100	520	645	652	2.8%	31.0
04-131	695 B 3 C	4	L	-175	760	875	840	3.2%	26.0
04-136	695 B 1 H	4	L	-175	760	875	830	5.0%	21.5

Tableau A-1 : Propriétés mécaniques de traction du métal de base (acier TU42 C).

N° Essai	Repère Eprouvette	Section mm²	Orientation	Température °C	ReL MPa	ReH MPa	Rm MPa	Ae %	A %
05-087	6978BB	12	T	20	460	475	562	2.7%	24%
05-089	6978BD	12	T	20	469	488	575	2.1%	25%
05-088	6978BC	12	T	0	476	490	580	2.0%	23%
05-092	69710BG	12	T	0	473	480	578	2.4%	30%
05-094	69710BI	12	T	-25	492	504	610	3.0%	33%
05-093	69710BH	12	T	-25	478	486	600	2.6%	30%
05-090	6978BE	12	T	-50	510	530	633	2.9%	33%
05-091	6978BF	12	T	-50	515	522	622	3.2%	30%

Tableau A-2 : Propriétés mécaniques de traction de la ZAT.

N° Essai	Repère Eprouvette	Section mm²	Orientation	Température °C	ReL MPa	ReH MPa	Rm MPa	Ae %	A %
05-078	7001E	12	T	20	500	500	565	2.7%	28%
05-082	7001I	12	T	20	505	534	565	2.8%	25%
05-075	7001B	12	T	0	537	537	600	2.9%	25%
05-079	7001F	12	T	0	537	537	595	3.0%	25%
05-080	7001G	12	T	-25	550	550	620	3.3%	25%
05-076	7001C	12	T	-25	560	579	625	3.0%	25%
05-083	7001J	12	T	-50	555	570	628	3.3%	25%
05-084	7001K	12	T	-50	558	571	638	3.1%	34%
05-077	7001D	12	T	-50	552	563	626	2.4%	25%
05-081	7001H	12	T	-50	555	575			30%

Tableau A-3 : Propriétés mécaniques de traction du métal déposé.

Les matériaux sont considérés isotropes, de coefficient de Poisson, ν, 0,3 et de module d'Young 204 GPa pour le MB et 210 GPa pour le MD et la ZAT.

Annexe B - Propriétés de Résilience

B.1. Procédure expérimentale

Des essais de résilience sur le métal de base sont été réalisés sur éprouvettes Charpy-V (Figure B-1) suivant la norme NF EN 10045-1 [AFNOR -90]. Les éprouvettes sont prélevées de telle manière que le plan de fissuration soit perpendiculaire à la direction axiale L et que la fissure avance dans la direction radiale S (cf. Figure A-5).

Les éprouvettes sont rompues sur un mouton pendule de Charpy fournissant une énergie maximale de 300 J. La température d'essai est contrôlée par un thermocouple soudé sur une éprouvette témoin, positionnée à côté de l'éprouvette à tester dans la chambre climatique. Un temps de maintien en température d'un quart d'heure est respecté afin de garantir une température homogène et stable dans l'éprouvette.

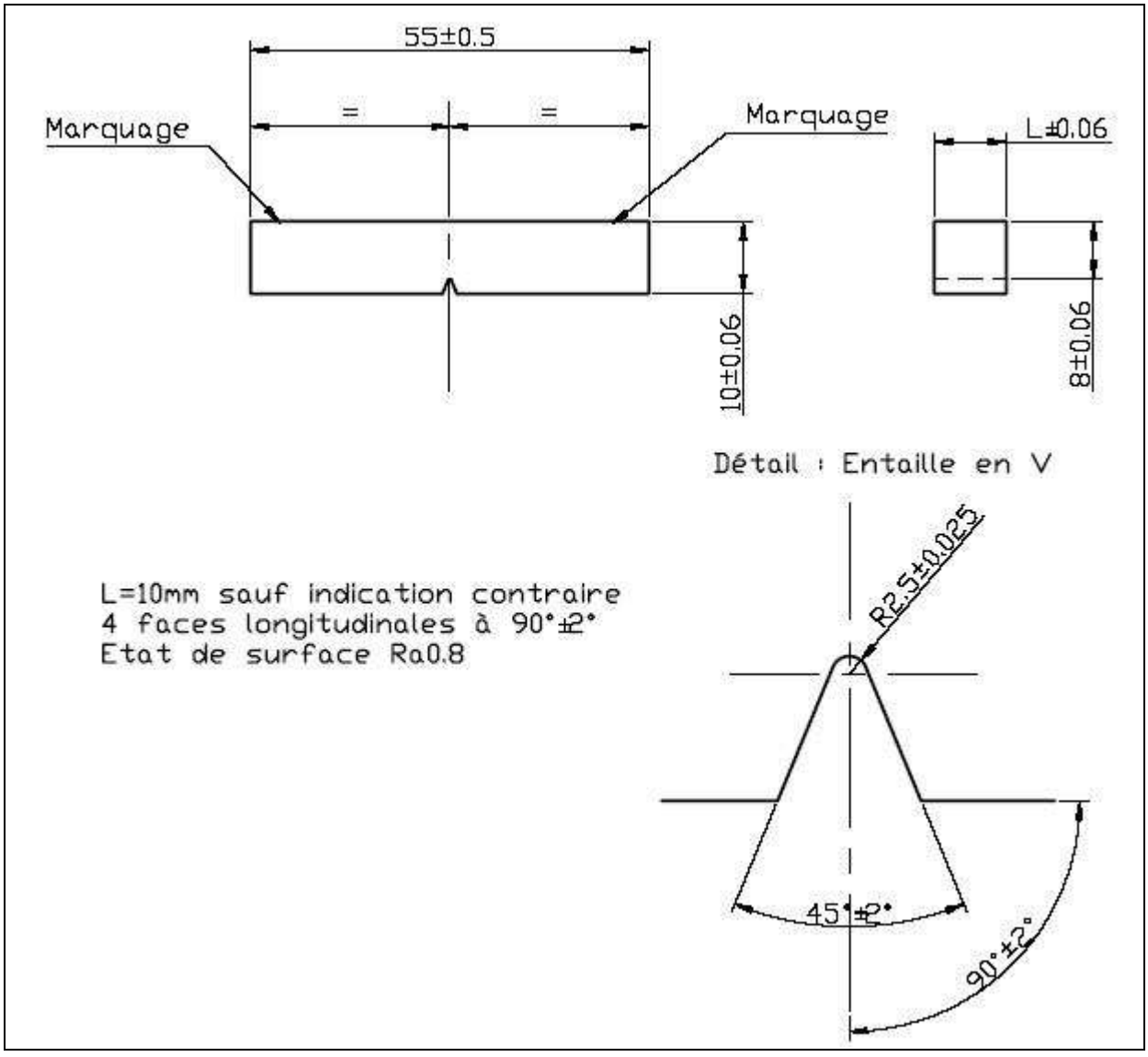


Figure B-1 : Eprouvette de résilience Charpy.

B.2. Résultats

Le Tableau B-1 présente les énergies à rupture, la résilience correspondante, et le taux de cristallinité.

N° Essai	N° Eprouvette	Température	Energie Absorbée (J)	Résilience (J/cm²)	Cristallinité (%)
04-042	695 B 1 S	60	177	221.25	0
04-055	695 B 1 AF	22	169	211.25	0
04-056	695 B 1 AG	22	149	186.25	0
04-057	695 B 1 AH	22	173	216.25	0.20539618
04-049	695 B 1 Z	0	139	173.75	0.43639453
04-046	695 B 1 W	0	126	157.5	0.4786357
04-041	695 B 1 R	0	135	168.75	0.35294606
04-045	695 B 1 V	0	127	158.75	0.53264999
04-044	695 B 1 U	0	135	168.75	0.48037781
04-054	695 B 1 AE	-20	80	100	0.74414712
04-038	695 B 1 O	-20	95	118.75	0.62001573
04-051	695 B 1 AB	-20	98	122.5	0.61412985
04-043	695 B 1 T	-40	51	63.75	0.80246832
04-047	695 B 1 X	-40	59	73.75	0.79659108
04-050	695 B 1 AA	-40	66	82.5	0.76750632
04-053	695 B 1 AD	-60	10	12.5	0.94461447
04-052	695 B 1 AC	-60	7	8.75	0.97101614
04-048	695 B 1 Y	-60	10	12.5	0.97054627
04-039	695 B 1 P	-100	3	3.75	0.99798426
04-040	695 B 1 Q	-100	3	3.75	0.98763882
Données fournisseur		*0*	*114*	*142.5*	
		0	*138*	*172.5*	
		0	*133*	*166.25*	

Tableau B-1 : Résultats des essais de résilience sur éprouvettes Charpy sollicité dans le sens L-S, sur l'acier TU42 C.

La courbe de transition en résilience est donnée sur la Figure B-2. Elle est définie par un ajustement en fonction tangente hyperbolique des énergies de rupture en fonction de la température. Les données issues du dossier de qualification du fournisseur sont parfaitement cohérentes avec les nôtres et sont donc ajoutées à la courbe.

$$Kcv = 112 + 112 \tanh\left(\frac{T+20.7}{38.9}\right)$$

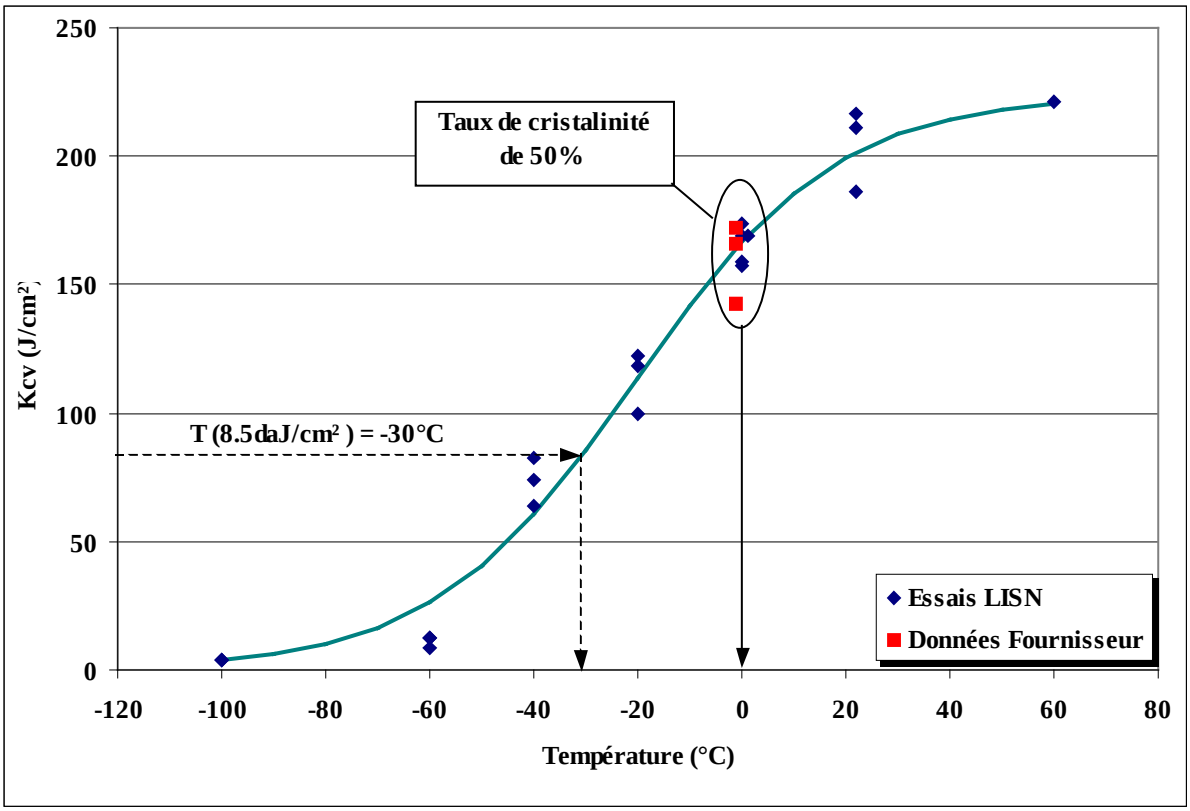


Figure B-2 : Courbe de transition en résilience de l'acier TU42 C

Différentes valeurs de température de transition peuvent être définies suivant le critère adopté (Tableau B-2). On évalue de plus une RT_{NDT} à –63°C environ (=TK8,5-33°C).

TK7 (°C)	TK8,5 (°C)	TK 0,9mm (°C)	FATT50 (°C)
-36	-30	-40	-2

Tableau B-2 : Valeurs des températures de transition déduites des essais de résilience.

B.3. Références

[AFNOR - 90] NF EN 10045-1 Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy, AFNOR, 1990.

Annexe C - Essais de Déchirure / Rupture Fragile dans la Transition

C.1. Procédure expérimentale

Afin de caractériser la partie haute de la zone de la transition des matériaux (MB et ZAT), nous déterminons la température d'apparition du clivage sur plusieurs géométries d'éprouvettes de rupture. Au total, 5 géométries sont utilisées.

Pour le métal de base :

- des éprouvettes CT12 normalisées (Figure C-1) ;
- des éprouvettes SENB de flexion 3 points (a/W=0.5), de section carrée de côté 14 mm, notées SENB05 (Figure C-2) ;
- des éprouvettes SENB de flexion 3 points (a/W=0.1), également de section carrée de côté 14 mm, notées SENB01 (Figure C-3).

Pour la ZAT :

- des éprouvettes CT12 d'épaisseur réduite à 6 mm, notées CT12Ep6, avec entailles latérales 2x0,5 mm ;
- des éprouvettes SENB (a/W=0.1), de section rectangulaire 14x6 mm, notées SENB01Ep6, avec entailles latérales 2x0,5 mm.

Ces éprouvettes ont été prélevées dans l'épaisseur du tube et dans le joint soudé dans la direction LT : le plan de fissuration est perpendiculaire à la direction axiale L et la fissure se propage dans la direction circonférentielle T (cf. Figures A–4 –5 –7). La méthode de prélèvement des éprouvettes avec fissure dans la ZAT a été détaillée au Chapitre IV.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction-compression servo-hydraulique MTS d'une capacité de 250 kN, et entièrement pilotée par une électronique INSTRON 8500+. Cette baie de commande possède quatre voies de mesure qui peuvent être acquises à partir d'un PC avec un logiciel adapté. Deux de ces voies correspondent aux mesures de la force et du déplacement du vérin.

Les éprouvettes sont équipées d'un extensomètre (ou « clip gage ») pour la mesure de l'ouverture, lui-même connecté à la baie de commande. Une mesure de DDP est effectuée pour le suivi de l'avancée de fissure (Figure C-4). L'éprouvette est alimentée par un courant alternatif (I~4 A) et la mesure de potentiel est faite de part et d'autre de la fissure (suiveur de fissure ANS licence ONERA).

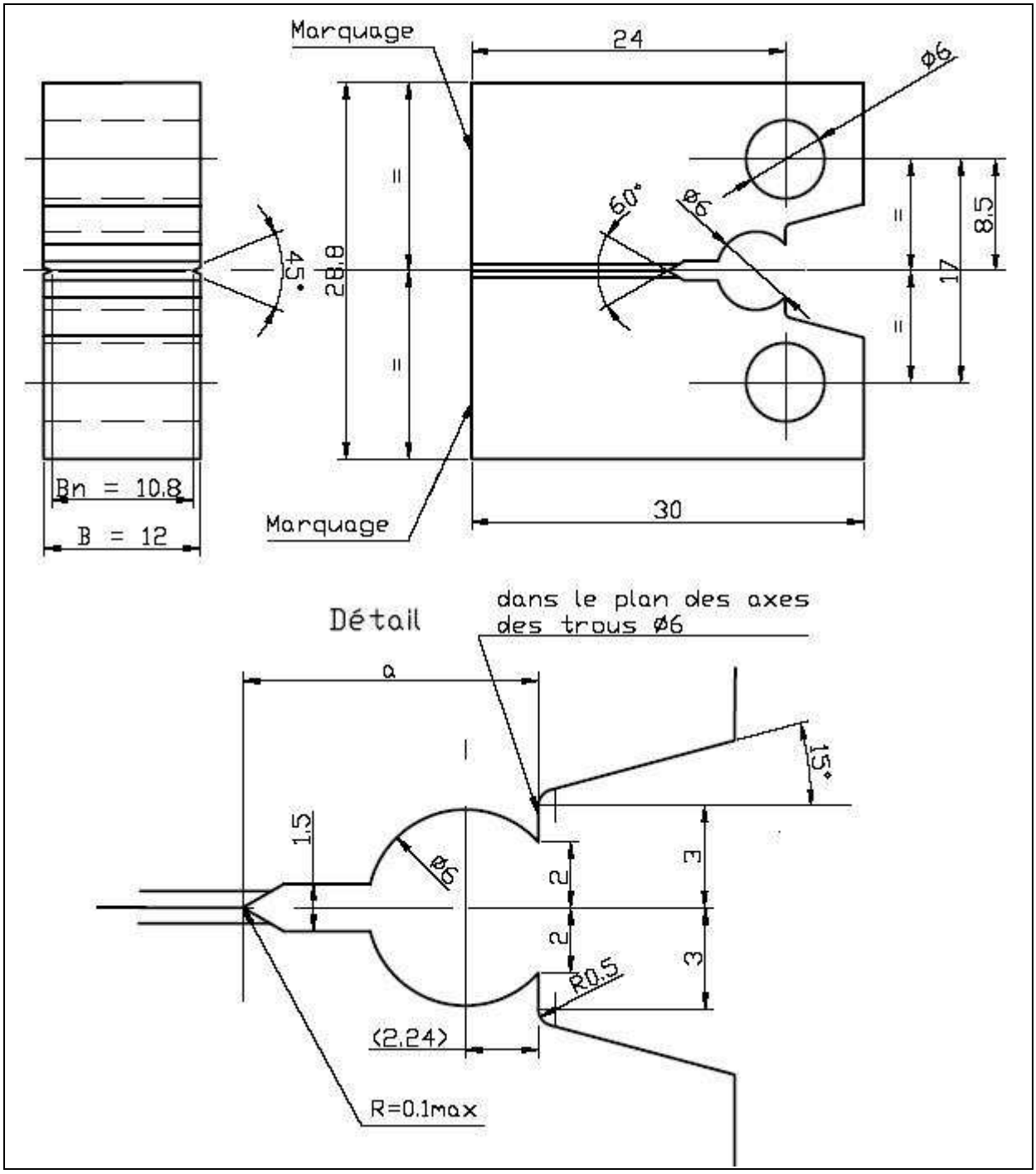


Figure C-1 : Eprouvette CT12 normalisée avec entailles latérales.

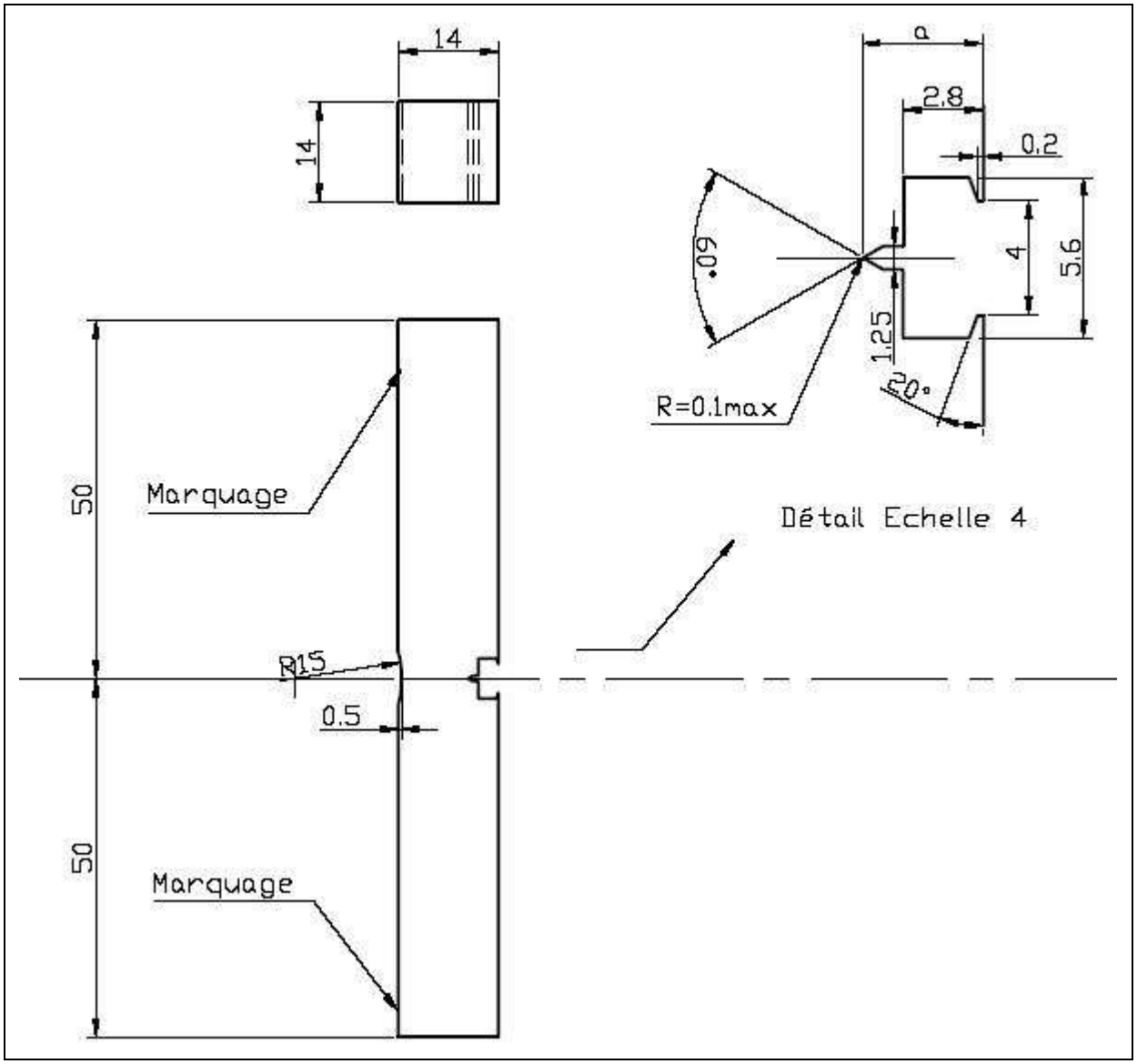


Figure C-2 : Eprouvette SENB05 sans entailles latérales.

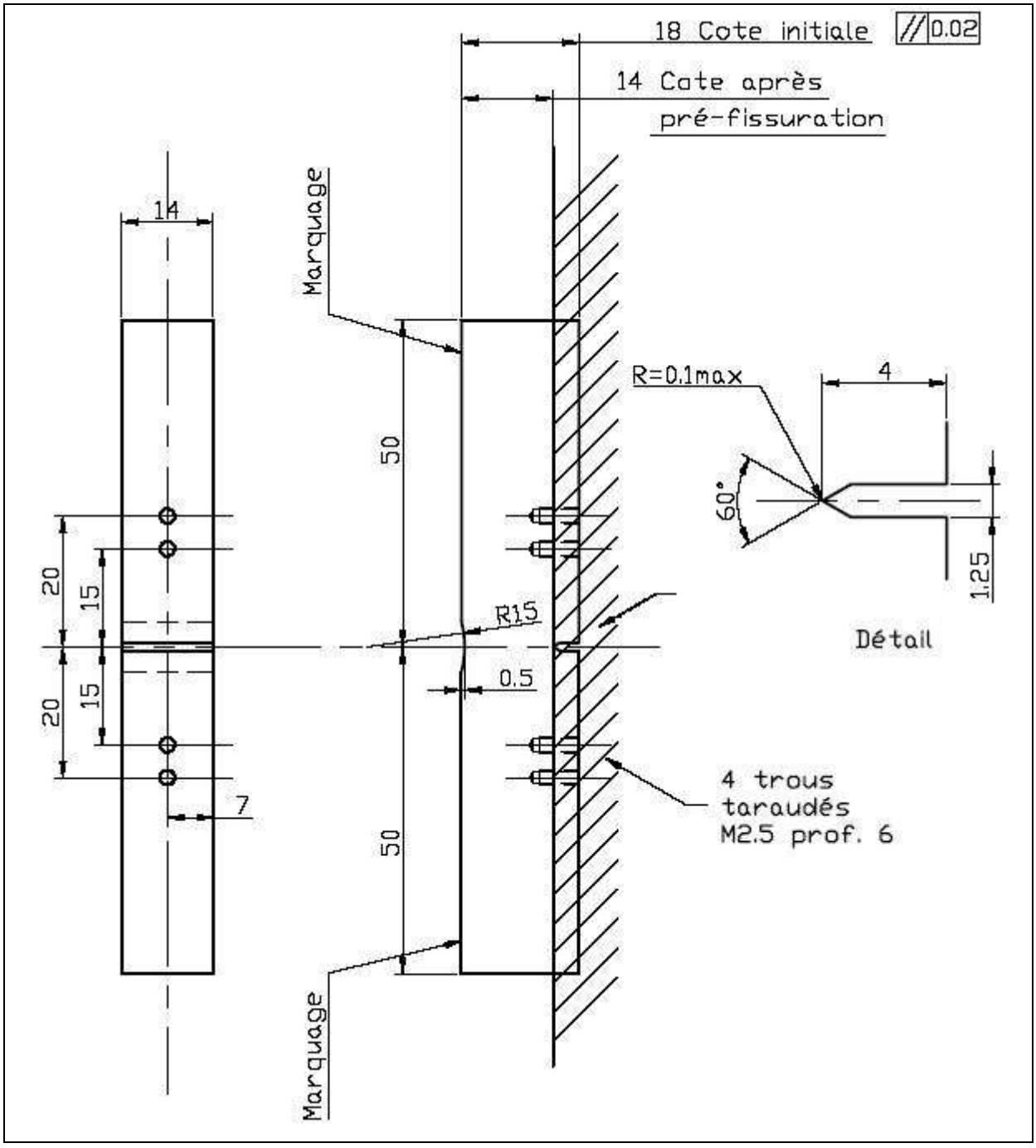


Figure C-3 : Eprouvette SENB01 sans entailles latérales, avec une rectification de la largeur après la phase de pré-fissuration par fatigue.

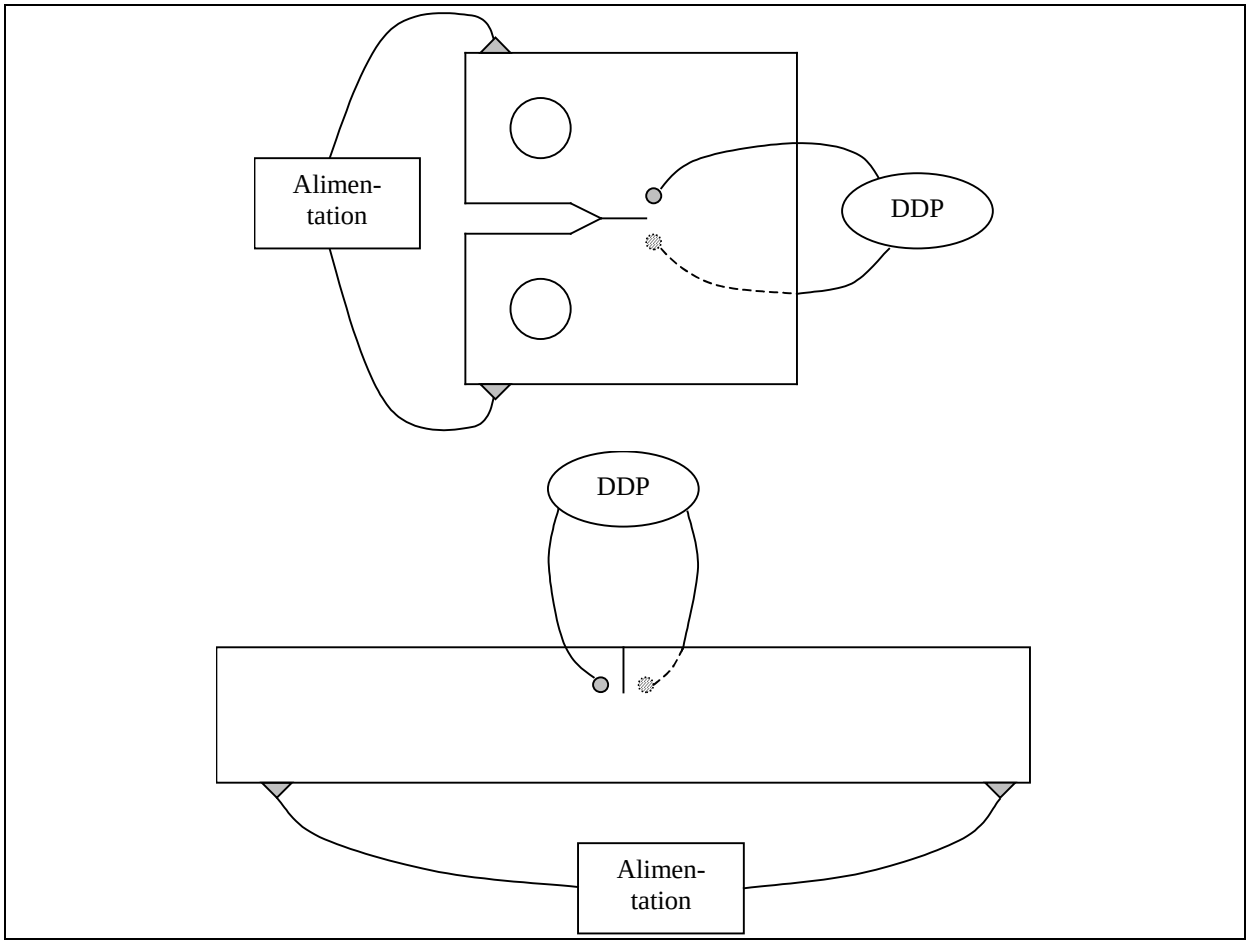


Figure C-4 : Positions des alimentations en courant et des prises de mesure de DDP sur les éprouvettes CT et SENB.

Une pré-fissuration par fatigue à R=0,1 est d'abord réalisée sur toutes les éprouvettes. Afin de crée une véritable fissure au fond de l'entaille mécanique. Cette pré-fissuration est réalisée avec le logiciel DADN de INSTRON, selon un procédure à ΔK décroissant, avec une loi logarithmique de la forme :

$$\Delta K(a) = \Delta K_0 . exp\,[C_g.(a-a_0)] \qquad \text{(C-1)}$$

où a_0 est la longueur de fissure initiale, ΔK_0 la variation initiale du facteur d'intensité de contrainte (souvent ΔK_0 = 22 MPa.m$^{1/2}$) et C_g le coefficient permettant de jouer sur la vitesse de décroissance (C_g<0). La valeur finale de ΔK est comprise entre 10 et 12 MPa.m$^{1/2}$. La longueur courante de fissure *a* est estimée par le logiciel à partir des complaisances élastiques mesurées à chaque cycle grâce à la relation de la norme [ASTM - 99] :

$$a_i/W = 1.000196 - 4.06319u + 11.242u^2 - 106.043u^3 + 464.335u^4 - 650.677u^5 \qquad \text{(C-2)}$$

$$u = \frac{1}{[B.E.C]^{1/2}+1}$$

où C est la complaisance élastique de l'éprouvette (Ouverture/Force).
Cette procédure permet d'obtenir la longueur de fissure adéquate avec un nombre de cycles réduits (environ 200 000 cycles pour les CT12 et SENB05, environ 125 000 cycles pour les

SENB01) et avec un écrouissage réduit relativement faible en pointe de fissure finale. La fréquence de sollicitation est de 10 Hz.

La mise en température de l'éprouvette est réalisée à l'aide d'une chambre climatique INSTRON EC1560 à azote liquide. Un thermocouple est soudé sur l'éprouvette. Le temps de maintien à température est de 30 min pour toutes les éprouvettes. La variation de température en cours d'essai est inférieure à 3°C.

Les essais de déchirure/rupture fragile sont réalisés en déplacement imposé du vérin. Le logiciel WAVEMAKER permet de programmer le chargement selon une séquence d'actions élémentaires. Une première rampe en déplacement est imposée puis une séquence est répétée pour la suite de la montée en charge et la mesure de complaisance (Figure C-5). Les vitesses des rampes de déplacement sont de 0,5 mm/min pour toutes les éprouvettes.

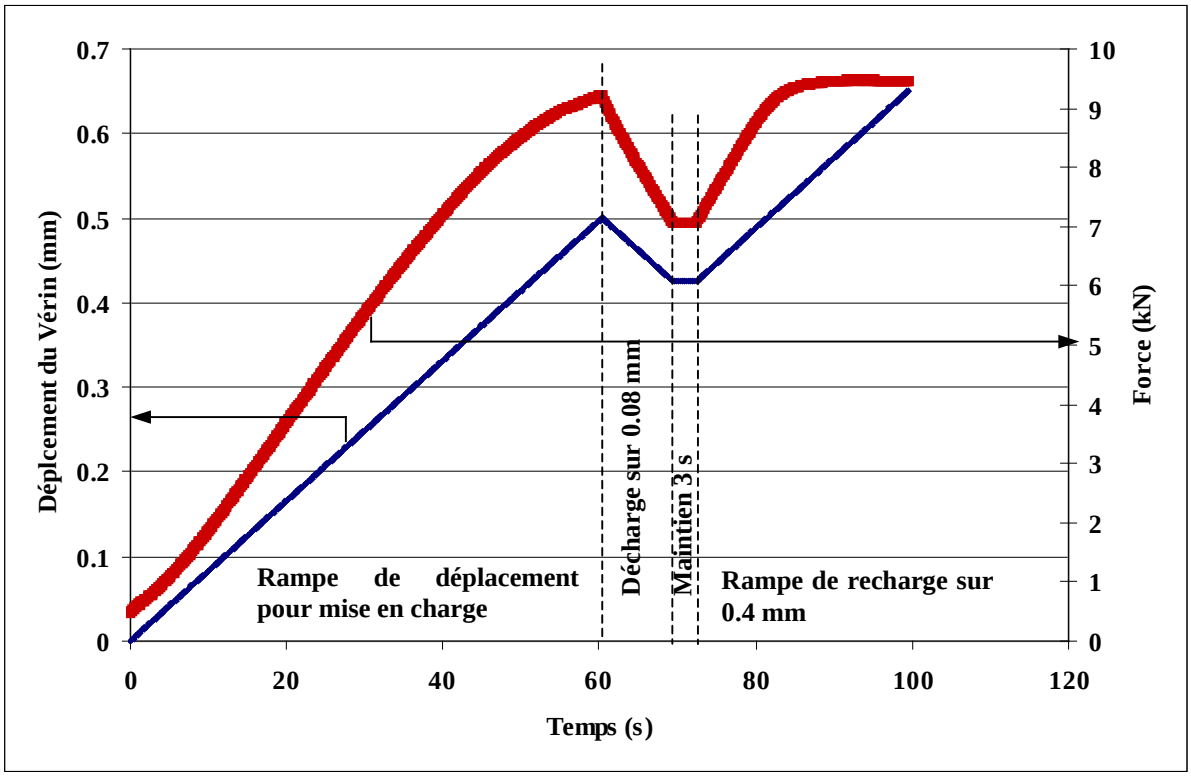


Figure C-5 : Séquence de décharge partielle et recharge pour la mesure de complaisance en cours d'essai.

Une fois l'essai stoppé, si aucune rupture fragile n'a eu lieu, un marquage du front de fissure ductile est réalisé. Pour cela l'éprouvette est post-fissurée à variation de force constante, ce qui a pour effet d'accélérer la vitesse de propagation au fur et à mesure que la longueur de fissure augmente (Figure C-6).

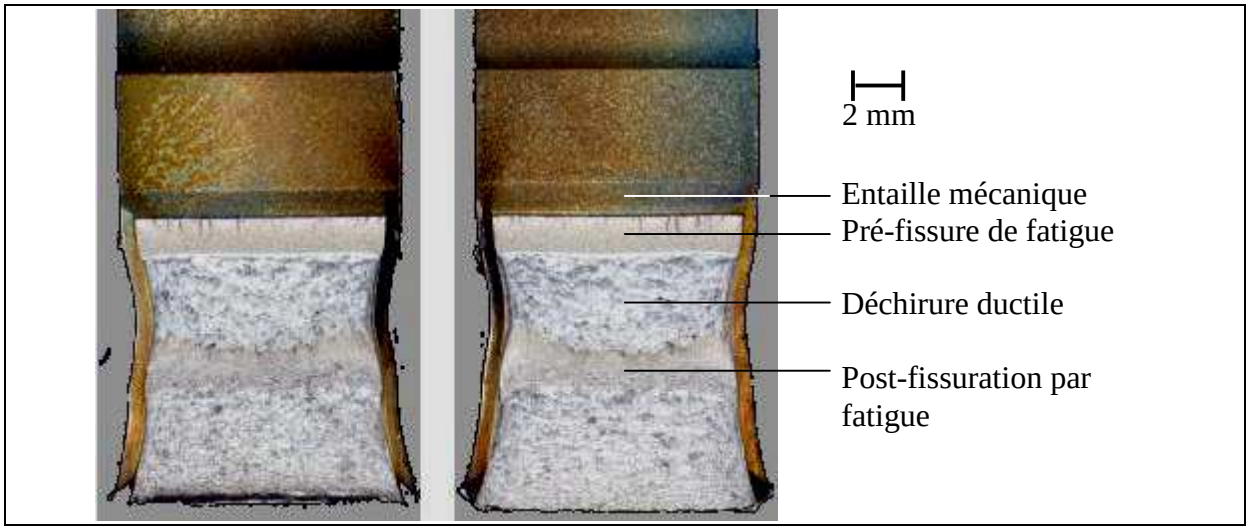


Figure C-6 : Faciès de rupture de l'essai de rupture 04-068 sur CT12. Le front de pré-fissure de fatigue est bien rectiligne. On mesure une déchirure de 3.4 mm.

C.2. Suivi de l'avancée de fissure

Deux méthodes sont utilisées pour mesurer la longueur de fissure en cours de propagation : par mesure de complaisance à chaque décharge partielle et par mesure de DDP.

C.2.1. Mesure de la longueur de fissure finale

Pour chaque technique, il convient de mesurer dans un premier temps la longueur finale d'avancée ductile. Le front de déchirure ductile n'étant pas rectiligne, la longueur finale est évaluée par une moyenne de 10 points de mesures. Si la contraction latérale est faible, on procède également par une mesure de l'aire de la lèvre de déchirure ductile sur un logiciel approprié (AutoCAD_LT) et on divise cette aire par la largeur nette de l'éprouvette pour obtenir une valeur moyenne de l'avancée ductile finale.

C.2.2. Méthode de la complaisance

La première méthode de mesure de la longueur de fissure en cours de déchirure utilise la technique des décharges partielles en cours d'essai. Ces séquences de décharge/recharge permettent de mesurer la complaisance de l'éprouvette et de remonter ainsi à la longueur de fissure. Pour chaque essai, on détermine une évolution complète de l'avancée de fissure. La complaisance de l'éprouvette est mesurée, après décharge partielle et recharge, sur la remontée élastique dont on a tronqué 10% après le point bas et 10% avant le point haut de manière à ne garder que la partie la plus rectiligne (Figure C-7).

La longueur de fissure est d'abord déduite de la complaisance grâce à la formule (C-2). Cette longueur est ensuite corrigée si nécessaire par un coefficient de manière à retrouver la longueur finale de déchirure mesurée sur le faciès de rupture.

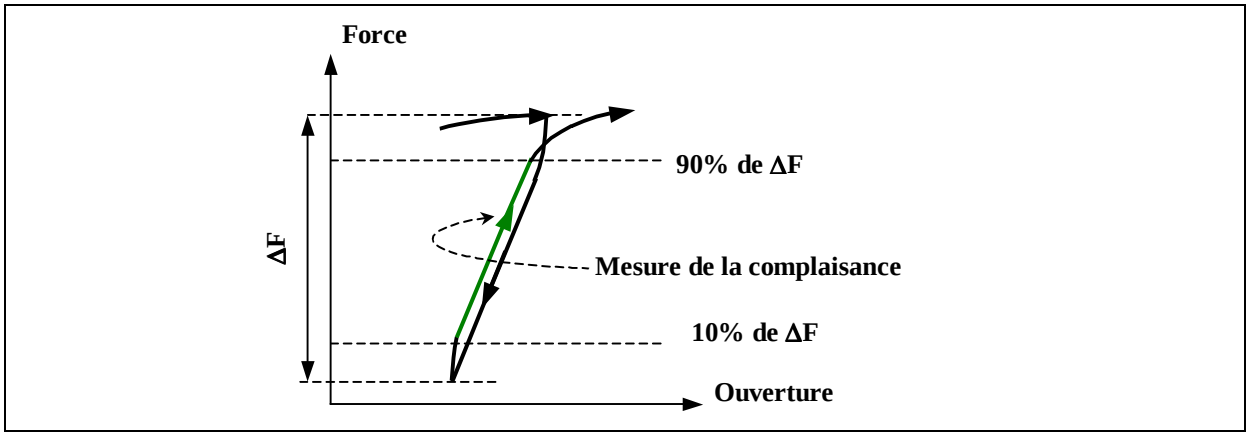


Figure C-7 : Schéma de l'effet d'hystérésis lors d'une séquence de décharge/recharge partielle. La mesure de la complaisance est réalisée sur la pente de recharge après avoir tronqué 10% à chaque extrémité.

Cette méthode a été utilisée pour les essais sur éprouvettes CT12, CT12Ep et SENB05. Pour les essais sur éprouvettes SENB01, la complaisance suit une évolution non monotone, ce qui est incohérent avec une avancée de fissure. Il faut rappeler ici que pour ces éprouvettes, l'ouverture est obtenue à l'aide de couteaux rapportés car la fissure est trop petite pour pouvoir usiner un support d'extensomètre directement sur les lèvres de fissure.

On note également que, sur certains essais menés sur une très longue déchirure, les valeurs d'ouverture lues par le clip ne sont plus disponibles (hors gamme). La complaisance de l'éprouvette est alors déduite des déplacements du vérin par la formule (C-3), illustrée en Figure C-8.

$$C_{TOTALE}\left(\frac{a}{W}\right) = C_{Ep.}\left(\frac{a}{W}\right) + C_{Machine} \qquad \text{(C-3)}$$

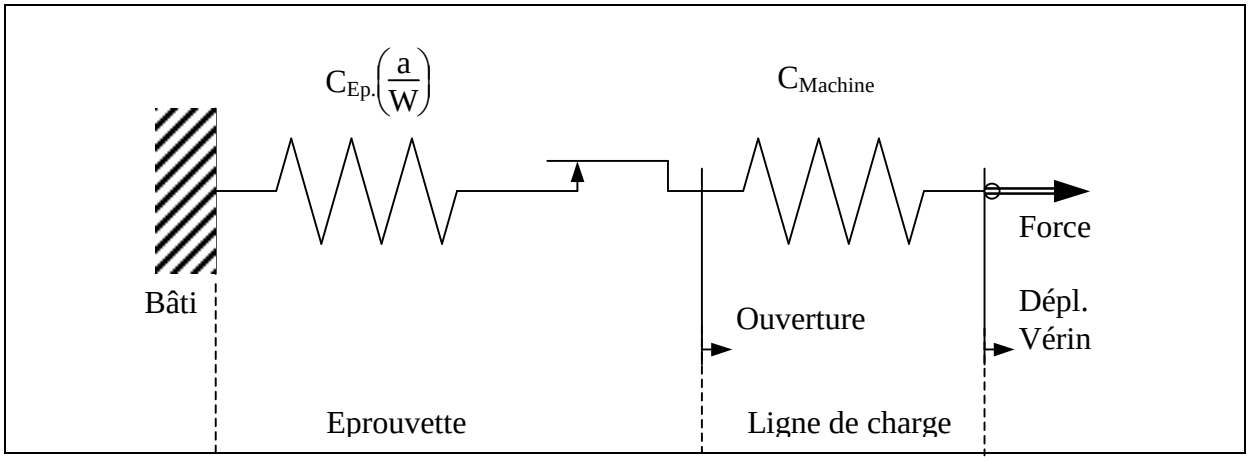


Figure C-8 : Schéma rhéologique du montage d'une éprouvette sur une machine de traction.

La complaisance C_{TOTALE} est obtenue pour toutes les séquences de décharge/recharge car elle est mesurée à partir du déplacement du vérin. La complaisance $C_{Machine}$ de la ligne de

charge est constante au cours de l'essai car elle ne dépend que de la géométrie de la machine utilisée. Elle est obtenue par la formule (C-3) lors des premières séquences de décharge/recharge lorsque la complaisance C_{Ep} est mesurée grâce à la mesure d'ouverture. Enfin, lorsque la mesure de l'ouverture n'est plus disponible, la complaisance C_{Ep} est déduite de la formule (C-3).

C.2.3. Méthode de la DDP

La seconde méthode de mesure de la longueur de fissure utilise l'évolution de la DDP en cours de déchirure. La loi liant la DDP à la longueur de fissure étant *a priori* non linéaire, elle doit être construite point par point à partir des longueurs de déchirures finales mesurées pour plusieurs essais.

Cette méthode a été utilisée pour les éprouvettes CT12, CT12Ep et SENB05 en complément de la méthode par mesures de complaisance. Dans la très grande majorité des cas les évolutions de longueur de fissure obtenues par les deux méthodes sont parfaitement cohérentes.

En ce qui concerne les éprouvettes SENB01, seule cette méthode a été utilisée. La courbe de calibration obtenue sur le métal de base est présentée (Figure C-9), elle peut être considérée comme linéaire, contrairement à celle obtenue sur la ZAT (Figure C-10). Ne connaissant pas l'influence de la température *a priori*, un léger décalage en température de la DDP initiale est pris en compte (Figure C-11). En effet, la courbe de calibration est valide pour un réglage donné du suiveur de fissure et pour une configuration unique de géométrie (et de longueur de câblage). Ce décalage en température est très faible entre –60°C et la température ambiante.

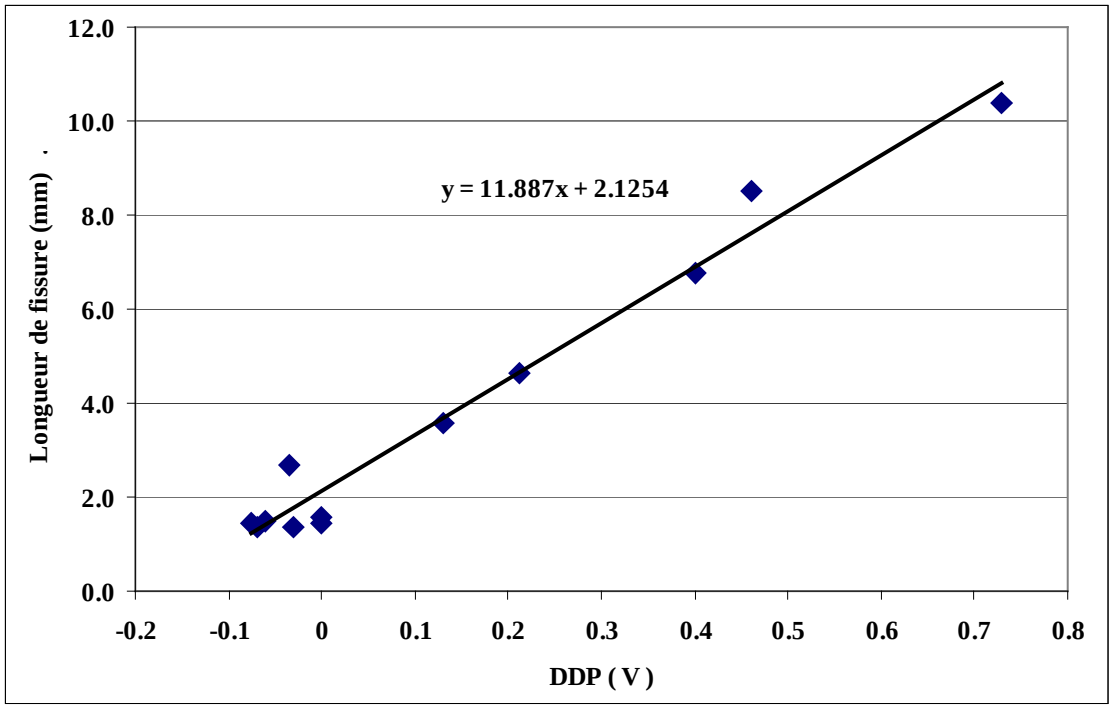


Figure C-9 : Courbe de calibration de DDP pour les essais sur éprouvettes SENB01 (MB).

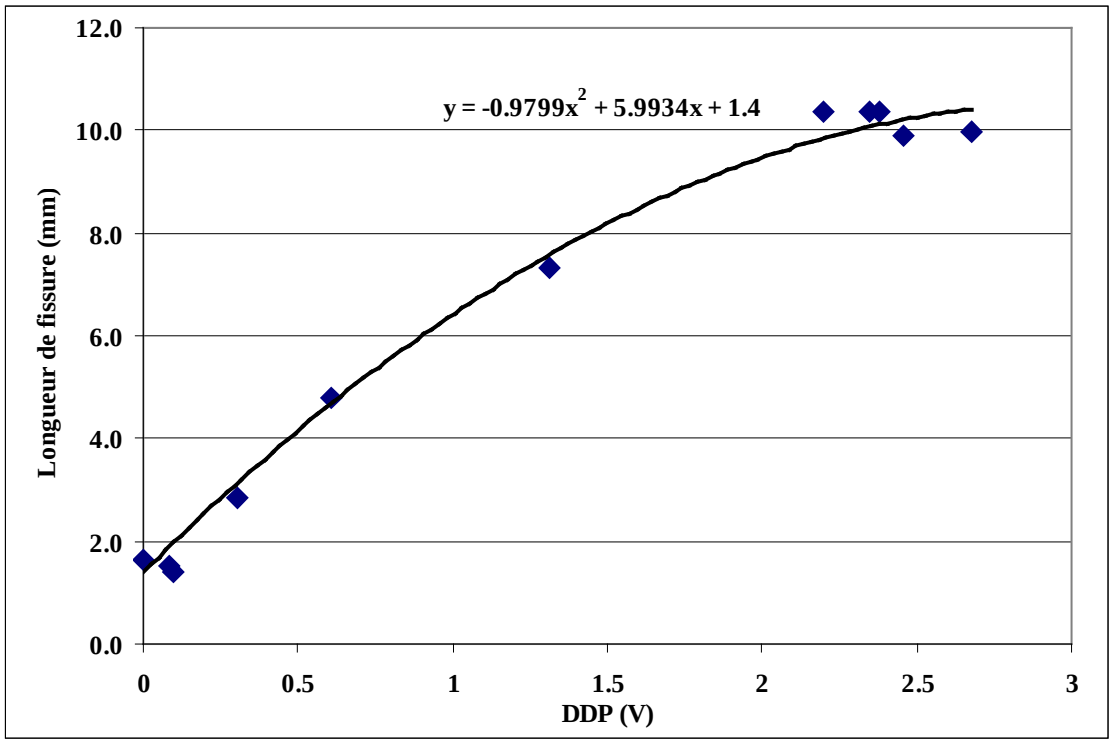


Figure C-10 : Courbe de calibration de DDP pour les essais sur éprouvettes SENB01Ep6 (ZAT).

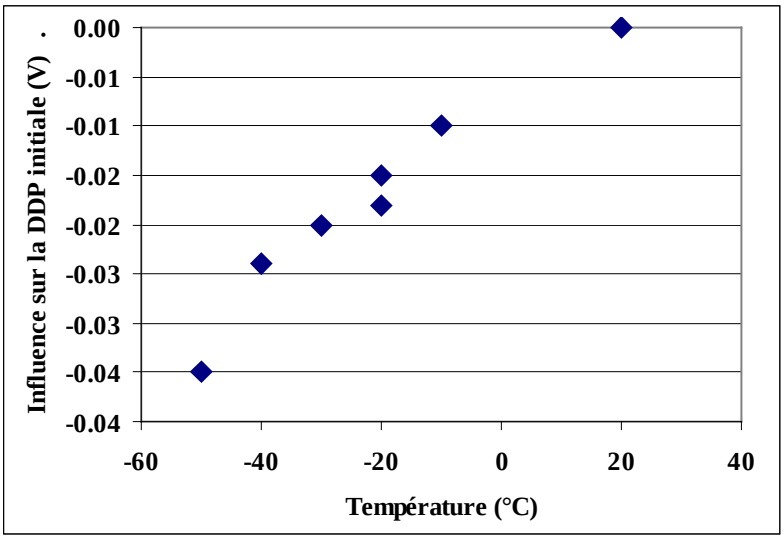


Figure C-11 : Influence de la température sur la mesure de DDP initiale.

C.3. Détermination de l'intégrale J

Le paramètre de chargement global J est calculé à partir des courbes *Force-Ouverture* suivant la formule de la norme ASTM [ASTM - 99] en tenant compte de l'avancée de fissure :

$$J_{n+1} = \left[J_n + \left(\frac{\eta}{b}\right).\frac{U_{n,n+1}}{B_N} \right] \left[1 - \left(\frac{\gamma}{b}\right).(\Delta a_{n+1} - \Delta a_n) \right]$$

avec :
$\eta = 2.00 + 0.522\ (1\text{-}a/W)$ pour les éprouvettes CT ; $\eta = 2.00$ pour les éprouvettes SENB
$\gamma = 1 + 0.76.\ (1\text{-}a/W)$ pour les éprouvettes CT ; $\eta = 1$ pour les éprouvettes SENB
$b = W\text{-}a$, longueur du ligament non fissuré,
$U_{n,n+1}$ l'aire sous la courbe *Force-Ouverture* entre les pas n et n+1
Δa_n l'avancée de fissure au pas n

C.4. Résultats

Les déterminations des paramètres J_i et G_{fr} sur les essais sur éprouvettes CT12 du métal de base ont été présentées au Chapitre III. On rappelle les résultats :

$J_i = 285\ kJ/m^2$	$G_{fr} = 275\ MPa$

Les Tableaux C-1 à C-5 indiquent pour chaque type d'éprouvette les températures d'essai, les longueur de déchirure atteintes et la présence ou non de clivage.

La Figure C-12 présente les courbes J-Δa obtenues sur les éprouvettes CT12 (MB).

N°Essai	Eprouvette CT12 N°	Température en °C	Préfissure initiale mm	Déchirure ductile mm	Clivage
04-065	695 B 2 AI	23	12.78	4.0	-
04-068	695 B 2 AL	23	13.18	3.4	-
04-069	695 B 2 AM	23	12.7	0.6	-
04-077	695 B 2 AU	-10	12.94	7.6	-
04-070	695 B 2 AN	-10	12.87	10.3	-
04-078	695 B 2 AV	-10	12.95	7.5	-
04-081	695 B 3 AY	-10	12.91	7.6	-
04-083	695 B 3 BA	-10	12.87	6.8	-
04-073	695 B 2 AQ	-20	12.83	7.4	-
04-075	695 B 2 AS	-20	12.95	6.4	-
04-071	695 B 2 AO	-20	12.93	4.8	X
04-072	695 B 2 AP	-20	12.92	2.5	X
04-074	695 B 2 AR	-25	12.85	4.4	X
04-076	695 B 2 AT	-30	12.85	5.5	X
04-066	695 B 2 AJ	-35	12.92	2.3	X

Tableau C-1 : Résultats des essais sur éprouvettes CT12 (MB).

N°Essai	Eprouvette CT12Ep6 N°	Température en °C	Préfissure initiale mm	Déchirure ductile mm	Cli vage
05-060	6978AW	-50	11.59	5.9	X
05-068	6976AI	-40	11.79	1.3	X
05-057	6976AT	-30	11.88	4.2	X
05-056	6976AS	-30	11.54	2.4	X
05-069	6976AJ	-28	11.69	8.4	
05-070	6976AK	-32	11.83	8.5	
05-071	6976AL	-30	11.77	8.5	
05-064	6978BA	-30	11.95	10.8	
05-052	6976AO	-20	12.06	8.1	
05-058	6976AU	-30	12.05	8.3	
05-063	6978AZ	20	*Calage de pré-fissuration*		

Tableau C-2 : Résultats des essais sur éprouvettes CT12Ep6 (ZAT).

N°Essai	Eprouvette SENB05 N°	Température en °C	Préfissure initiale mm	Déchirure ductile mm	Cli vage
04-109	695 B 1 BM	25	*Calage pre-fissuration*		-
04-105	695 B 1 BI	-26	7.06	4.8	-
04-112	695 B 1 BP	-26	7.07	4.6	-
04-116	695 B 1 BT	-26	7.06	5.0	-
04-117	695 B 1 BU	-26	7.21	4.7	-
04-118	695 B 1 BV	-26	7.08	4.9	-
04-104	695 B 1 BH	-35	7.034	1.0	X
04-110	695 B 1 BN	-35	7.08	1.7	X
04-111	695 B 1 BO	-35	6.97	3.8	X

Tableau C-3 : Résultats des essais sur éprouvettes SENB05 (MB).

N°Essai	Eprouvette SENB01 N°	Température en °C	Préfissure initiale mm	Déchirure ductile mm	Cli vage
04-238	69712CE	20	*Calage Préfissuration*		
04-230	69712BW	-10	1.369	7.2	-
04-233	69712BZ	-20	1.42	10.5	-
04-239	69712CF	-20	1.54	8.9	-
04-240	69712CG	-20	1.366	9.0	-
04-242	69712CI	-20	1.46	8.9	-
04-235	69712CB	-20	1.492	5.3	X
04-232	69712BY	-30	1.464	3.2	X
04-234	69712CA	-40	1.46	2.1	X
04-236	69712CC	-50	1.57	1.1	X

Tableau C-4 : Résultats des essais sur éprouvettes SENB01 (MB).

N°Essai	Eprouvette SENB01Ep6 N°	Température en ℃	Préfissure initiale mm	Déchirure ductile mm	Cli vage
05-031	6972_A	20	*Calage Pré-fissuration*		
05-037	6972_G	-20	1.51	8.9	
05-041	6972_K	-29	1.4	8.5	
05-040	6972_J	-30	1.41	8.9	
05-039	6972_I	-31	1.41	8.9	
05-033	6972_C	-50	1.63	8.4	X
05-035	6972_E	-50	1.56	2.1	X
05-036	6972_F	-50	1.38	2.4	X
05-038	6972_H	-50	1.55	1.3	X
05-032	6972_B	-50	1.4	5.9	
05-034	6972_D	-70	1.43	3.4	X

Tableau C-5 : Résultats des essais sur éprouvettes SENB01 (ZAT).

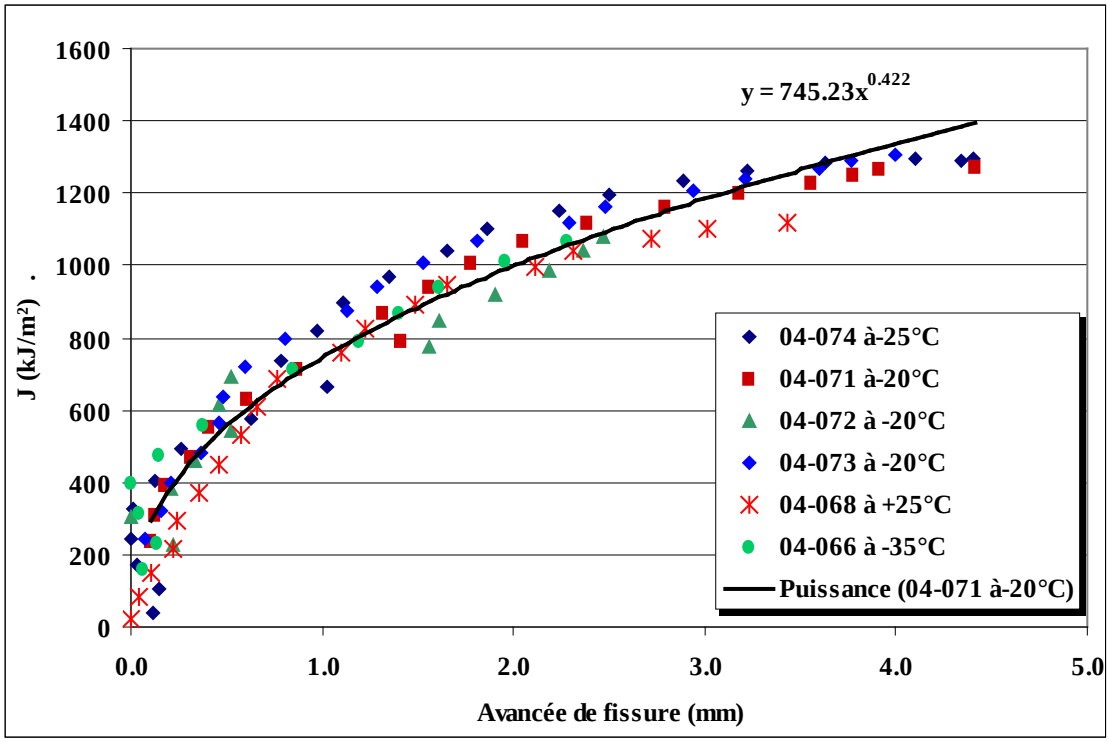


Figure C-12 : Courbes J-Δa obtenues sur les éprouvettes CT12 (MB).

C.5. Références

[ASTM - 99] Norme ASTM E1820-99a, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", 1999.

Annexe D - Essais sur Eprouvettes AE

D.1. Procédure expérimentale

La géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées est présentée en Figure B-1 avec le plan de prélèvement dans le tube en Figure D-2.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction-compression servo-hydraulique MTS d'une capacité de 250 kN, et entièrement pilotée par une baie électronique INSTRON 8500+. On enregistre la force et du déplacement du vérin. Les éprouvettes sont équipées d'un extensomètre diamétral à couteaux, lui-même connecté à la baie de commande.

Les essais sont réalisés en déplacement imposé : une rampe en déplacement est imposée au niveau de vérin à une vitesse de 0,5 mm/min.

La mise en température de l'éprouvette est réalisée à l'aide d'une chambre climatique INSTRON EC1560 à azote liquide. Un thermocouple est soudé sur l'éprouvette. Le temps de maintien à température est de 30 min pour ces éprouvettes. La variation de température en cours d'essai est inférieure à 3°C.

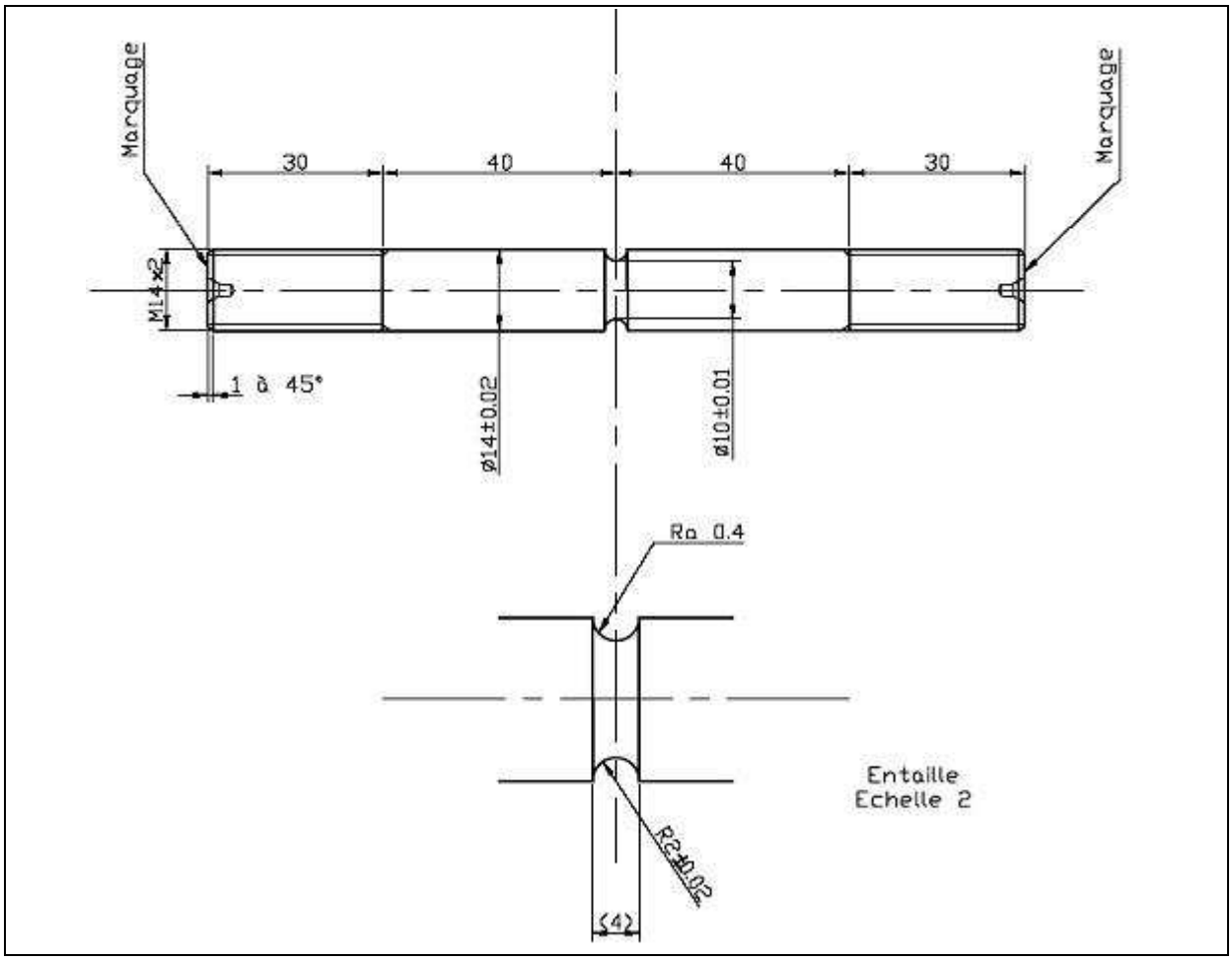


Figure D-1 : Géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées sur matériau TU42 C. Selon la convention de dénomination « AE 10ρ/ϕ_{ent} » avec ρ le rayon d'entaille et ϕ_{ent} le diamètre initial à fond d'entaille, il s'agit d'une AE2.

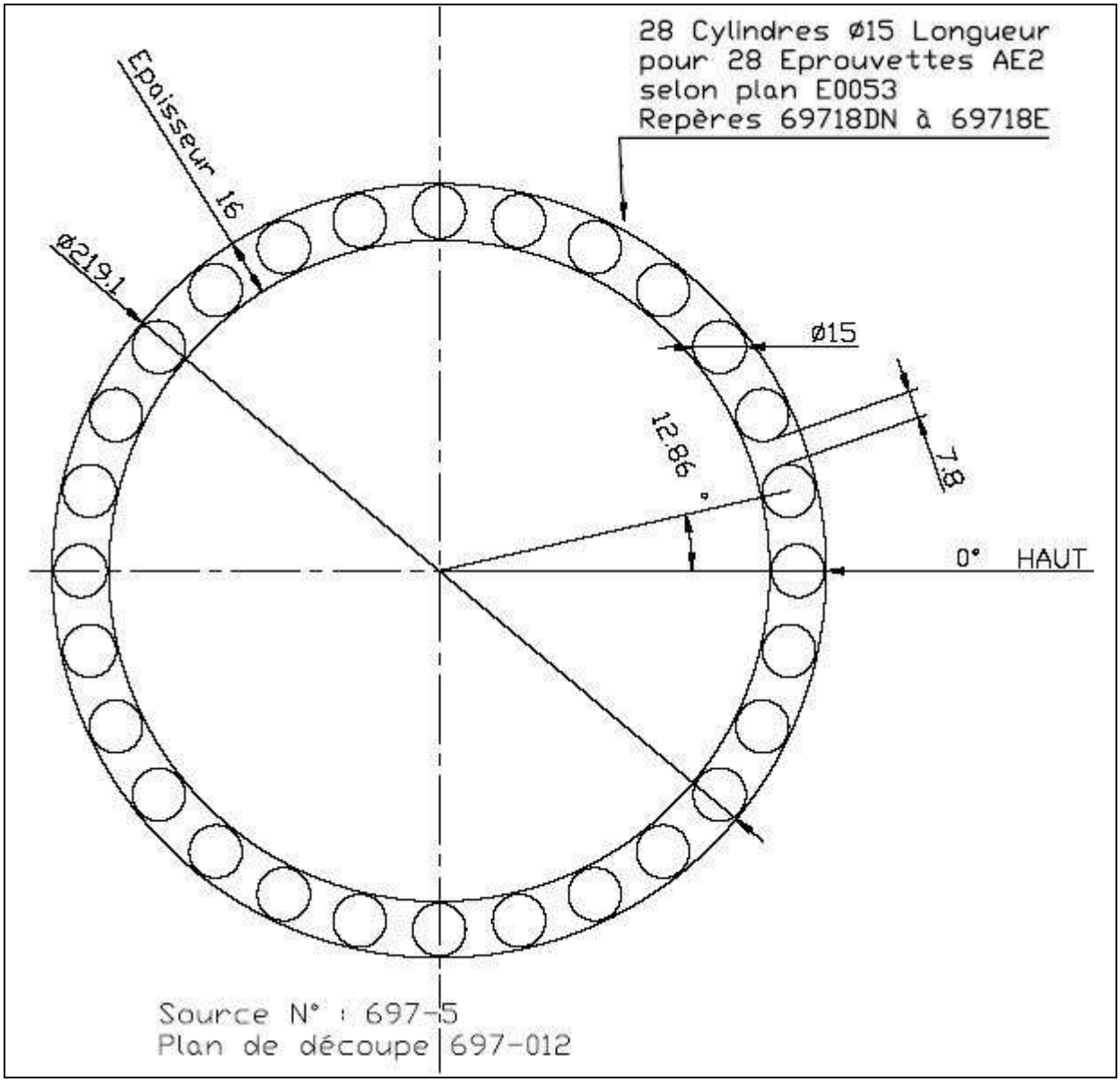


Figure D-2 : Plan de prélèvement des éprouvettes AE2.

D.2. Résultats

On désire obtenir une rupture fragile avant la décroissance de l'effort. Pour cela la température doit être descendue à –175°C (Figure D-3). Nous constatons sur la courbe *Force-Réduction diamétrale* une irrégularité de l'effort après le virage de plastification. Cette irrégularité peut être due au comportement de notre matériau au dépassement de la limite d'élasticité : nous avons constaté au Chapitre III un palier de Lüders très important. L'écrouissage est ensuite régulier.

Quelques éprouvettes se sont rompues au niveau de l'amarrage. La géométrie de l'éprouvette ou le système de montage doivent être revus pour des essais à cette température.

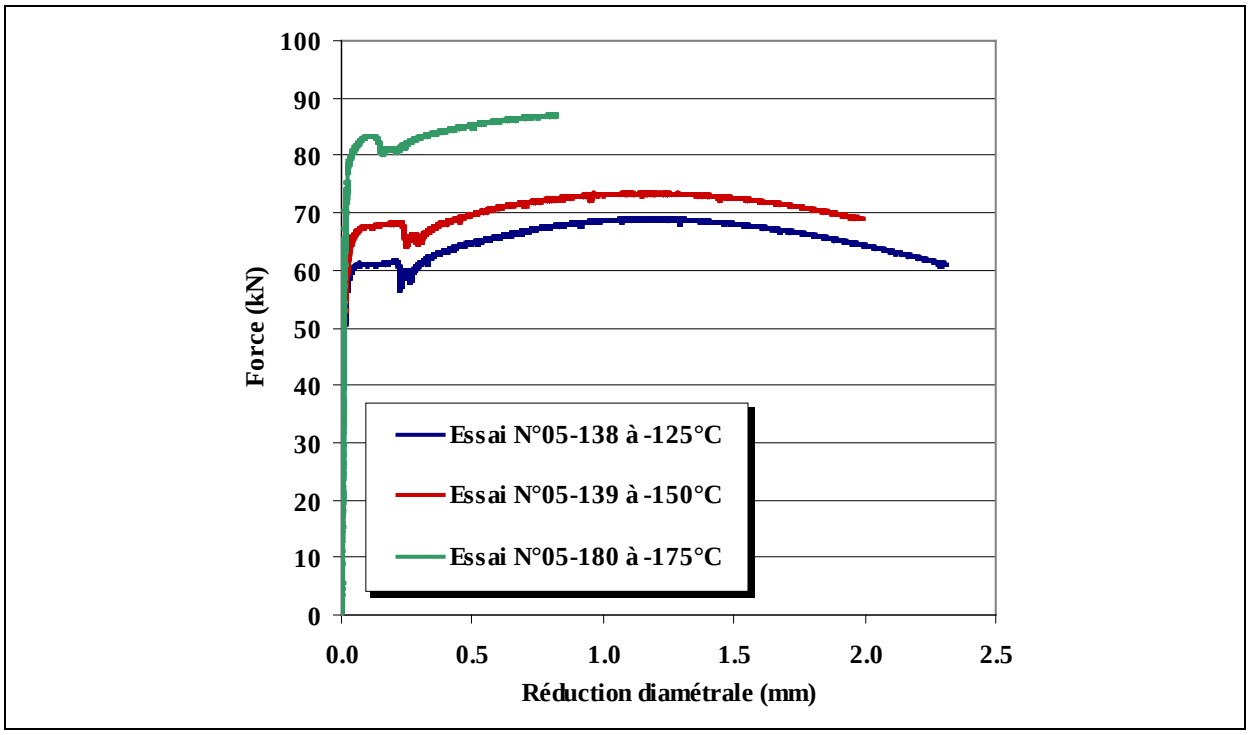


Figure D-3 : Comportement *Force-Réduction diamétrale* de –125°C à –175°C.

Les contraintes et déformations moyennes dans la section minimale en cours d'essai sont données par :

$$\sigma_{moy} = \frac{4.F}{\pi.D_0^2.(1-\frac{\Delta D}{D_0})^2} \qquad \text{(D-1)}$$

$$\varepsilon_{moy} = -2.Ln(1-\frac{\Delta D}{D_0}) \qquad \text{(D-2)}$$

avec

F	Force imposée
$\Delta D/D_0$	Réduction diamétrale relative avec $\Delta D = D_0-D > 0$

Le Tableau B-1 présente les forces et contractions diamétrales à rupture ainsi que les déformations et contraintes moyennes correspondantes. La contrainte principale maximale à rupture est également indiquée. Elle est évaluée grâce au coefficient géométrique $k_{11}=\frac{\sigma_{11}}{\sigma_{moy}}$, qui a été déterminé par une modélisation par éléments finis présentée au Chapitre V : il est égal à 1,08 sur notre géométrie et pour la plage de contraintes nous intéressant.

		Valeurs à rupture				
N° Essai	Eprouvette	Force kN	Contraction diamétrale mm	Contrainte moyenne MPa	Déformation moyenne %	Contrainte Princ. Max MPa
05-193	69718ED	86.0	0.621	1245.0	12.8%	1341.0
05-198	69718EL	87.5	0.684	1283.0	14.2%	1383.7
05-194	69718EE	84.9	0.816	1281.9	17.0%	1383.2
05-180	69718DN	87.0	0.817	1313.6	17.0%	1417.4
05-185	69718DS	87.7	0.826	1326.4	17.3%	1431.2
05-200	69718EN	85.0	0.841	1290.7	17.6%	1392.5
05-201	69718EO	85.9	0.870	1311.8	18.2%	1414.9
05-191	69718EA	87.4	0.985	1369.4	20.7%	1475.0
05-196	69718EG	86.4	1.000	1359.2	21.2%	1463.7
05-183	69718DQ	85.3	1.060	1359.0	22.4%	1462.5
05-190	69718DZ	84.2	1.144	1366.6	24.3%	1469.8
05-184	69718DR	84.3	1.196	1383.9	25.5%	1488.5
05-188	69718DV	83.0	1.198	1363.4	25.5%	1466.4
05-195	69718EF	82.5	1.268	1377.1	27.1%	1482.4
05-181	69718DO	81.1	1.279	1358.0	27.4%	1462.1

Tableau D-1 : Résultats des essais de traction sur éprouvettes AE2 sollicité dans le sens L, sur l'acier TU42 C.

Annexe E - Dimensionnement par Méthode Simplifiée

E.1. Introduction

Nous présentons dans cette annexe une méthode analytique permettant une évaluation approximative de l'épaisseur du tube *t* et de la profondeur initiale du défaut a_0 pour l'essai de rupture sur le tube présenté au Chapitre VI. Cette évaluation nous a permis de définir rapidement la géométrie du tube pour la pré-fissuration.

Rappelons que, durant l'usinage de l'éprouvette et la phase de préfissuration (près de 4 mois), ces grandeurs (a_0 ; t) ont été évaluées de manière précise par une série de simulations numériques. La fin de la pré-fissuration a alors été fixée par la valeur de a_0 puis l'épaisseur du tube a été réduite par un simple usinage (réduction du rayon externe).

E.2. Estimation du Moment de plastification et du Moment limite

Pour un tube, de rayon moyen r_m et d'épaisseur t, soumis à un moment de flexion pure M, on peut estimer une contrainte nominale de flexion globale σ_{gb} dans le plan de section [A16 - 02] :

$$\sigma_{gb} = \frac{M}{4.r_m^2.t} \qquad \text{(E-1)}$$

Le moment de plastification est obtenu lorsque cette contrainte nominale atteint la limite d'élasticité du matériau :

$$M_{plastification} = 4.r_m^2.t.\sigma_Y$$

Le moment limite est défini à partir de la contrainte d'écoulement σ_{ec} :

$$M_{Limite} = 4.r_m^2.t.\sigma_{ec} \qquad avec \qquad \sigma_{ec} = \frac{\sigma_Y + R_m}{2}$$

Concernant notre application sur le tube en acier TU42 C, le défaut circonférentiel débouchant est de petite taille comparativement à la section du tube, il n'influe donc que très peu sur la cette contrainte nominale. Connaissant la température de l'essai et le rayon interne du tube, il est possible d'évaluer les moments de plastification et limite en fonction de l'épaisseur du tube. La Figure E-1 présente ces résultats. On constate que pour une épaisseur inférieure à 13,5 mm, le moment de plastification est inférieure à 200 kN.m et le moment limite est inférieur à 250 kN.m, ce qui est compatible avec la capacité du banc de flexion 4-points (250 kN.m).

On fixe alors l'épaisseur du tube pour la phase de pré-fissuration à 14 mm, sachant que cette épaisseur sera réduite pour l'essai de rupture.

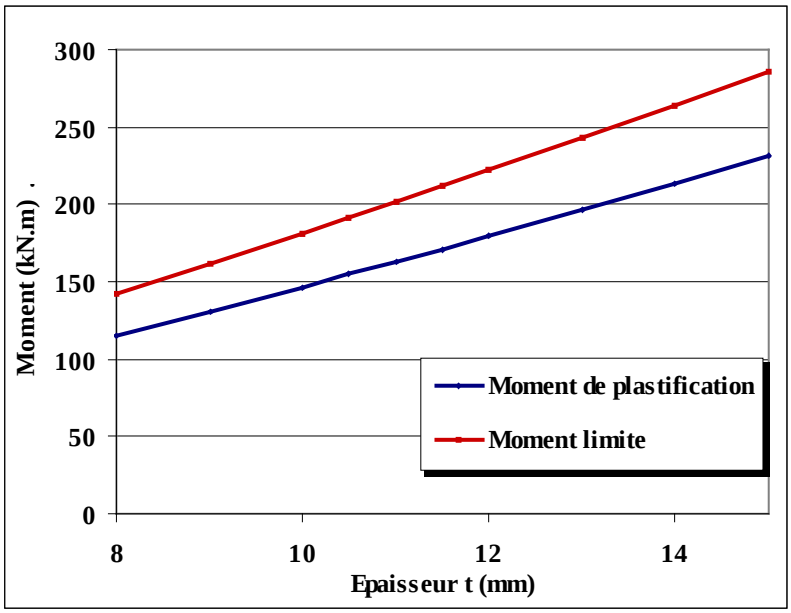


Figure E-1 : Estimation des moments de plastification et limite en fonction de l'épaisseur du tube (chargement de flexion pure à –50°C).

E.3. Evaluation de J par la méthode simplifiée du guide A16

Les commentaires suivant sont inspirés de [Marie - 99]. En général, les méthodes simplifiées sont basées sur des grandeurs élastiques, corrigées pour tenir compte de la plasticité. Pour cela, on utilise la contrainte de référence σ_{ref} qui est une grandeur représentative de la plasticité globale dans une section d'une structure.

Ainsi, la méthode J_S du guide [A16 - 02] consiste à corriger la valeur élastique de J en prenant en compte la plasticité par un facteur k :

$$J_S = J_{élas} . k$$

La valeur de J élastique est calculée à partir d'un formulaire de facteur d'intensité de contrainte donnant K_I en fonction de la géométrie de la pièce fissurée et de la forme du défaut :

$$J_{élas} = \frac{K_I^2}{E^*} \quad \text{avec} \quad E^* = \frac{E}{1-\nu^2} \quad \text{en déformations planes} \qquad \text{(E-2)}$$

$$\text{et} \quad E^* = E \quad \text{en contraintes planes.}$$

Lorsque des déformations plastiques apparaissent au cours du chargement dans la pièce fissurée, la valeur de J calculée élastiquement $J_{élas}$ est corrigée en tenant compte du fait que les déformations réelles ne sont plus élastiques. La correction *k* est fonction de la contrainte de référence dans la section du défaut et de la déformation correspondant à cette contrainte sur la courbe d'écrouissage monotone du matériau (Figure E-2). Dans son expression la plus simple, J est calculé à partir de la relation :

$$J_S = J_{élas} \cdot \frac{\varepsilon_{ref}}{\varepsilon_{élas}} = J_{élas} \cdot \frac{E.\varepsilon_{ref}}{\sigma_{ref}} \qquad \text{(E-3)}$$

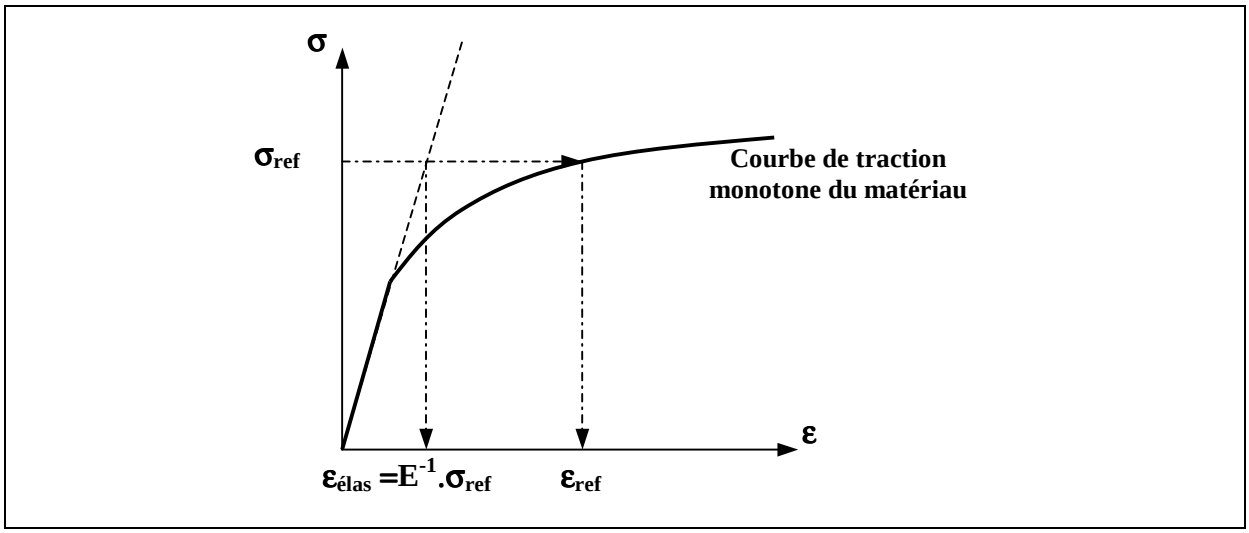


Figure E-2 : Définition de la déformation de référence à partir de la contrainte de référence et de la courbe de traction monotone du matériau.

Dans le cas d'un tube fissuré, le formulaire de K_I est donnée par [Chapuliot - 00]. On suppose ensuite que la contrainte de référence σ_{ref} peut être identifiée à la contrainte nominale de flexion σ_{gb} (relation E-1). Il est alors possible d'exprimer J_S en fonction du moment de flexion pour différentes valeur d'épaisseur *t* et de profondeur *a*. Le Tableau E-1 présente les valeurs de moment obtenues à l'amorçage de la déchirure ductile ($J_S = J_i = 250$ kJ/m²) dans différentes configurations (*a ; t*), et pour deux températures.

Température	Epaisseur d'essai t_0	Profondeur d'essai a_0	Profondeur en fin de pré-fissuration $= 14 - t_0 + a_0$	Moment à l'amorçage ductile
°C	mm	mm	mm	kN.m
-50	11	1	4	220
-50	11	2	5	192
-50	11	3	6	178
-75	10	1	5	210
-75	10	2	6	176
-75	10	3	7	165

Tableau E-1 : Estimations des moments à l'amorçage ductile pour différentes températures, épaisseurs de tube et longueur de défaut, à partir d'un calcul analytique de J.

On souhaite que le moment à l'amorçage ductile soit inférieur au moment limite du tube (Figure E-1). Sur l'ensemble des cas de figure, il apparaît alors qu'une profondeur minimale de défaut de 2 mm est nécessaire, soit 5 mm en fin de pré-fissuration, avant la réduction d'épaisseur. Cette constatation nous permet de fixer la profondeur de l'entaille mécanique de l'éprouvette initiale à 3 mm et de débuter la pré-fissuration sur 2 mm, avant même d'avoir déterminer de manière précise les valeurs t_0 et a_0 à atteindre, d'où un gain de temps important.

E.4. Références

[A16 - 02] RCC-MR, Annexe A16 - Guide pour les études de fuite avant rupture et d'analyses de nocivité de défaut associées, *RCC-MR Vol. Z*, Ed 2002

[Chapuliot - 00] S.Chapuliot, Formulaire de KI pour les tubes comportant un défaut de surface semi-elliptique longitudinal ou circonférentiel, interne ou externe, Rapport CEA R-5900, 2000.

[Marie - 99] S. Marie, Approche énergétique de la déchirure ductile, Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 1999.

Annexe F - Essai de Rupture sur Tube

Cette annexe rassemble plusieurs précisions concernant l'essai de rupture sur tube en acier TU42 présenté au Chapitre VI.

F.1. Préfissuration

F.1.1. Procédure expérimentale

La Figure F-1 présente le plan de montage complet de l'éprouvette pour la phase de pré-fissuration comprenant une partie tubulaire en acier TU42 C et deux embouts soudés en acier équivalent. Ces embouts sont également détaillés sur la Figure F-2.

La pré-fissuration est réalisée sur le banc de flexion 4 points à vérin hydraulique. Elle est pilotée en vitesse de déplacement vérin (0,6 mm/s) et les changements de directions de déplacement sont pilotés sur des bornes de Force, minimale et maximale. Tout se passe donc comme si la pré-fissuration était pilotée en force, mais avec une plus grande sécurité. Le pilotage est réalisé par le logiciel TemaTest développé par TEMA Concept. L'acquisition est assurée par une carte NISCXI1303 et le logiciel LabView de National Instrument.

L'instrumentation comprend :

- La force F,
- Le déplacement du vérin DV,
- L'ouverture des deux clips C1 et C2,
- Les 3 DDP,
- La jauge extensométrique J1.

On enregistre les valeurs minimales et maximales de ces capteurs tous les 10 cycles. De plus, on enregistre intégralement, 1 cycle sur 100 ainsi que les premiers cycles à chaque redémarrage.

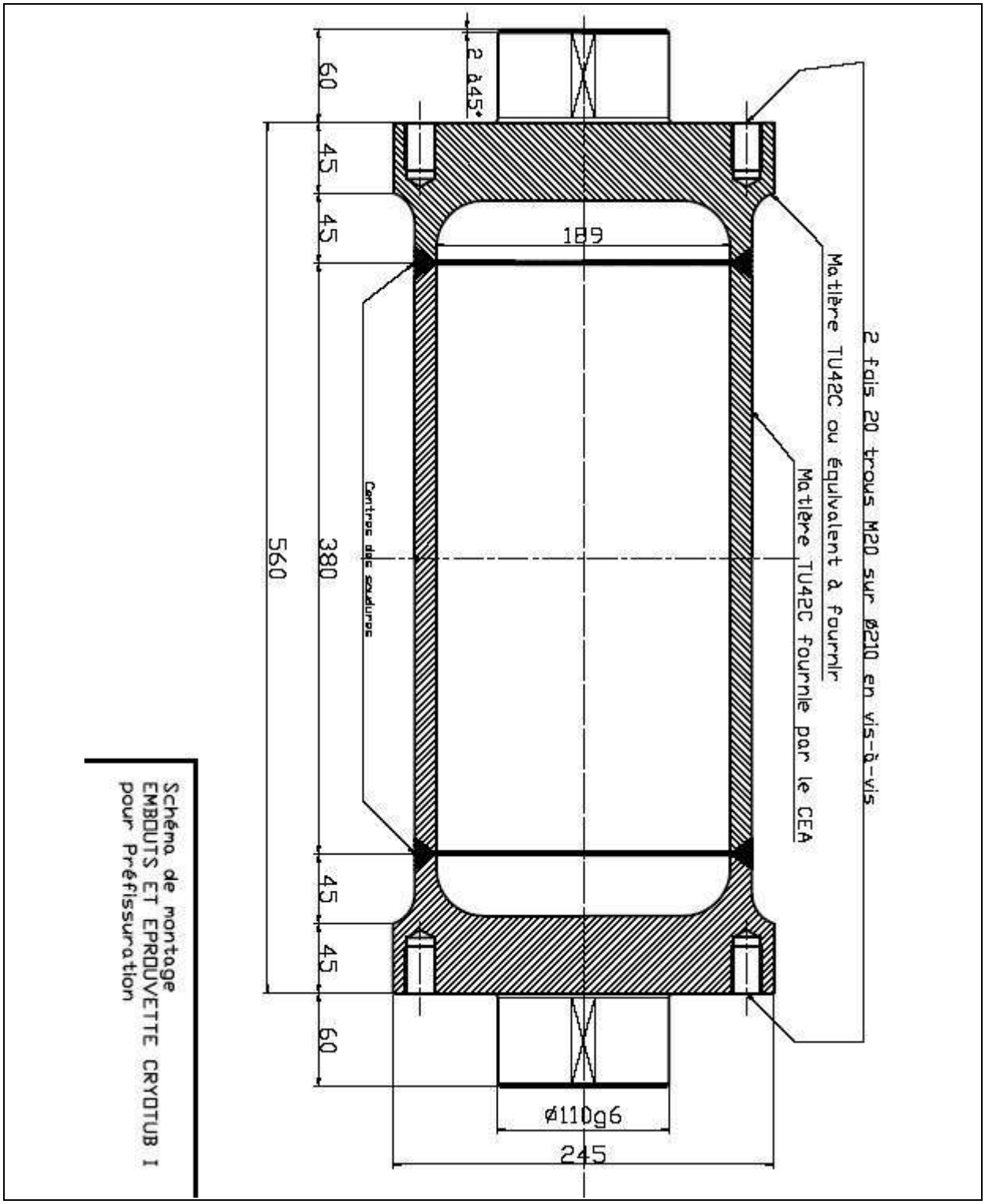


Figure F-1 : Plan de montage de l'éprouvette pour la préfissuration.

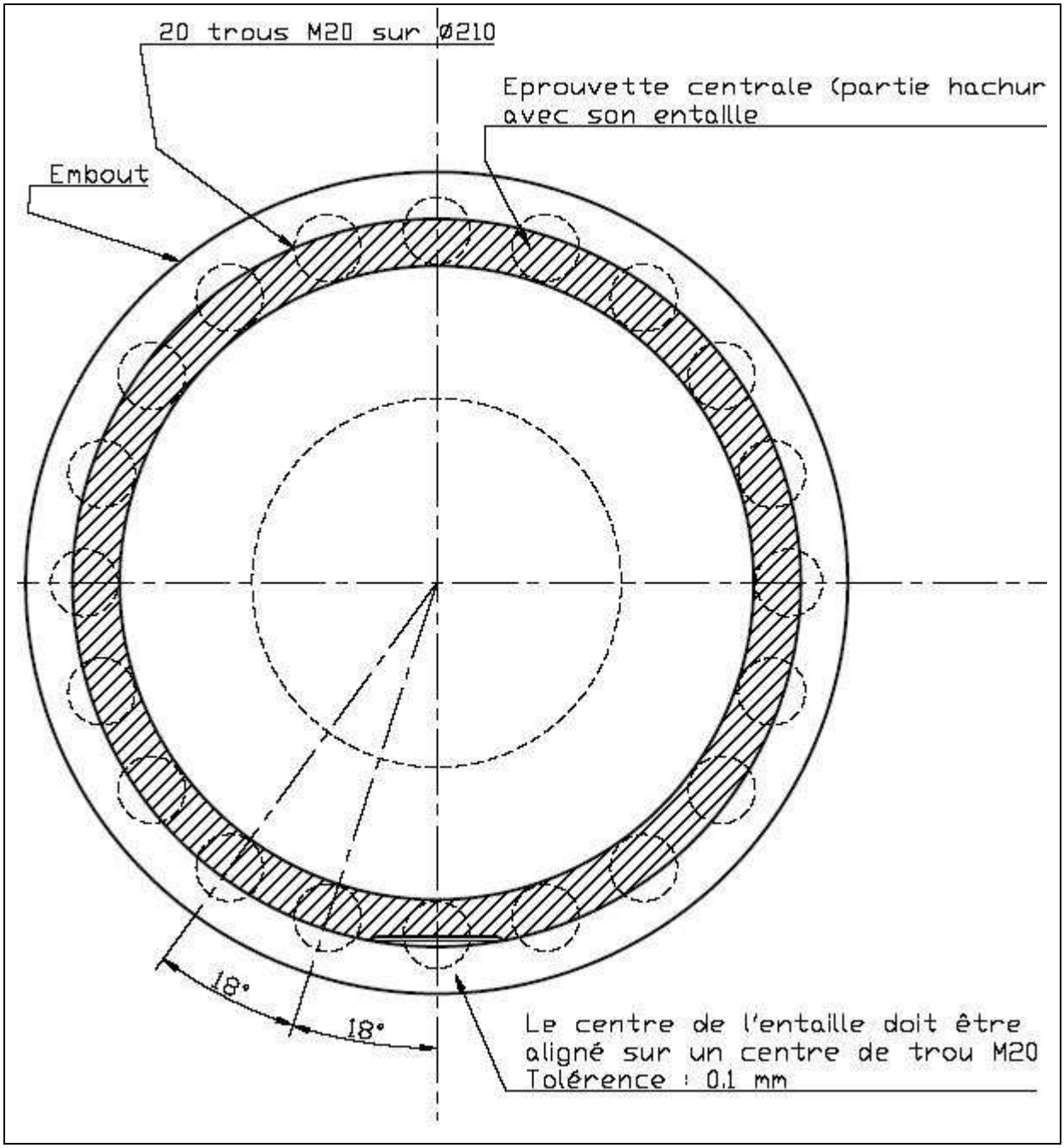


Figure F-2 : Plan de montage de l'éprouvette pour la préfissuration – Vue axiale.

F.1.2. Suivi de la préfissuration

La Figure F-3 présente l'évolution de la complaisance et de la taille du défaut estimée en fonction du nombre de cycles. Les étapes suivantes sont reportées sur le graphique :

1 – Amorçage de la fissuration dès les premiers cycles

2 – Modification de la charge pour réduire ΔK après une propagation de 1,5 mm

3 – Ralentissement et effet retard dus à la modification de la charge

4 – Après réajustement du support commun des clips 1 et 2 qui se décollait progressivement, la valeur de complaisance a été corrigée : on a sous-estimé le défaut sur les cycles 40.000 à 55.000.

5 – Nouvelle modification de la charge : le ralentissement est très fort. La profondeur de défaut finale de 7 mm est lentement atteinte.

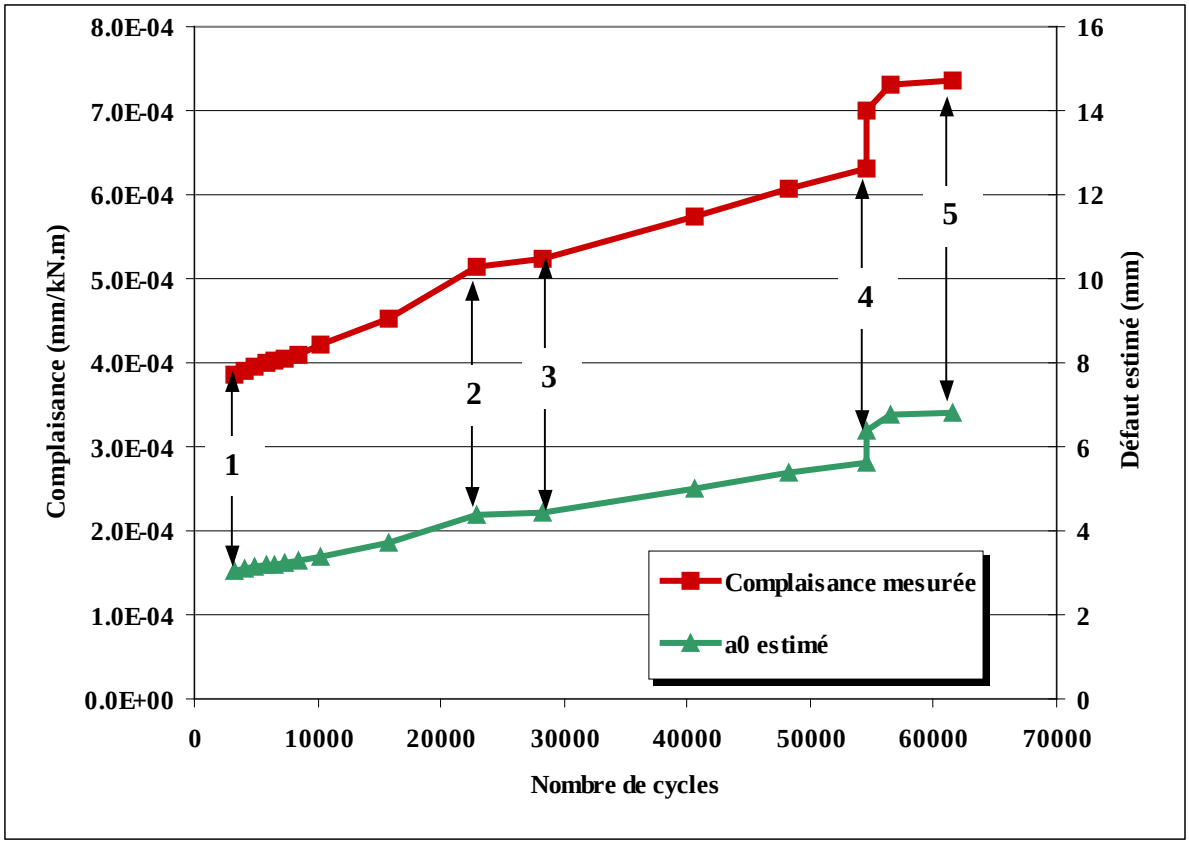


Figure F-3 : Evolution de la complaisance et de la taille du défaut en fonction du nombre de cycles.

La Figure F-4 présente les évolutions des amplitudes de charge et de déplacement du vérin au cours de la pré-fissuration. Entre les modifications de charge, conformément au pilotage, l'amplitude de force est constante. En revanche, le déplacement du vérin montre une déviation à partir de 40 000 cycles. Une inspection du montage a révélé une importante fissure circonférentielle sur le bras de charge au fond du congé de raccordement (R=20 mm). Ce bras a été démonté et remonté en plaçant la fissure dans la zone en compression (retournement à 180°), ce qui a permis de terminer la pré-fissuration.

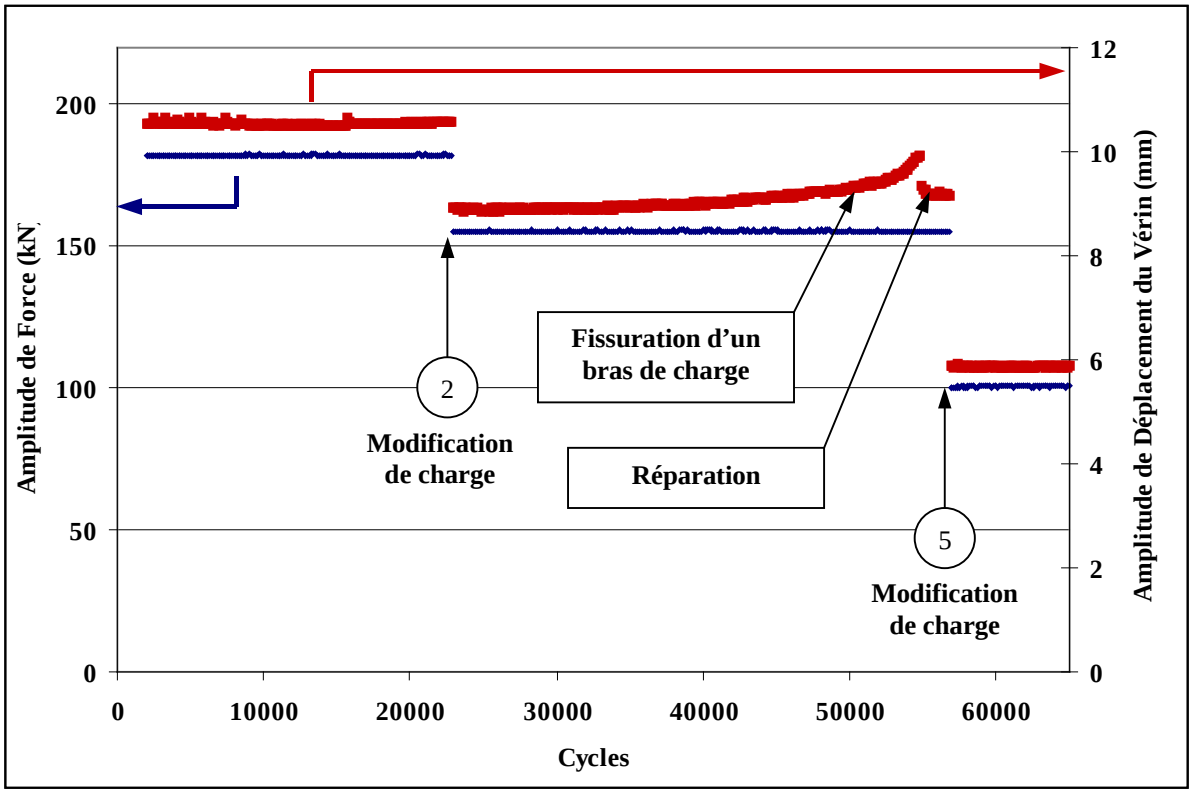


Figure F-4 : Amplitudes de Force et de Déplacement du Vérin durant la pré-fissuration.

F.2. Essai de rupture

F.2.1. Procédure expérimentale

La Figure F-5 présente le plan de montage complet de l'éprouvette pour l'essai de rupture. Une réduction de l'épaisseur à 11 mm et des perçages ont été réalisés. Ces trous servent au passage de l'azote pour le refroidissement.

L'essai est réalisé sur la même machine que la pré-fissuration avec les mêmes logiciels d'acquisition et de pilotage. L'essai est piloté en déplacement du vérin à 1 mm/min. La liste des capteurs et leur position est rappelée dans le Tableau F-1.

L'alimentation et la mesure des signaux des 3 DDP sont réalisés à l'aide d'un seul appareil suiveur de fissure ANS (licence ONERA) et d'un système de multiplexage. Les signaux de DDP sont enregistrés successivement par période de 5 s sur une même voie. Une seconde voie enregistre le signal d'horloge pilotant le basculement d'une DDP à la suivante. Cette technique permet d'économiser l'utilisation de 2 appareils ANS.

Le refroidissement de l'éprouvette à –50°C est assuré par un dispositif, détaillé au §VI.3.2, et représenté en Figure F-6. La descente en froid est piloté à -0,5°C/min.

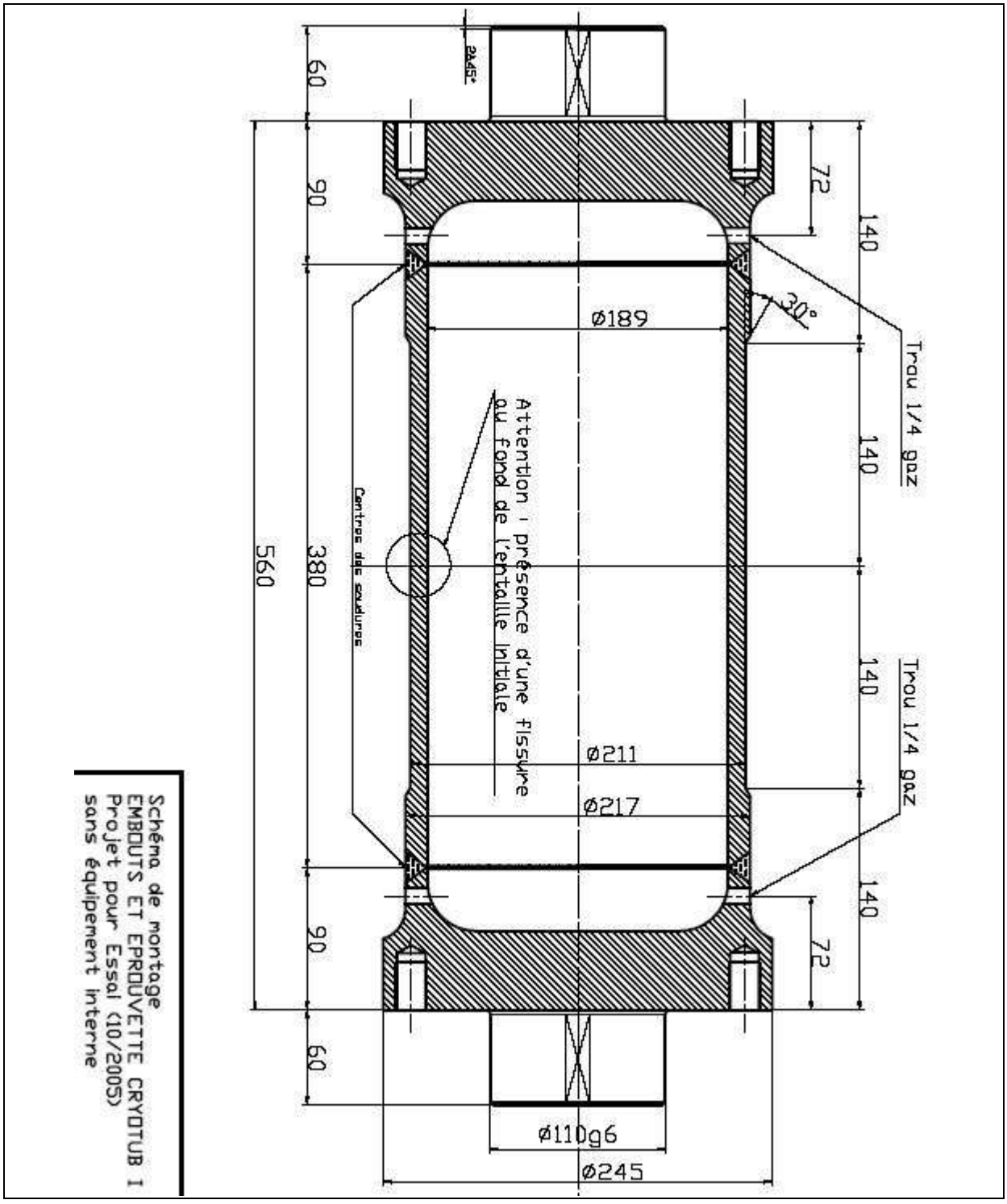


Figure F-5 : Plan de montage de l'éprouvette pour l'essai de rupture.

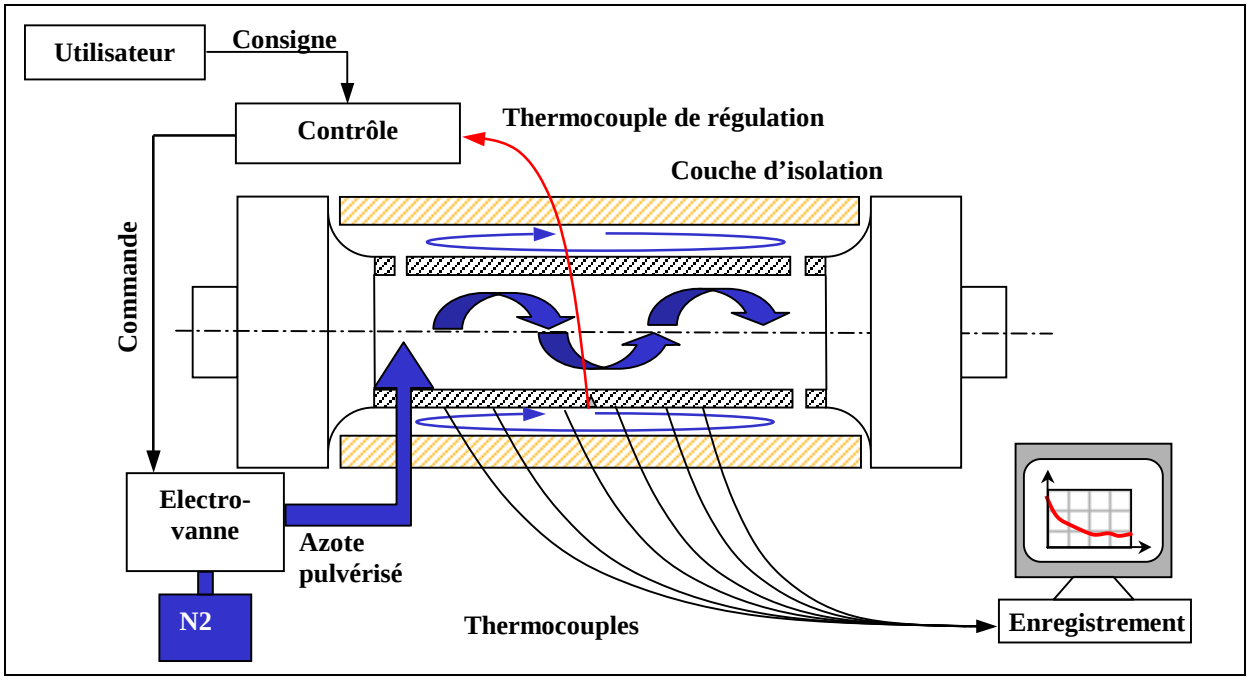


Figure F-6 : Dispositif de refroidissement du tube et Système de régulation thermique.

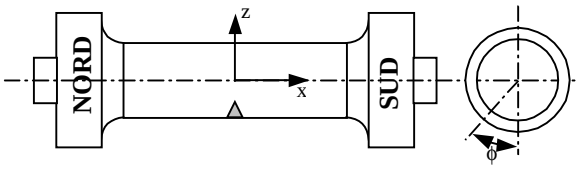
Capteurs	Identifiant	Position axiale	Azimut	Axe
				
Force	Force			Z
Vérin	DV			Z
Clip 1	C1	Centre Fissure	0°	X
Clip 2	C2	Centre Fissure	0°	X
Clip 3	C3	Extrémité Fissure	0° - 20 mm	X
Clip 4	C4	Extrémité Fissure	0° + 20mm	X
DDP1	DDP1	Centre Fissure	0°	
DDP2	DDP2	Extrémité Fissure	0° - 20 mm	
DDP3	DDP3	Extrémité Fissure	0° + 20mm	
Inclino1	R1	Bras Nord		Y
Inclino2	R2	Bras Sud		Y
Ovalisation 1	O1	Section centrale	90° (Horizontale)	Y
Ovalisation 2	O2	Section centrale	0° (Verticale)	Z
Ovalisation 3	O3	Transition d'épaisseur NORD	0° (Verticale)	Z
Flèche 1	F1	Section centrale	180°	Z
Flèche 2	F2	Transition d'épaisseur SUD	180°	Z
Flèche 3	F3	Bras Nord	0°	Z
Flèche 4	F4	Bras Sud	0°	Z
Jauge 1	J1	Section centrale	180°	X
Jauge 2	J2	Transition d'épaisseur SUD	180°	X
Jauge 3	J3	Section centrale	90°	Z
Jauge 4	J4	Section centrale	-90°	Z

Tableau F-1 : Liste des capteurs utilisés pour instrumenter l'essai de rupture sur le tube.

F.2.2. Résultats

Le Tableau F-2 fournit une liste échantillonnée des données enregistrées. La majorité de ces données a été traitée et exploitée au Chapitre VI. Seules les évolutions des ovalisations et des mesures des jauges de déformation, non détaillées au chapitre VI, sont présentées ici.

On a constaté durant l'essai des mouvements de la coque d'isolation thermique susceptibles de perturber les mesures d'ovalisation. La Figure F-7 présente l'évolution de ces mesures et confirme la présence de fortes irrégularités. On retrouve cependant, sur O1, une montée élastique suivie d'un virage de plastification. L'instant de ce virage, autour de DV=20 mm correspond parfaitement à l'instant de plastification globale du tube lu sur la courbe *Force-Déplacement Vérin* (Figure VI-24).

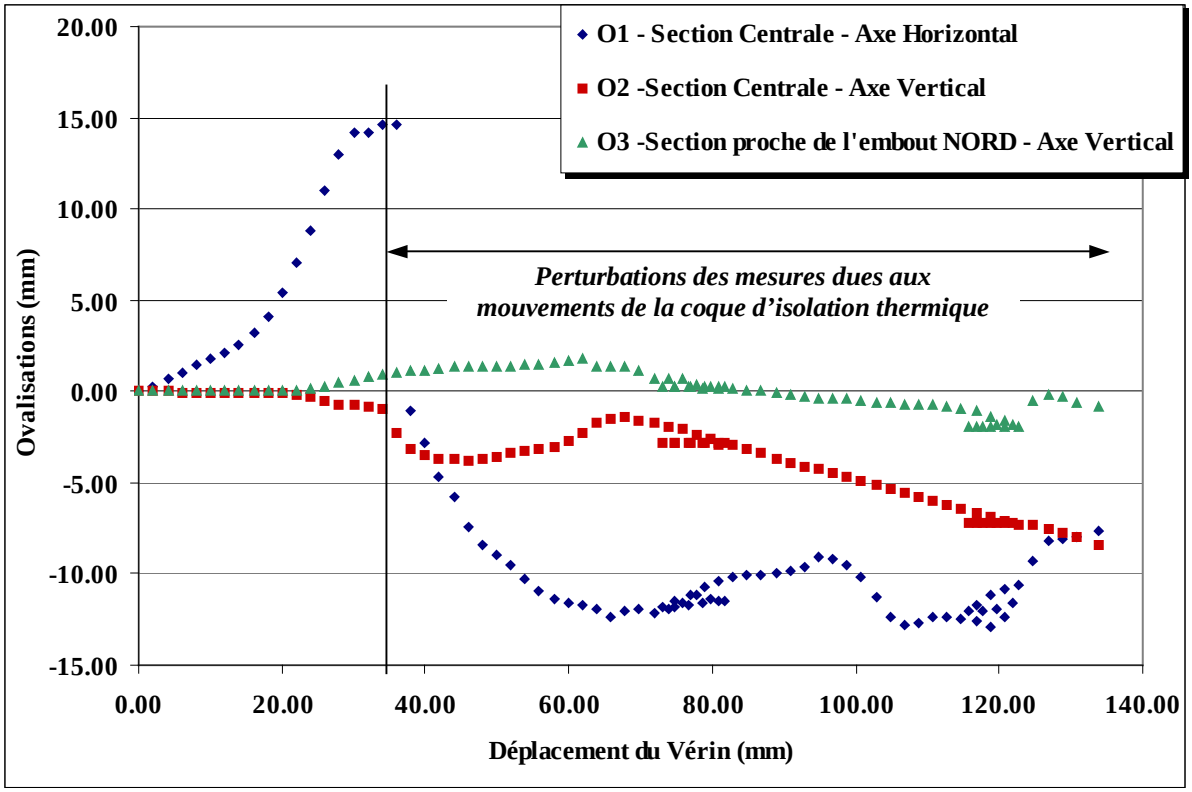


Figure F-7 : Evolution des ovalisations en fonction du déplacement du vérin.

La Figure F-8 présente l'évolution des déformations mesurées en cours d'essai. On constate que les déformation restent très faibles (voire nulles) sur la ligne neutre. On constate également, sur la ligne de plus forte compression, une déformation homogène, d'abord élastique, puis plastique. Le virage de plastification intervient au même instant que précédemment, pour DV=20 mm. Ces recoupements indiquent donc que le chargement de plastification global (144 kN.m), pour un déplacement du vérin de 20 mm, correspond bien à la plastification de l'éprouvette, d'épaisseur 11 mm, et dissipe les doutes sur une éventuelle plastification de la section des embouts d'épaisseur 14 mm.

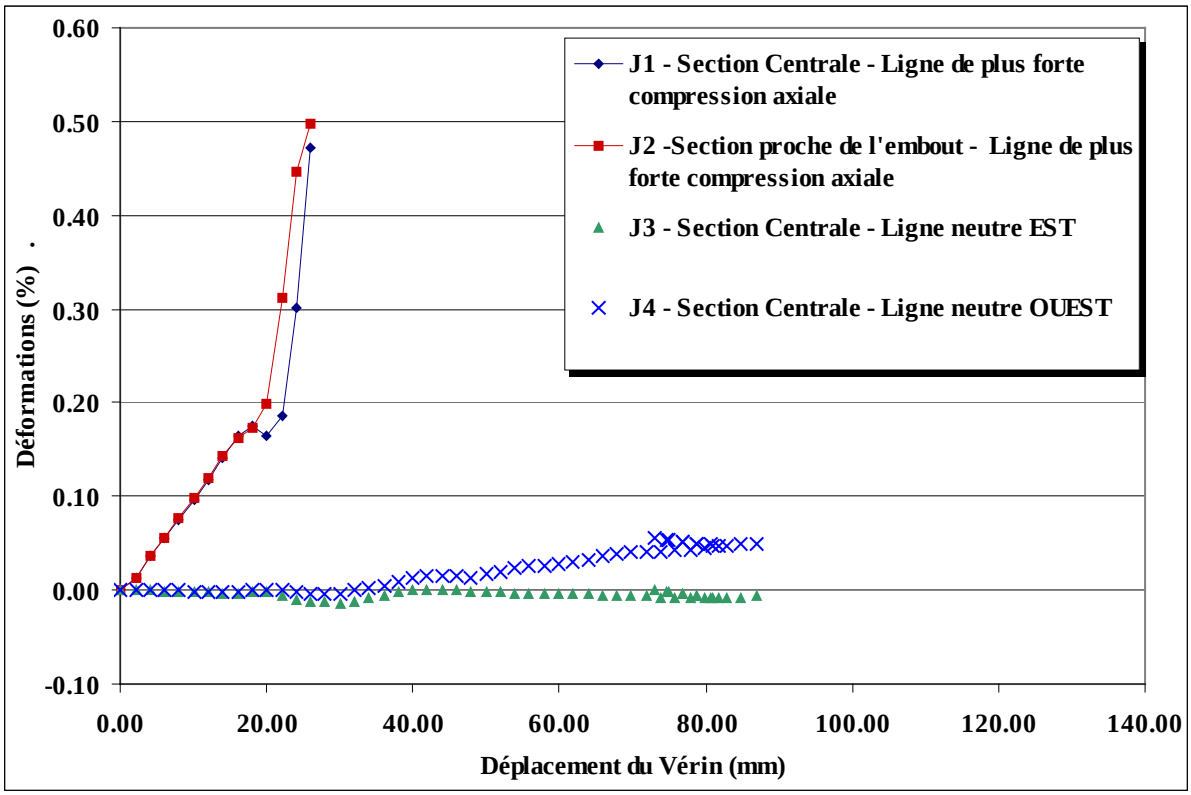


Figure F-8 : Evolution des déformations en fonction du déplacement du vérin.

Temps s	Force kN	Vérin mm	C1 mm	C2 mm	C3 mm	C4 mm	R1 deg	R2 deg	O1 mm	O2 mm	O3 mm	Jauge1 %	Jauge2 %	Jauge3 %	Jauge4 %	F1 mm	F2 mm	F3 mm	F4 mm
0	0.0	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	0.0	0.0	0.0	0.0
160	35.9	2.09	-0.01	-0.01	-0.01	0.00	0.01	0.04	0.27	0.01	0.00	0.014	0.014	0.000	0.000	0.1	-2.1	1.7	3.7
280	69.4	4.10	-0.02	-0.03	-0.01	-0.01	0.12	0.11	0.69	0.00	0.00	0.036	0.036	0.000	0.000	0.1	-2.1	3.4	3.6
400	99.9	6.07	-0.05	-0.06	-0.02	-0.02	0.19	0.04	1.07	-0.05	0.00	0.056	0.056	-0.001	0.000	0.0	-2.1	5.2	5.2
520	128.6	8.06	-0.06	-0.08	-0.03	-0.02	0.16	0.13	1.44	-0.07	-0.01	0.076	0.076	-0.001	-0.001	-0.1	-2.2	6.8	7.0
640	159.0	10.12	-0.10	-0.12	-0.04	-0.03	0.23	0.22	1.81	-0.11	-0.01	0.096	0.098	-0.002	-0.001	-0.3	-2.4	8.5	8.8
760	190.8	12.09	-0.17	-0.27	-0.05	-0.04	0.33	0.30	2.17	-0.10	0.00	0.118	0.120	-0.003	-0.002	-0.5	-2.6	10.4	21.3
880	223.6	14.03	-0.22	-0.34	-0.08	-0.07	0.38	0.34	2.59	-0.11	0.01	0.142	0.143	-0.003	-0.002	-0.7	-2.8	12.3	12.3
1000	253.5	16.04	-0.31	-0.45	-0.15	-0.13	0.38	0.45	3.17	-0.13	0.01	0.164	0.163	-0.003	-0.002	-1.0	-3.0	14.3	14.4
1120	274.5	18.03	-0.44	-0.60	-0.24	-0.65	0.55	0.54	4.08	-0.08	0.02	0.176	0.174	-0.002	0.000	-1.3	-3.4	16.3	18.9
1240	284.2	20.02	-0.60	-0.78	-0.37	-0.81	0.60	0.60	5.44	-0.10	0.03	0.166	0.198	-0.002	0.001	-1.8	-3.8	18.2	20.3
1360	287.8	22.02	-0.77	-0.99	-0.50	-0.93	0.79	0.74	7.10	-0.14	0.09	0.187	0.311	-0.006	0.000	-2.5	-4.0	19.9	20.0
1480	288.3	24.01	-0.89	-1.24	-0.61	-1.03	0.93	0.84	8.84	-0.25	0.18	0.301	0.447	-0.010	-0.001	-3.2	-4.3	21.6	23.9
1600	288.2	26.01	-1.22	-1.88	-0.70	-1.12	0.96	0.86	11.04	-0.56	0.29	0.473	0.498	-0.012	-0.003	-4.0	-4.9	23.5	24.1
1720	287.5	28.00	-1.48	-2.34	-0.79	-1.19	1.15	1.05	13.01	-0.71	0.42	0.504	0.498	-0.013	-0.004	-4.9	-5.6	25.6	47.6
1840	287.2	29.99	-1.64	-2.60	-0.88	-1.28	1.22	1.11	14.17	-0.76	0.55	0.504	0.498	-0.014	-0.003	-5.6	-6.2	27.7	28.4
1960	287.4	31.99	-1.78	-2.81	-0.98	-1.35	1.34	1.24	14.18	-0.81	0.75	0.504	0.498	-0.012	-0.001	-6.2	-6.9	29.8	33.1
2080	287.9	33.97	-1.91	-2.99	-1.06	-1.42	1.46	1.39	14.61	-0.91	0.90	0.504	0.498	-0.009	0.003	-6.9	-7.6	31.8	32.7
2200	288.5	35.97	-2.72	-3.51	-1.12	-1.48	1.61	1.51	14.61	-2.24	1.02	0.504	0.498	-0.005	0.005	-7.6	-8.2	33.7	46.1
2320	289.6	37.96	-3.21	-3.80	-1.19	-1.53	1.63	1.62	-1.05	-3.18	1.09	0.504	0.498	-0.002	0.009	-8.2	-8.8	35.6	36.6
2440	291.1	39.96	-3.50	-4.11	-1.24	-1.57	1.76	1.68	-2.80	-3.47	1.15	0.504	0.498	0.001	0.012	-8.9	-9.4	37.5	38.7
2560	292.7	41.94	-4.75	-5.92	-1.29	-1.61	1.89	1.83	-4.65	-3.67	1.25	0.504	0.498	0.001	0.015	-9.3	-10.1	39.7	40.9
2680	294.4	43.94	-5.20	-6.57	-1.33	-1.65	2.04	1.92	-5.83	-3.69	1.31	0.504	0.498	0.000	0.016	-9.6	-10.7	41.9	42.9
2800	296.0	45.92	-5.37	-6.80	-1.36	-1.70	2.10	2.05	-7.48	-3.76	1.30	0.504	0.498	0.000	0.015	-10.0	-11.2	44.1	44.8
2920	298.0	47.92	-5.48	-6.98	-1.40	-1.74	2.30	2.22	-8.36	-3.74	1.32	0.504	0.498	-0.001	0.014	-10.6	-11.8	46.2	48.1
3040	300.1	49.91	-5.57	-7.11	-1.44	-1.77	2.32	2.40	-8.98	-3.59	1.35	0.504	0.498	-0.002	0.017	-11.0	-12.3	48.1	48.8
3160	303.2	51.91	-5.66	-7.26	-1.48	-1.80	2.42	2.50	-9.53	-3.41	1.37	0.498	0.498	-0.003	0.020	-11.4	-12.5	50.0	50.7
3280	306.8	53.89	-5.76	-7.40	-1.52	-1.84	2.55	2.55	-10.29	-3.31	1.43	0.486	0.498	-0.004	0.024	-11.9	-12.8	52.1	52.4
3400	310.6	55.88	-5.87	-7.57	-1.59	-1.87	2.66	2.69	-10.96	-3.13	1.50	0.453	0.498	-0.004	0.025	-12.4	-13.0	54.4	54.7
3520	313.9	57.87	-5.98	-7.72	-1.64	-1.91	2.71	2.79	-11.41	-3.06	1.59	0.445	0.498	-0.004	0.026	-12.9	-13.1	56.6	57.0
3640	316.9	59.9	-6.09	-7.87	-1.70	-1.94	2.86	3.01	-11.58	-2.73	1.65	0.442	0.498	-0.004	0.028	-13.4	-13.5	58.6	59.1
3760	319.8	61.9	-6.17	-8.00	-1.75	-1.98	2.99	3.11	-11.71	-2.31	1.74	0.451	0.498	-0.005	0.030	-13.8	-13.9	60.6	61.2
3880	322.4	63.9	-6.25	-8.13	-1.81	-2.01	3.16	3.20	-11.95	-1.76	1.35	0.454	0.498	-0.005	0.033	-14.3	-14.3	62.5	63.6
4000	325.1	65.8	-6.76	-8.86	-19.38	-2.04	3.32	3.29	-12.42	-1.45	1.33	0.440	0.498	-0.005	0.036	-14.7	-14.7	64.4	65.1
4120	328.0	67.8	-6.85	-8.95	-19.38	-2.07	3.36	3.35	-12.05	-1.42	1.31	0.450	0.498	-0.006	0.039	-15.1	-15.1	66.3	67.1
4240	330.7	69.8	-6.93	-9.03	-19.39	-2.10	3.44	3.49	-11.94	-1.57	1.17	0.444	0.498	-0.006	0.040	-15.6	-15.5	68.3	69.2
4360	333.4	71.8	-7.02	-9.13	-19.39	-2.15	3.55	3.58	-12.12	-1.76	0.66	0.445	0.498	-0.007	0.041	-16.2	-15.9	70.4	73.1
4480	335.7	73.8	-7.10	-9.22	-19.39	-2.19	3.72	3.73	-11.96	-1.92	0.73	0.440	0.498	-0.007	0.041	-16.7	-16.4	72.5	72.9
4600	338.1	75.8	-7.16	-9.30	-19.38	-2.23	3.86	3.81	-11.61	-2.10	0.68	0.439	0.497	-0.007	0.043	-17.2	-16.8	74.7	75.2
4720	340.3	77.8	-7.22	-9.37	-19.38	-2.27	4.03	3.96	-11.14	-2.36	0.39	0.423	0.489	-0.008	0.043	-17.6	-17.3	76.6	76.9
4840	342.7	79.8	-7.29	-9.45	-19.39	-2.32	4.11	4.11	-11.35	-2.57	0.30	0.426	0.486	-0.008	0.045	-18.0	-17.8	78.5	78.9

(suite page suivante)

4960	345.3	81.8	-7.35	-9.52	-19.39	-2.36	4.24	4.18	-11.54	-2.82	0.22	0.430	0.485	-0.009	0.047	-18.4	-18.2	80.6	80.9
5080	319.1	80.7	-7.36	-9.53	-19.39	-2.37	4.20	4.13	-11.52	-2.88	0.19	0.432	0.439	-0.007	0.048	-18.5	-18.3	80.0	81.0
5200	287.2	78.7	-7.35	-9.52	-19.39	-2.36	4.20	4.11	-11.65	-2.87	0.19	0.431	0.435	-0.005	0.050	-18.5	-18.3	78.2	80.7
5320	256.1	76.8	-7.35	-9.51	-19.39	-2.35	4.15	4.06	-11.72	-2.85	0.21	0.432	0.434	-0.003	0.052	-18.4	-18.3	76.4	81.2
5440	224.2	74.8	-7.34	-9.49	-19.38	-2.34	4.02	3.99	-11.80	-2.81	0.23	0.432	0.434	-0.001	0.054	-18.3	-18.1	74.5	75.8
5560	196.2	73.1	-7.33	-9.48	-19.38	-2.34	3.99	3.85	-11.85	-2.77	0.26	0.436	0.436	0.001	0.055	-18.1	-18.0	72.8	74.0
5680	227.8	74.8	-7.34	-9.49	-19.38	-2.34	4.03	3.89	-11.48	-2.78	0.26	0.432	0.433	-0.001	0.054	-18.2	-18.0	74.3	74.8
5800	260.5	76.9	-7.35	-9.50	-19.38	-2.35	4.06	4.04	-11.13	-2.80	0.26	0.431	0.431	-0.003	0.052	-18.1	-18.0	76.1	76.6
5920	291.5	78.8	-7.37	-9.52	-19.38	-2.36	4.20	4.09	-10.75	-2.83	0.24	0.431	0.431	-0.006	0.050	-18.3	-18.1	77.9	86.9
6040	322.0	80.9	-7.38	-9.53	-19.38	-2.37	4.15	4.17	-10.35	-2.87	0.22	0.436	0.433	-0.008	0.048	-18.4	-18.2	79.7	80.2
6160	345.8	82.8	-7.40	-9.56	-19.37	-2.39	4.26	4.31	-10.20	-2.97	0.17	0.434	0.431	-0.009	0.047	-18.7	-18.5	81.7	91.4
6280	349.8	84.8	-7.47	-9.65	-19.37	-2.43	4.24	4.37	-10.07	-3.19	0.08	0.437	0.432	-0.008	0.049	-19.1	-18.8	83.8	86.5
6400	352.2	86.8	-7.56	-9.75	-19.37	-2.48	4.43	4.52	-10.09	-3.42	0.00	0.443	0.431	-0.006	0.050	-19.6	-19.4	86.0	86.4
6520	354.1	88.8	-7.63	-9.84	-19.37	-2.52	4.52	4.58	-10.00	-3.66	-0.10	0.446	0.431	-0.005	0.053	-20.1	-19.9	88.1	89.0
6640	356.3	90.8	-7.70	-9.92	-19.37	-2.57	4.69	4.77	-9.82	-3.88	-0.19	0.447	0.431	-0.004	0.056	-20.5	-20.4	90.1	92.5
6760	358.2	92.8	-7.77	-10.01	-19.37	-2.61	4.81	4.88	-9.66	-4.09	-0.28	0.450	0.431	-0.004	0.058	-21.0	-20.8	92.0	98.7
6880	360.5	94.8	-7.84	-10.09	-19.37	-2.65	4.96	5.01	-9.05	-4.30	-0.36	0.449	0.434	-0.004	0.060	-21.4	-21.2	93.9	95.8
7000	362.7	96.8	-7.91	-10.17	-19.37	-2.69	4.93	5.08	-9.17	-4.50	-0.42	0.451	0.435	-0.005	0.061	-21.9	-21.7	95.9	98.0
7120	365.0	98.8	-7.98	-10.26	-19.37	-2.74	5.08	5.22	-9.47	-4.72	-0.45	0.453	0.433	-0.005	0.057	-22.3	-22.1	98.0	98.7
7240	367.2	100.8	-8.07	-10.36	-19.37	-2.78	5.28	5.29	-10.19	-4.94	-0.51	0.453	0.443	-0.004	0.056	-22.7	-22.6	100.1	100.3
7360	369.4	102.8	-8.15	-10.45	-19.36	-2.83	5.40	5.44	-11.31	-5.17	-0.58	0.454	0.432	0.050	0.057	-23.2	-23.2	102.1	102.5
7480	371.2	104.8	-8.23	-10.54	-19.36	-2.87	5.51	5.60	-12.36	-5.39	-0.65	0.456	0.433	0.049	0.056	-23.7	-23.6	104.1	104.2
7600	373.2	106.7	-8.30	-10.63	-19.36	-2.91	5.56	5.64	-12.76	-5.58	-0.71	0.457	0.434	0.049	0.057	-24.2	-24.0	106.1	106.2
7720	374.9	108.7	-8.38	-10.72	-19.36	-2.96	5.63	5.76	-12.69	-5.78	-0.74	0.458	0.434	0.048	0.057	-24.6	-24.5	108.0	108.6
7840	376.6	110.7	-8.46	-10.82	-19.37	-3.04	5.77	5.88	-12.41	-6.00	-0.79	0.460	0.434	0.047	0.049	-25.0	-24.9	109.9	110.0
7960	378.4	112.7	-8.55	-10.91	-19.36	-3.11	5.84	5.99	-12.37	-6.21	-0.85	0.461	0.434	0.044	0.047	-25.4	-25.4	111.9	113.3
8080	380.4	114.7	-8.64	-11.01	-19.36	-3.19	6.00	6.15	-12.49	-6.43	-0.91	0.460	0.433	0.042	0.043	-25.9	-25.8	113.9	113.9
8200	382.2	116.7	-8.73	-11.12	-19.36	-3.26	6.10	6.21	-12.63	-6.64	-1.01	0.462	0.434	0.042	0.041	-26.3	-26.3	115.9	117.5
8320	383.7	118.7	-8.83	-11.23	-19.36	-3.36	6.19	6.30	-12.93	-6.85	-1.38	0.463	0.434	0.042	0.041	-26.8	-26.8	117.8	120.2
8440	385.3	120.7	-8.93	-11.34	-19.36	-3.46	6.38	6.50	-12.37	-7.07	-1.61	0.463	0.433	0.042	0.042	-27.2	-27.3	119.7	119.7
8560	377.9	121.7	-9.01	-11.43	-19.36	-3.53	6.45	6.59	-11.64	-7.25	-1.81	0.462	0.434	0.043	0.042	-27.5	-27.7	120.9	120.7
8680	344.7	119.7	-9.00	-11.42	-19.36	-3.53	6.38	6.51	-11.89	-7.26	-1.88	0.460	0.435	0.047	0.045	-27.5	-27.6	119.4	120.0
8800	312.9	117.7	-8.99	-11.40	-19.36	-3.52	6.38	6.31	-12.03	-7.26	-1.92	0.457	0.432	0.050	0.047	-27.5	-27.6	117.7	118.4
8920	281.2	115.7	-8.98	-11.39	-19.36	-3.52	6.23	6.29	-12.01	-7.25	-1.93	0.456	0.432	0.053	0.050	-27.3	-27.5	115.9	116.6
9040	299.4	116.8	-8.99	-11.39	-19.36	-3.52	6.33	6.27	-11.69	-7.23	-1.93	0.459	0.433	0.052	0.049	-27.3	-27.4	116.5	116.5
9160	331.4	118.8	-9.00	-11.41	-19.36	-3.53	6.34	6.40	-11.17	-7.22	-1.94	0.461	0.434	0.050	0.046	-27.3	-27.5	118.2	118.3
9280	362.5	120.8	-9.01	-11.42	-19.36	-3.55	6.37	6.45	-10.82	-7.23	-1.96	0.462	0.436	0.047	0.043	-27.4	-27.5	120.0	120.1
9400	385.6	122.8	-9.05	-11.47	-19.36	-3.58	6.48	6.55	-10.64	-7.28	-1.98	0.462	0.432	0.047	0.042	-27.6	-27.8	121.8	121.6
9520	388.4	124.8	-9.20	-11.63	-19.36	-3.69	6.52	6.65	-9.31	-7.33	-0.56	0.458	0.429	0.054	0.041	-28.0	-28.2	123.7	126.1
9640	389.4	126.8	-9.35	-11.79	-19.36	-3.83	6.74	6.74	-8.24	-7.55	-0.15	0.456	0.430	0.058	0.041	-28.4	-28.7	125.7	125.6
9760	390.8	128.8	-9.53	-11.97	-19.36	-3.95	6.88	6.85	-8.09	-7.77	-0.29	0.457	0.438	0.060	0.043	-28.8	-29.2	127.6	128.9
9880	391.6	130.8	-9.76	-12.20	-19.36	-4.09	6.97	7.00	-7.93	-8.02	-0.60	0.453	0.442	0.063	0.046	-29.3	-29.8	129.8	131.6
10060	392.3	133.7	-10.18	-12.60	-19.36	-4.33	7.15	7.22	-7.60	-8.45	-0.88	0.442	0.425	0.091	0.071	-29.9	-30.6	133.0	132.8

Tableau F-2 : Enregistrement des données au cours de l'essai de rupture sur le tube.

Annexe G - Mesure des Contraintes Résiduelles par Diffraction Neutronique

Des mesures de contraintes résiduelles ont été réalisées au Laboratoire Léon Brillouin. Les résultats ne nous sont malheureusement pas parvenus au moment de la rédaction de ce mémoire. Cette annexe détaille le principe de la mesure par diffraction neutronique sur la réacteur expérimental Orphée (CEA-Saclay) et la proposition d'expérience déposée au Laboratoire Léon Brillouin en début d'étude.

G.1. Principe de mesure par Diffraction Neutronique

Nous nous appuyons dans ce paragraphe sur les descriptions et les commentaires de [Levy - 99].

Lorsqu'un faisceau de neutrons arrive sur un matériau polycristallin, il est alors diffracté suivant un angle dépendant de la distance interréticulaire d_0. Si on applique une contrainte sur le matériau et donc sur les plans cristallins, il va se produire une variation de cette distance interréticulaire. L'angle de diffraction se comporte alors comme une jauge d'extensométrie : il est possible d'en déduire la déformation dans la direction perpendiculaire aux plans cristallins.

Le tenseur des déformations est déterminé à partir de la mesure des déformations suivant différentes orientations. A partir de la loi de Hooke généralisée appliquée à un matériau homogène isotrope, on exprime la déformation en fonction des composantes du tenseur des contraintes. Si les axes principaux sont connus et coïncident avec les axes de l'échantillon, on déduit les contraintes d'un système de 3 équations à 3 inconnues.

G.2. Proposition d'expérience au LLB-Orphée

Les contraintes résiduelles de soudage sont des contraintes internes à l'acier résultant des dilatations thermiques, des changements de phase et des conditions de bridage lors du procédé de soudage.

Notre objectif est de mesurer les contraintes résiduelles afin de les intégrer comme données d'entrée dans nos calculs. Par exemple, les champs de contraintes résiduelles seront intégrés aux modèles par éléments finis.

Dans le cadre de notre étude sur la tenue mécanique d'un joint soudé circonférentiel, il s'avère indispensable d'évaluer ces contraintes résiduelles dans l'épaisseur du joint, notamment là où la rupture fragile est susceptible de s'amorcer ; d'où l'intérêt de la mesure par diffraction neutronique. Soulignons aussi que cette méthode est non destructive. Ainsi, rien n'empêche de réaliser des essais mécaniques à la suite.

La Figure G-1 schématise l'expérience de mesure par une vue en coupe du joint soudé (le joint est complet lors de la manipulation afin de ne relâcher aucune contrainte). La Figure G-2 définit la grille de points de mesure. Pour un total de 20 points de mesures dans trois directions principales, soit 60 mesures, à raison de 2h environ par mesure, et compte tenu du temps de montage et de l'alignement de faisceau, on estime un temps d'occupation du faisceau de 10 jours. On propose une sensibilité de 3x3x3 mm, soit une mesure moyenne sur 27 mm^3 pour chaque point.

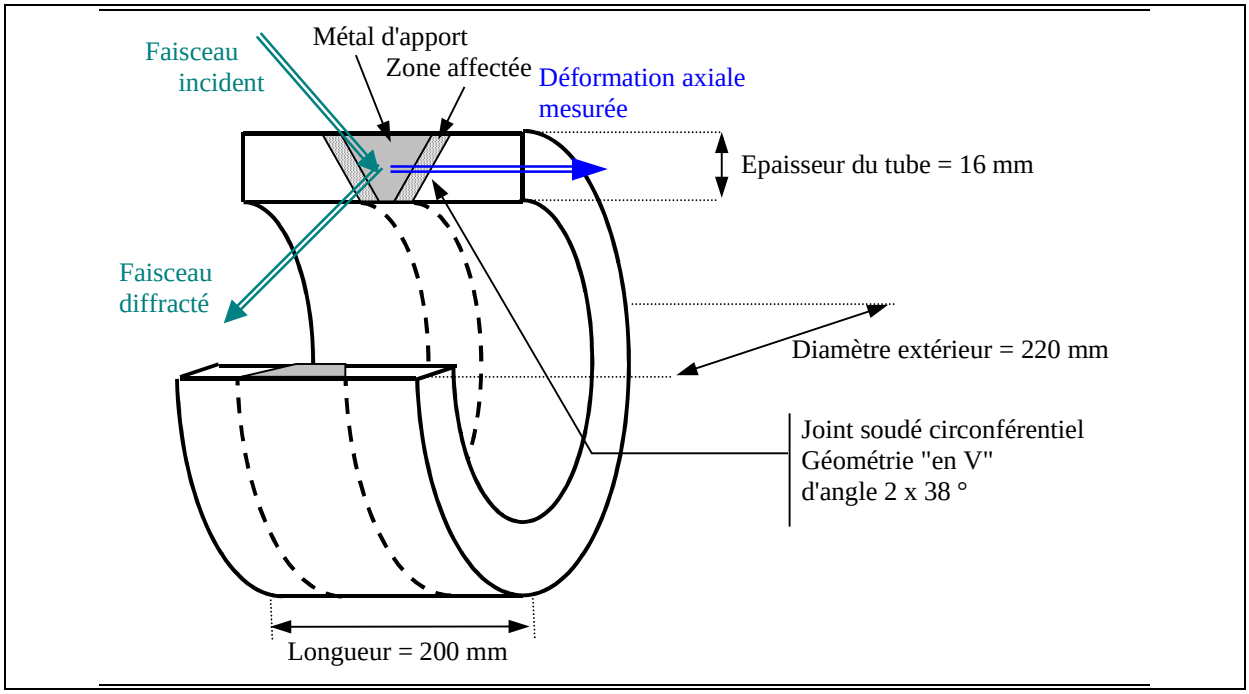


Figure G-1 : Vue en coupe du tube comportant un joint soudé, géométrie de l'échantillon et principe de la mesure.

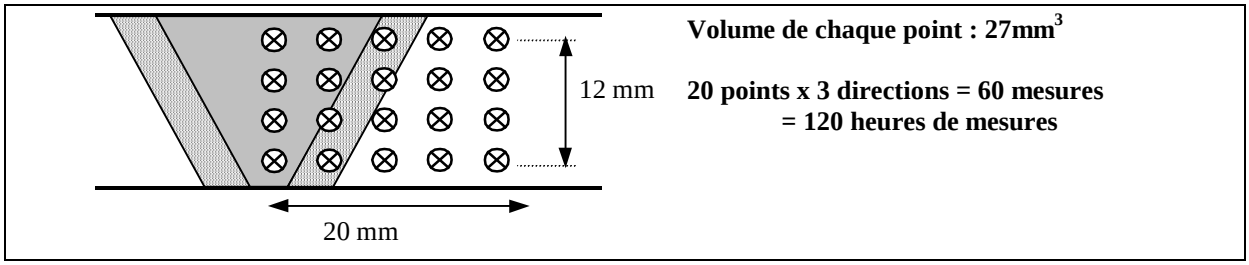


Figure G-2 : Grille de points de mesure des contraintes résiduelles dans la section du joint soudé.

G.3. Références

[Levy - 99] R. Levy Tubiana : Etude des composites à matrice métallique par la technique de la diffraction de neutrons : analyse du comportement élasto-plastique et évaluation des contraintes résiduelles, Thèse de Doctorat, Paris XI, Orsay, 1999.