HAL
open science

Prédiction de la non-rupture fragile dans un joint soudé en acier C-Mn dans le domaine de la transition fragile/ductile

Thai Ha Nguyen

To cite this version:

Thai Ha Nguyen. Prédiction de la non-rupture fragile dans un joint soudé en acier C-Mn dans le domaine de la transition fragile/ductile. Autre. Ecole Centrale de Lille, 2009. Français. NNT : 2009ECLI0017 . tel-00578811

HAL Id: tel-00578811

https://theses.hal.science/tel-00578811v1

Submitted on 22 Mar 2011

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 108

ECOLE CENTRALE DE LILLE

THESE

pour l'obtention du grade de

DOCTEUR

SPECIALITE : MECANIQUE

présenté par

Thai Ha NGUYEN

==========

PREDICTION DE LA NON-RUPTURE FRAGILE DANS UN JOINT SOUDE EN ACIER C-Mn DANS LE DOMAINE DE LA TRANSITION FRAGILE/DUCTILE

==========

Directrice de Thèse : Suzanne DEGALLAIX-MOREUIL

==========
Soutenue le 19 novembre 2009
==========

- JURY -

M. P. BOMPARD	Professeur, Ecole Centrale de Paris	*Rapporteur*
M. G. BEZINE	Professeur, ENSMA	*Rapporteur*
M. D. KONDO	Professeur, Université de Lille 1	*Examinateur*
M. P. GILLES	Ingénieur Recherche, AREVA NP	*Examinateur*
M. S. CHAPULIOT	HDR, Ingénieur Recherche, AREVA NP	*Examinateur*
M. S. MARIE	HDR, Ingénieur Recherche, CEA Saclay	*Encadrant CEA*
M. C. NICLAEYS	Maître de Conférences, Ecole Centrale de Lille	*Co-encadrant*
Mme S. DEGALLAIX-MOREUIL	Professeur, Ecole Centrale de Lille	*Directrice de thèse*

Thèse du Laboratoire Mécanique de Lille,
préparée dans le Laboratoire d'Intégrité des Structures et de Normalisation au CEA-Saclay

Ecole Doctorale SPI 072

REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé dans le cadre d'une coopération entre le Laboratoire Mécanique de Lille à l'Ecole Centrale de Lille et le Laboratoire d'Intégrité des Structures et des Normalisations du CEA Saclay.

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

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude au professeur S. Degallaix-Moreuil, directrice de thèse, pour son suivi, sa disponibilité, surtout pour son enthousiasme et l'ensemble de ses conseils avisés.

Mes remerciements vont à mes encadrants de thèse au CEA, Stéphane Chapuliot et Stéphane Marie, qui ont encadré ce travail au quotidien au LISN. Leurs qualités tant scientifiques qu'humaines ont été pour moi un soutien inestimable. Aussi, ce que je retiendrai de ces trois ans de thèse va bien au-delà de la mécanique de la rupture.

Je tiens à remercier Christophe Niclaeys, co-encadrant au LML, pour sa formation sur les observations au MEB et pour m'avoir apporté toute l'aide dont j'avais besoin.

Je dis un grand merci à Monsieur Philippe Bompard et à Monsieur Gérard Bézine d'avoir accepté de rapporter avec rigueur et précision sur ce travail. Monsieur Djimedo Kondo et Monsieur Philippe GILLES m'ont également fait l'honneur de participer à mon jury de thèse et je les en remercie.

Je remercie également tous ceux qui ont participé à ce travail : Lionel Ferry, Thierry Le Grasse et Grégory Perez, pour leur aide sur les essais mécaniques, et Yann Kayser et Benoît Prabel pour leurs nombreux conseils.

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

J'aimerais enfin avoir une pensée particulière pour mes parents et pour ma femme, Hai Van, qui m'ont toujours assuré de leur soutien et de leur patience tout au long de ces trois années de thèse.

Thai Ha NGUYEN

RESUME

Ce travail de thèse s'inscrit dans le contexte de la sûreté nucléaire, et plus précisément, de l'intégrité des circuits secondaires des Réacteurs à eau pressurisée (REP). Le problème posé est celui de la rupture d'une structure tubulaire mince en acier ferritique peu allié, comportant de nombreuses soudures d'aboutement, l'acier ferritique en question et sa soudure présentant une zone de transition de ténacité fragile/ductile. De plus, les soudures présentent, au niveau du bourrelet de soudage, une géométrie propice à l'apparition de fissures de fatigue, dû aux vibrations et dilatations de l'ensemble. Ces fissures entraînent le risque de rupture totale du composant. L'objectif de la thèse est d'établir un critère de non rupture par clivage de structures minces soudées en acier ferritique, applicable aux structures réelles.

L'étude porte donc sur le comportement à rupture de structures minces soudées dans le domaine haut de la transition fragile/ductile. Elle a pour objectif de développer le modèle en contrainte seuil initialement développé par Chapuliot, qui permet de prédire la non-rupture par clivage de cette structure soudée. Le modèle est identifié pour la soudure de l'acier au C-Mn de construction nucléaire, en s'intéressant plus particulièrement à la limite supérieure du domaine de transition.

Une contrainte seuil, en-dessous de laquelle le clivage ne peut avoir lieu, est identifiée à partir d'essais de traction à basses températures sur éprouvettes axisymétriques entaillées prélevées dans le joint soudé. Cette contrainte seuil permet de définir le volume seuil, ou volume dans lequel les contraintes principales maximales dépassent la contrainte seuil au cours de l'essai.

L'analyse au MEB des faciès des éprouvettes rompues montre que la zone fondue brute de solidification dans le métal déposé est la zone la plus susceptible de cliver. Un modèle aux éléments finis multi-matériaux de la soudure est mise en place et permet d'estimer les sollicitations au niveau des sites de clivage observés. La relation entre la probabilité de rupture fragile et le volume seuil dans cette zone est établie via une fonction de sensibilité grâce à des essais sur éprouvettes CT.

Le modèle ainsi identifié est testé pour prévoir la non rupture par clivage d'éprouvettes SENT prélevées dans le joint soudé et sollicitées en traction. Les résultats obtenus sont encourageants relativement à la transférabilité du modèle à la structure réelle.

ABSTRACT

This work concerns the nuclear safety, specifically the secondary circuit integrity of pressurized water reactors (PWR). The problem is that of the fracture of a thin tubular structure in ferritic steel with many welded joints. The ferritic steel and weld present a brittle/ductile tenacity transition. Moreover, the welds present geometry propitious to the appearance of fatigue cracks, due to vibrations and expansions. These cracks may cause the complete fracture of the structure. The objectives of this work are to establish a criterion of non-fracture by cleavage of thin welded structures in ferritic steel, applicable to actual structures.

Therefore, the present study focuses on the fracture behaviour of welded thin structures in brittle/ductile transition. It aims at developing the threshold stress model initially proposed by Chapuliot, to predict the non-brittle-fracture of this welded structure. The model is identified for the welded joint in C-Mn steel for nuclear construction, specifically in the upper part of the transition.

A threshold stress, below which the cleavage cannot take place, is identified using tensile tests at low temperature on axis-symmetrical notched specimens taken in welded joint. This threshold stress is used to define the threshold volume where the maximum principal stress exceeds the threshold stress during the test.

The analysis by SEM of specimen fracture surfaces shows that the gross solidification molten zone in the weld is the most likely to cleave. The relation between the brittle fracture probability and the threshold volume in the gross solidification molten zone is established via a sensitivity function, using multi-materials simulations.

The model thus identified is tested for the prediction of non-brittle-fracture of SENT specimens taken in the welded joint and tested in tension. The results obtained are encouraging with regards to the transferability of the model to the actual structure.

TABLE DES MATIERES

NOTATIONS 3

INTRODUCTION 7

CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE 10

I.1. Introduction 13

I.2. Eléments de Mécanique de la Rupture 13
I.2.1. Modes de rupture 13
I.2.2. Mécanique élastique linéaire de la rupture 14
I.2.3. Mécanique non linéaire de la rupture 16
I.2.4. Critères de rupture 17

I.3. Déchirure ductile 19
I.3.1. Mécanismes de la déchirure ductile 19
I.3.2. Approches locales décrivant l'endommagement ductile 21
I.3.3. Approches globales décrivant l'endommagement ductile 24
I.3.4. Conclusions 30

I.4. Rupture fragile par clivage 31
I.4.1. Mécanismes de la rupture fragile par clivage 31
I.4.2. Modèles déterministes décrivant le clivage 32
I.4.3. Modèles statistiques décrivant le clivage 37
I.4.4. Conclusions 50

I.5. Rupture dans le domaine de la transition fragile-ductile 51
I.5.1. Description de la transition fragile-ductile 51
I.5.2. Courbe de transition de résilience 51
I.5.3. Température de transition 52
I.5.4. Compétition déchirure ductile/rupture fragile 52
I.5.5. Conclusions 57

I.6. Soudure de l'acier ferritique au Carbone-Manganèse 58
I.6.1. Acier ferritique au carbone-manganèse 58
I.6.2. Procédé de soudage à l'arc avec électrode enrobée 59
I.6.3. Conséquences métallurgiques du soudage 60
I.6.4. Conséquences mécaniques du soudage 65
I.6.5. Conclusions 72

I.7. Synthèse bibliographique 73

I.8. Références 74

CHAPITRE II : MODELE EN CONTRAINTE SEUIL DE RUPTURE FRAGILE. DEMARCHE D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES 81

II.1. Introduction 83

II.2. Modèle en contrainte seuil - Notions de base 83
II.2.1. Contrainte seuil et volume seuil de susceptibilité au clivage 83
II.2.2. Relation entre le volume seuil et la probabilité de rupture 84

II.3. Modèle en contrainte seuil identifié pour l'acier de cuve allemand 22NiMoCr37 dans la zone de transition fragile/ductile 85
II.3.1. Détermination de la contrainte seuil..... 86
II.3.2. Relation entre le volume seuil V_{th} et la probabilité de rupture..... 87
II.3.3. Forme finale du modèle en contrainte seuil..... 90

II.4. Identification du modèle en contrainte seuil pour l'acier TU42C dans le haut de la transition fragile/ductile 91
II.4.1. Détermination de la contrainte seuil..... 92
II.4.2. Relation entre le volume seuil V_{th} et la probabilité de rupture..... 92
II.4.3. Forme finale du modèle en contrainte seuil pour l'acier TU42 C..... 93

II.5. Application du modèle en contrainte seuil à un tube en acier TU42 C sollicité en flexion 94

II.6. Conclusion 97

II.7. Références 98

CHAPITRE III : CARACTERISATION METALLURGIQUE ET MECANIQUE DU JOINT SOUDE DE L'ACIER TU42 C - RESISTANCE A LA RUPTURE 99

III.1. Introduction 101

III.2. Caractérisation du joint soudé de l'acier TU42 C 101
III.2.1. Microstructure du joint soudé..... 101
III.2.2. Propriétés mécaniques du joint soudé..... 109

III.3. Essais de traction monotone sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) prélevées dans le joint soudé 118
III.3.1. Conditions d'essai..... 118
III.3.2. Courbes Force-Contraction diamétrale..... 119
III.3.3. Observation des faciès de rupture..... 121
III.3.4. Conclusion sur les essais sur éprouvettes AE..... 129

III.4. Essais de rupture sur éprouvettes «Compact Tension» (CT) prélevées dans le joint soudé..... 130
III.4.1. Conditions d'essai..... 130
III.4.2. Essais de rupture sur éprouvettes CT12..... 132
III.4.3. Observation des faciès de rupture..... 133
III.4.4. Conclusion sur les essais sur éprouvettes CT..... 138

III.5. Conclusion 139

III.6. Références..... 141

CHAPITRE IV : SIMULATION PAR ELEMENTS FINIS DES ESSAIS DE RUPTURE NECESSAIRES AU DEVELOPPEMENT DU MODELE EN CONTRAINTE SEUIL142

IV.1. Introduction 144

IV.2. Optimisation de la simulation par éléments finis des essais de rupture sur MD 144
IV.2.1. Modèle « MD homogène ». Simulation des essais sur AE2 et CT12..... 144
IV.2.2. Modèle « MD composite »..... 149

IV.3. Simulation des essais de rupture. Grandeurs mécaniques aux sites d'amorçage 162
IV.3.1. Essais de rupture sur éprouvettes AE2..... 162
IV.3.2. Etude de la rupture par clivage des éprouvettes CT12..... 169

IV.4. Discussion sur le déclenchement du clivage dans le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C 174

IV.5. Conclusion..... 176

IV.6. Références..... 178

CHAPITRE V : IDENTIFICATION ET VALIDATION DU MODELE EN CONTRAINTE SEUIL POUR LE JOINT SOUDE DE L'ACIER FERRITIQUE TU42 C..... 179

V.1. Introduction 181

V.2. Détermination de la contrainte seuil du métal déposé..... 181

V.3. Relation entre le volume seuil à rupture dans la ZFBS du métal déposé et la probabilité de rupture 185
V.3.1. Calcul du volume seuil à rupture dans la ZFBS du MD..... 185
V.3.2. Identification de la fonction de sensibilité F..... 188

V.4. Proposition de simplification des calculs du volume seuil dans les ZFBS 193
V.4.1. Calcul simplifié du volume seuil dans la ZFBS..... 193
V.4.2. Calcul analytique du volume seuil à rupture dans les ZFBS 197

V.5. Application du modèle en contrainte seuil à une série d'essais sur éprouvettes SENT prélevées dans le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C..... 200
V.5.1. Conditions d'essai..... 201
V.5.2. Choix de la température d'essai..... 202
V.5.3. Essais de rupture sur éprouvettes SENT 205
V.5.4. Prédiction de la probabilité de rupture des éprouvettes SENT 207

V.6. Conclusion 211

CONCLUSIONS GENERALES ET PERSPECTIVES 213

ANNEXE A. PROPRIETES EN TRACTION SIMPLE DU METAL DEPOSE..... 222

ANNEXE B. ESSAIS DE TRACTION SUR EPROUVETTES AE2..... 227

ANNEXE C. ESSAIS SUR EPROUVETTES CT12 231

ANNEXE D. RESULTATS DES SIMULATIONS DES ESSAIS SUR EPROUVETTES AE2 ET SUR EPROUVETTES CT12 238

ANNEXE E. ESSAIS SUR EPROUVETTES SENT..... 250

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_e		Composante élastique de la déformation
ε_p		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_W	*MPa*	Contrainte de Weibull

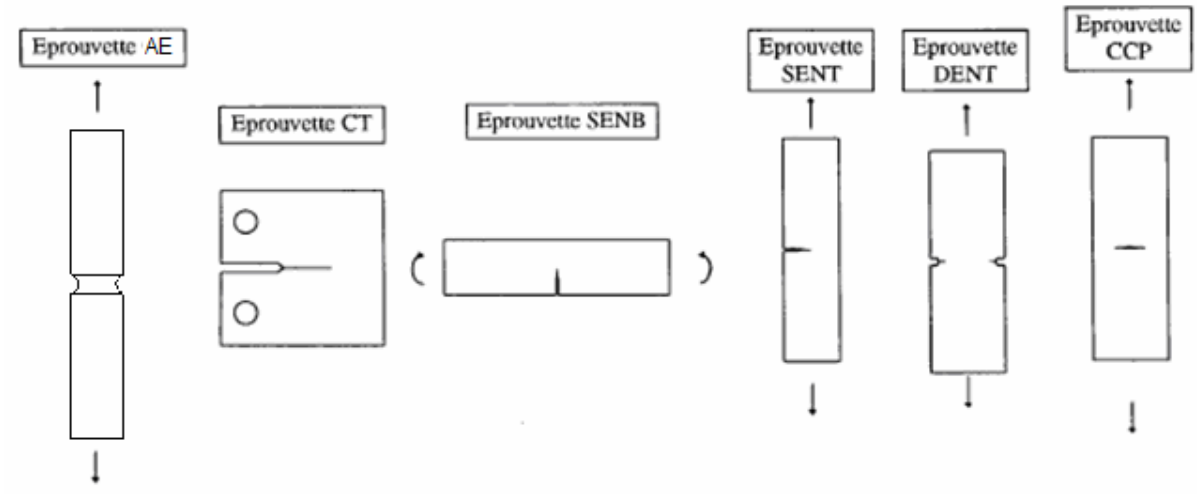
---

a	*mm*	Profondeur d'une fissure débouchante
a_u	*mm*	Entaille mécanique usinée
a_0	*mm*	Entaille mécanique après la pré-fissuration par fatigue
A	*N.mm*	Aire sous la courbe *Force-Ouverture*
B	*mm*	Epaisseur de l'éprouvette
b	*mm*	Taille du ligament
d	*µm*	Taille des inclusions, des particules
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
i		Rang de l'essai dans le classement
J	kJ/m^2	Intégrale de Rice
$J_{0.2}$	kJ/m^2	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
K_{IC}	$MPa.m^{1/2}$	Facteur d'intensité des contraintes critique en mode I
n		Exposant d'écrouissage du matériau
N		Nombre d'essais
P	*kN*	Charge ou force appliquée
P_r		Probabilité de rupture d'un volume V
p_0		Probabilité de rupture d'un volume élémentaire V_0
p_{ri}		Probabilité de rupture d'un volume élémentaire i
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
Rm	*mm*	Résistance à la traction
ReH,	*MPa*	Limite haute d'élasticité
ReL	*MPa*	Limite basse d'élasticité
t	*mm*	Epaisseur d'un tube
T	*°C*	Température
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_{th_ZFBS}	mm^3	Volume seuil dans la Zone Fondue Brutes de Solidification
V_{th_ZFR}	mm^3	Volume seuil dans la Zone Fondue Recuite
V_0	mm^3	Volume élémentaire de matière
W	*mm*	Largeur de l'éprouvette

CMOD	*mm*	« Crack Mouth Opening Displacement », ouverture des lèvres de fissure
CTOD	*mm*	« Crack Tip Opening Displacement », diamètre d'émoussement
DDP		Différence De Potentiel
MEB		Microscopie électronique à balayage
MB		Métal de Base d'un joint soudé
MD		Métal Déposé d'un joint soudé
ZAT		Zone Affectée Thermiquement d'un joint soudé
ZFBS		Zone Fondue Brutes de Solidification (zone à gros grains) dans le MD
ZFR		Zone Fondue Recuite (zone à fins grains) dans le MD

AE	Eprouvette axisymétrique entaillée
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 »



INTRODUCTION

INTRODUCTION

Cette étude concerne la mécanique de la rupture des aciers ferritiques. La problématique s'inscrit dans le contexte de la sûreté nucléaire, précisément, de l'intégrité des circuits secondaires des Réacteurs à eau pressurisée (REP). 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. Elle comporte de nombreuses soudures d'aboutement, non-arasées et non-détensionnées. Le type d'acier ferritique incriminé et sa soudure présentent une zone de transition fragile/ductile, c'est-à-dire une compétition entre une rupture fragile et une déchirure ductile. De plus, les soudures présentent, au niveau du bourrelet de soudage, une géométrie propice à l'apparition de fissures de fatigue, dû aux vibrations et dilatations de l'ensemble. Ces fissures entraînent le risque de rupture totale du composant.

La déchirure ductile est le mode de rupture des aciers à haute température, elle demande généralement beaucoup d'énergie. Pour ce mode de rupture, sous chargement croissant, les fissures se propagent progressivement. En revanche, la rupture fragile est le mode de rupture des aciers à basse température, elle demande peu d'énergie, elle est brutale et souvent complète pour la pièce concernée. Les conséquences d'une telle rupture sont donc graves et difficiles à contrôler. Plusieurs modèles de rupture ont été proposés pour bien décrire la déchirure ductile à haute température et la rupture fragile à basse température. Mais peu de modèle peut décrire la compétition entre ces 2 types de rupture dans la zone de transition fragile/ductile. Le « modèle en contrainte seuil » proposé par S. Chapuliot en 1998 [CHA 98] a néanmoins donné des résultats prometteurs. Il a montré sa capacité à décrire complètement la rupture de l'acier de cuve ferritique 16MND5 dans la zone de transition. Le développement de ce modèle pour le métal de base TU42 C du circuit secondaire a été réalisé par V. Le Corre [LEC 06]. Celui-ci a confirmé la capacité du modèle à prédire la rupture du métal de base TU42 C dans la zone de transition fragile/ductile. En revanche, aucune étude n'a porté sur la soudure, où apparaissent souvent des fissures de fatigue à l'origine de la rupture. Ceci justifie la présente étude, qui se propose de développer le modèle en contrainte seuil pour décrire la rupture des soudures de l'acier TU42 C dans la zone de transition fragile/ductile.

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 ruptures ductile et fragile sont exposés et des modèles d'approches locale et globale proposés dans littérature sont présentés. Comme les propriétés mécaniques et le comportement à rupture dépendent fortement de la microstructure, on s'attachera dans le dernier paragraphe à décrire quelques éléments de la métallurgie des aciers ferritiques et plus particulièrement d'une soudure. Les conséquences mécaniques du soudage seront également rappeléees, pour bien comprendre les mécanismes de rupture dans cette zone complexe.

Le deuxième chapitre a pour but de présenter le « modèle en contrainte seuil » de rupture fragile par clivage et la démarche adoptée pour déterminer les paramètres du modèle. Nous présenterons dans un premier temps le modèle et ses notions de base. Nous présenterons ensuite la démarche adoptée par V. Le Corre [LEC 06] pour appliquer ce modèle à l'acier de cuve allemand 22NiMoCr37, dont une large base de données expérimentales était disponible. Puis nous présenterons la démarche adoptée par le même auteur pour appliquer le modèle à l'acier TU42 C, dont la base de données expérimentales est beaucoup moins conséquente, et sa validation par un essai sur tube. Les travaux relatés dans ce chapitre constituaient

l'essentiel du travail de thèse de Vincent Le Corre [LEC 06]. La démarche d'identification du modèle en contrainte seuil comportait trois étapes : une étape expérimentale comprenant de nombreux essais de mécanique de la rupture, une étape de simulation par éléments finis des essais réalisés, et une étape d'identification des paramètres du modèle. Ces mêmes trois étapes seront ensuite suivies pour développer le modèle pour son application au joint soudée de l'acier TU42 C.

Le chapitre III a pour but de caractériser le matériau étudié et son joint soudé, et de présenter les essais de mécanique de la rupture réalisés. Dans un premier temps, nous présentons le joint soudé de l'acier au carbone-manganèse TU42 C du circuit secondaire, ses microstructures et ses propriétés mécaniques. Dans un deuxième temps, nous présentons les essais de mécanique de la rupture réalisés sur les éprouvettes prélevées dans le métal déposé. Ces essais nous serviront pour l'identification des paramètres du modèle en contrainte seuil pour le métal déposé. Les faciès de rupture des éprouvettes rompues sont ensuite observés sous microscope électronique à balayage (MEB) pour identifier le mécanisme de rupture par clivage dans le métal déposé.

Les différents essais réalisés sont ensuite simulés par la méthode des éléments finis via le logiciel CAST3M développé au CEA (**Chapitre IV**). Dans un premier temps, nous mettons en avant les difficultés de cette modélisation, dû à l'hétérogénéité du métal déposé. Ensuite, après validation de la modélisation, nous interprétons les différents résultats d'essais et les confrontons aux observations expérimentales. Les résultats des calculs seront utilisés pour identifier les paramètres du modèle développé dans le chapitre V.

Le chapitre V a pour but l'identification des paramètres du modèle en contrainte seuil pour le joint soudé. La démarche est analogue à celle adoptée par V. Le Corre (cf. chapitre II). Dans un premier temps, la contrainte seuil du métal déposé est déterminée grâce à la série d'essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées AE2. Ensuite, la fonction de sensibilité F est identifiée grâce à la série d'essais sur éprouvettes CT12 réalisés dans le haut de la transition fragile/ductile. Une simplification des calculs du volume seuil pour le joint soudé est proposée pour faciliter l'application du modèle dans le contexte industriel. La dernière partie du chapitre se propose d'étudier la transférabilité du modèle en contrainte seuil sur une série d'essais sur éprouvettes de traction SENT prélevées dans le joint soudé.

Enfin en **conclusion**, nous faisons la synthèse de ces travaux, et dégageons quelques perspectives. Une série d'**annexes** complète ces chapitres. Nous y renvoyons fréquemment dans le corps du texte. On trouvera, en fin de chaque chapitre, la liste des **références bibliographiques** qui y sont mentionnées.

CHAPITRE I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

SOMMAIRE

I.1. Introduction 13

I.2. Eléments de Mécanique de la Rupture 13
I.2.1. Modes de rupture 13
I.2.2. Mécanique élastique linéaire de la rupture 15
I.2.2.1. Facteur d'intensité de contrainte 15
I.2.2.2. Taux de restitution d'énergie 15
I.2.3. Mécanique non linéaire de la rupture 16
I.2.3.1. Intégrale de contour J 16
I.2.3.2. Propriétés de l'intégrale J 17
I.2.4. Critères de rupture 18

I.3. Déchirure ductile 20
I.3.1. Mécanismes de la déchirure ductile 20
I.3.1.1. Germination 20
I.3.1.2. Croissance 21
I.3.1.3. Coalescence 21
I.3.2. Approches locales décrivant l'endommagement ductile 21
I.3.2.1. Modèle non couplé de Rice-Tracey 21
I.3.2.2. Modèle couplé de Gurson-Tvergaard-Needleman 22
I.3.2.3. Modèle couplé de Rousselier 23
I.3.3. Approches globales décrivant l'endommagement ductile 24
I.3.3.1. Approche conventionnelle J-Δa 24
I.3.3.2. Approche énergétique J_i-G_{fr} 26
I.3.4. Conclusions 30

I.4. Rupture fragile par clivage 31
I.4.1. Mécanismes de la rupture fragile par clivage 31
I.4.2. Modèles déterministes décrivant le clivage 32
I.4.2.1. Modèle de Smith 32
I.4.2.2. Modèle RKR 33
I.4.2.3. Modèle de Chen 35
I.4.3. Modèles statistiques décrivant le clivage 37
I.4.3.1. Distribution de Weibull 38
I.4.3.2. Modèle de Beremin 38
I.4.3.3. Modèle « Master Curve » 41
I.4.3.4. Modèle de Bordet 42
I.4.3.5. Modèle de Margolin 44
I.4.3.6. Modèle « à deux barrières microstructurales » 45
I.4.3.7. Modèle en contrainte seuil σ_{th} 47
I.4.4. Conclusions 50

I.5. Rupture dans le domaine de la transition fragile-ductile 51
I.5.1. Description de la transition fragile-ductile 51
I.5.2. Courbe de transition de résilience 51
I.5.3. Température de transition 52
I.5.4. Compétition déchirure ductile/rupture fragile 52
I.5.4.1. Modèle MnS 52
I.5.4.2. Couplage du modèle GTN avec un modèle basé sur la statistique de Weibull 54
I.5.4.3. Couplage du modèle de Rousselier et du modèle de Beremin 56
I.5.5. Conclusions 57

I.6. Soudure de l'acier ferritique au Carbone-Manganèse 58
I.6.1. Acier ferritique au carbone-manganèse 58
I.6.2. Procédé de soudage à l'arc avec électrode enrobée 59
I.6.3. Conséquences métallurgiques du soudage 60

I.6.3.1. Métal de base (MB) 60
I.6.3.2. Métal déposé (MD) 60
I.6.3.3. Zone affectée thermiquement (ZAT) 63
I.6.4. Conséquences mécaniques du soudage 65
I.6.4.1. Effet du mismatch 65
I.6.4.2. Contraintes résiduelles 67
I.6.4.3. Phénomène de vieillissement 70
I.6.5. Conclusions 72

I.7. Synthèse bibliographique 73

I.8. Références 74

Chapitre I : Etude bibliographique

I.1. Introduction

Cette thèse a pour objectif de développer un critère de non-rupture fragile des joints soudés de l'acier ferritique au C-Mn du circuit secondaire des réacteur à eau pressurisée (REP). Ce premier chapitre porte donc sur l'état des connaissances concernant la rupture des soudures dans la zone de transition fragile/ductile de l'acier ferritique au C-Mn. La présente recherche bibliographique sera orientée suivant quatre axes principaux.

Après quelques rappels sur des éléments de Mécanique de la Rupture, les deux premiers axes se pencheront sur les mécanismes physiques et les approches développées pour les deux modes essentiels de rupture des aciers non ou faiblement alliés : rupture par déchirure ductile et rupture par clivage. Ces mécanismes et ces approches, utilisés pour décrire la rupture sur des défauts dispersés dans des matériaux réels, nous aideront pour aborder le troisième axe concernant la compétition entre ces deux modes de rupture, dans la zone « haute température » de la transition fragile/ductile.

Nous nous intéressons plus particulièrement ici à la résistance au clivage dans les joints soudés, en conséquence nous rappelerons quelques éléments essentiels sur les joint soudés dans les aciers ferritiques. Les conséquences mécaniques du soudage seront aussi analysées, pour comprendre les mécanismes de rupture dans cette zone complexe.

I.2. Eléments de Mécanique de la Rupture

La Mécanique de la Rupture a pour objet l'étude du comportement mécanique d'un matériau en présence de fissures macroscopiques. Il convient tout d'abord de déterminer le champ des contraintes et des déformations au voisinage de la pointe d'une fissure. L'étude de ces champs mécaniques permet ensuite de juger de la stabilité ou non de la fissure. Il est possible de traiter de la Mécanique de la Rupture par une étude en termes de contraintes, de déformations, ou en termes énergétiques.

I.2.1. Modes de rupture

Dans un milieu fissuré, on distingue, au voisinage de la pointe de fissure, trois zones [Figure I-1]:

- *La zone d'élaboration du processus de rupture* (1): elle est en contact direct avec la pointe de fissure. L'étude de cette zone est très complexe, car les contraintes sont très grandes en pointe de fissure. En général, la dimension de cette zone est très faible.

- *La zone singulière* (2): dans cette zone, le champ des contraintes présente une singularité due à la fissure. En élasticité linéaire, cette singularité est en $r^{-1/2}$, r étant la distance du point considéré à la pointe de fissure.
- *La zone des champs lointains* (3): cette zone extérieure raccorde la zone singulière à celle où sont appliquées les conditions aux limites de chargement et ou de déplacement.

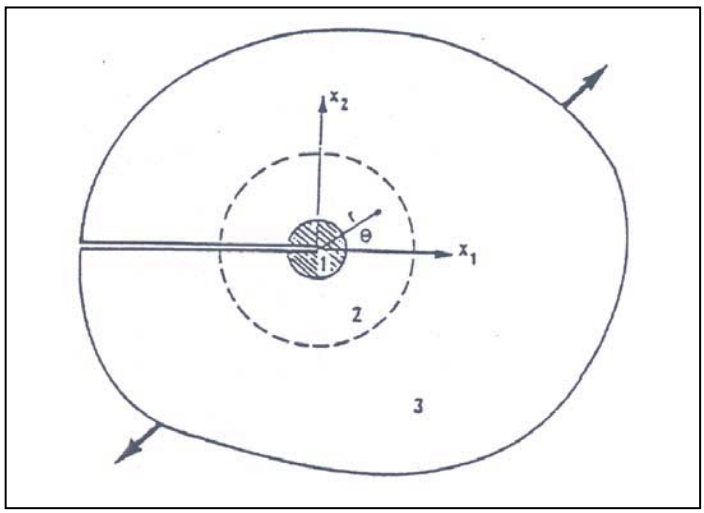


Figure I-1: Zones distinguées au tours de la pointe de fissure.

Les fissures dans un matériau peuvent être considérées comme des surfaces de discontinuité du champ des déplacements. Les mouvements possibles des lèvres d'une fissure sont des combinaisons de trois modes indépendants [Figure I-2].

- <u>*Mode I*</u> : ouverture des lèvres de la fissure selon X_2.
- <u>*Mode II*</u> : cisaillement du ligament résistant selon X_1.
- <u>*Mode III*</u> : cisaillement du ligament résistant selon X_3.

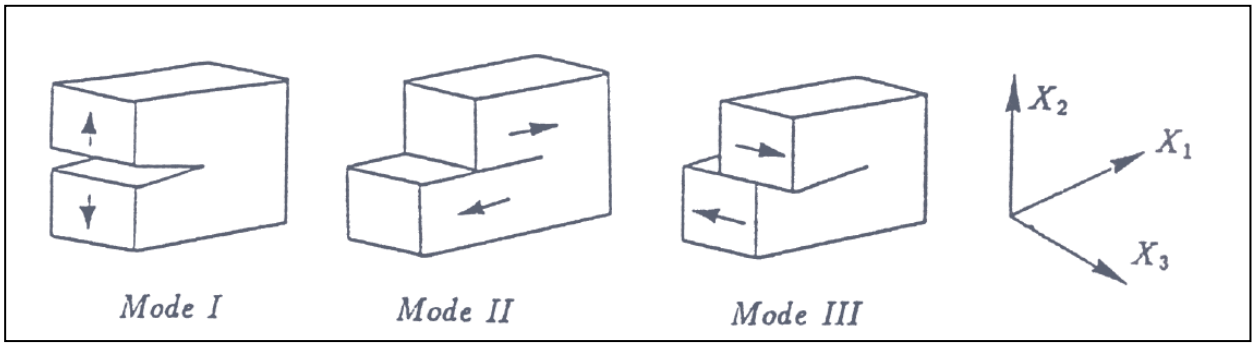


Figure I-2: Modes de rupture.

Le mode I est généralement le mode le plus dangereux pour l'extension d'une fissure. Lorsque plusieurs modes coexistent, on dit que la fissure est sollicitée en mode mixte.

I.2.2. Mécanique élastique linéaire de la rupture

I.2.2.1. Facteur d'intensité de contrainte

Irwin donna [IRW 57], pour les milieux bidimensionnels relativement simples et en ignorant les phénomènes plastiques en fond de fissure, la forme du premier terme singulier, du développement limité des contraintes au voisinage d'un front de fissure.

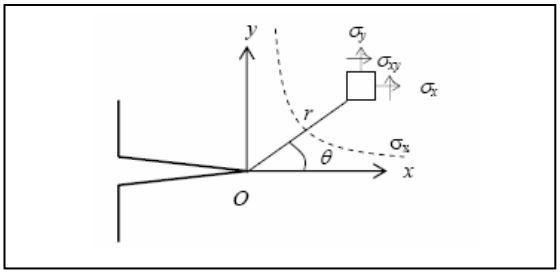


Figure I-3: Champ des contraintes au voisinage du fond de la fissure.

Le champ singulier des contraintes s'exprime sous la forme :

$$\sigma_{ij}(r,\theta)=\frac{K}{\sqrt{2\pi r}}\,f_{ij}(\theta) \tag{1.1}$$

où r et θ sont les coordonnées polaires du point considéré par rapport au fond de la fissure, i et j indiquant les différentes composantes des contraintes dans un plan xy perpendiculaire au front de la fissure.

Le champ des déformations s'exprime, quant à lui, sous la forme :

$$\varepsilon_{ij}(r,\theta)=\frac{K}{\sqrt{2\pi r}}\,g_{ij}(\theta) \tag{1.2}$$

Le paramètre K, qui fait la synthèse à lui tout seul de la géométrie de la pièce fissurée, de la longueur de la fissure et du chargement appliqué, est appelé *facteur d'intensité des contraintes*. Des facteurs K_I, K_{II}, K_{III} sont définis respectivement pour les modes I, II et III de rupture décrits au paragraphe précédent.

I.2.2.2. Taux de restitution d'énergie

La propagation de fissure est un phénomène dissipateur d'énergie. Dans la théorie de Griffith [GRI 20], l'énergie consommée par la propagation de fissure est la différence entre les états énergétiques du système avant et après fissuration. Cette énergie peut être assimilée à une énergie de surface, et Griffith a postulé que c'était une caractéristique intrinsèque du matériau.

Le taux de restitution d'énergie G représente l'énergie nécessaire pour faire progresser la fissure d'une longueur unité. Il est défini comme la diminution de l'énergie potentielle, dP, pour une augmentation de l'aire de fissure, dA:

$$G = \frac{-dP}{dA} \tag{1.3}$$

En utilisant le champ des contraintes dans la zone singulière et la loi de comportement élastique linéaire, on peut relier le taux de restitution d'énergie aux facteurs d'intensité des contraintes par :

$$G = \frac{K_I{}^2 + K_{II}{}^2}{E'} + \frac{K_{III}{}^2}{2\mu} \tag{1.4}$$

où : E' = E : en contraintes planes,

E' = $\frac{E}{(1-\nu^2)}$: en déformations planes,

μ : module de cisaillement.

Les notions de facteur d'intensité des contraintes et de taux de restitution d'énergie sont essentielles en Mécanique de la Rupture, mais elles ne sont valides que pour un comportement élastique linéaire, elles sont en principe inapplicables pour un matériau qui plastifie.

I.2.3. Mécanique non linéaire de la rupture

I.2.3.1. Intégrale de contour J

Une autre façon de caractériser la singularité du champ des contraintes au voisinage de la pointe de fissure est l'étude de certaines intégrales de contour que l'on peut déduire de la loi de conservation d'énergie.

Pour traiter le cas d'un comportement non linéaire, Rice [RIC 68-a] a défini une intégrale curviligne le long d'un contour fermé entourant le front de fissure, appellée l'intégrale J. Dans un milieu bidimensionnel, J prend la forme d'une expression faisant intervenir deux termes : la densité d'énergie de déformation représentant l'énergie stockée dans le matériau compte tenu de son état de contrainte et de déformation, et le travail des efforts s'exerçant sur le contour considéré :

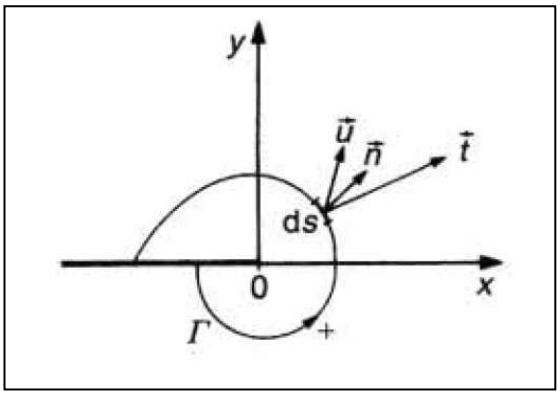


Figure I-4: Définition d'un contour Γ autour du front de fissure

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - \vec{t}.\frac{\partial \vec{u}}{\partial x} ds) \tag{1.5}$$

où : Γ : contour qui entoure le front de fissure, dans le plan xy,
W : densité d'énergie de déformation,
$\vec{t}$: vecteur contrainte en un point du contour,
$\vec{u}$: vecteur déplacement en un point du contour,
ds : élément de contour.

I.2.3.2. Propriétés de l'intégrale J

Cette intégrale présente de nombreuses caractéristiques intéressantes :

- J a été la première généralisation du concept G en élasticité non linéaire. Pour un matériau élastique non linéaire, l'intégrale J est équivalente au taux de restitution d'énergie G défini par Griffith [GRI 20]. En élasticité linéaire, J est égale à G et est donc relié aux facteurs d'intensité des contraintes par la relation (1.4) établie pour G.
- J est indépendante du choix du contour d'intégration Γ.
- Rice a montré que J est égale au travail d'ouverture des lèvres lors d'une extension de fissure unité.
- En élasto-plasticité, l'utilisation de J n'a de sens que si le chargement est radial (proportionnel à un paramètre) et monotone croissant.
- J permet de décrire les champs de contrainte et de déformation en pointe de fissure. Hutchinson [HUT 68], Rice et Rosengren [RIC 68-b] proposent de décrire ces champs (dis « champs H.R.R ») à partir de l'intégrale J pour un matériau élastique non linéaire dont la loi de comportement est une loi puissance de type Ramberg-Osgood :

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \tag{1.6}$$

Ces champs H.R.R sont alors définis par :

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left[\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right]^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) \tag{1.7}$$

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_0 \left[\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right]^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta, n) \tag{1.8}$$

où : r, θ : coordonnées polaires en fond de fissure,
σ_0 : limite d'élasticité,
n : exposant d'écrouissage,
α : constante,

$\tilde{\sigma}_{ij}, \tilde{\varepsilon}_{ij}, I_n$: fonctions tabulées de n et θ .

I.2.4. Critères de rupture

Ces critères permettent de déterminer à quel moment et à quel endroit la fissure va se propager. Ils sont généralement basés sur une comparaison des paramètres K, G, J… à des valeurs critiques caractéristiques du matériau.

Cas de la mécanique élastique linéaire de la rupture :

- Critère en contrainte : le facteur K est caractéristique de l'intensité des contraintes au voisinage d'une fissure. Il y a rupture lorsque le paramètre K atteint une valeur critique K_C. Dans le cas du mode I, K_C dépend de l'épaisseur de la pièce et tend, lorsque l'épaisseur augmente, vers une limite K_{IC} [Figure I-5], dite facteur d'intensité de contrainte critique en mode I et en déformations planes. Ce critère s'écrit simplement :

$$K_I = K_{IC} \tag{1.9}$$

Cette valeur K_{IC}, encore appelée ténacité du matériau, caractérise quantitativement la résistance du matériau à la propagation brutale d'une fissure en mode I.

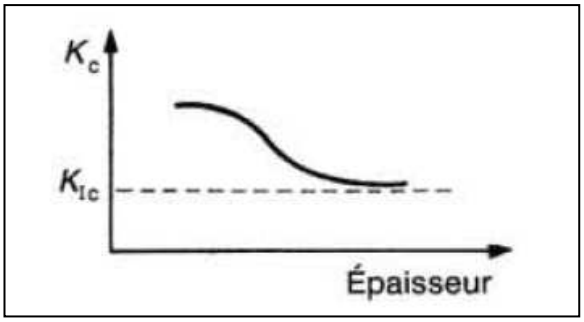


Figure I-5: Dépendance de K_C en fonction de l'épaisseur de la pièce [ENG 90]

- Critère en énergie : d'un point de vue énergétique, Griffith [GRI 20] a proposé une valeur limite du taux de restitution d'énergie, appelée résistance à la fissuration, et notée G_C. Il y a alors rupture lorsque le paramètre G atteint cette valeur critique G_C. Pour les corps fragiles (verre par exemple), en supposant que l'on est en mode I et en déformations planes, Griffith propose pour cette valeur critique l'énergie des surfaces créées, soit :

$$G_{IC} = 2\gamma_s \tag{1.10}$$

γ_s étant la densité d'énergie superficielle des surfaces créées.

Ce critère est modifié pour les corps métalliques dont la rupture s'accompagne, en fond de fissure, d'une forte déformation plastique :

$$G_{IC} = 2\gamma_s + \gamma_p \tag{1.11}$$

γ_p étant une énergie définie sur un volume, elle peut atteindre une valeur 1000 fois plus grande que γ_s.

Ces critères sont applicables aux matériaux essentiellement fragiles.

Cas de la mécanique élastique non linéaire de la rupture :

- Critère d'amorçage : par opposition aux ruptures de type fragile, caractérisées par une instabilité brutale de la fissure, les ruptures en élastoplasticité sont souvent précédées d'une phase de propagation stable du défaut (propagation ductile).

Quand la plastification est notable, il n'est plus possible de mesurer valablement K_{IC}. La ténacité du matériau doit être mesurée par la caractéristique J_{IC}. La valeur critique J_{IC} est proposée comme critère d'amorçage et une courbe J-Δa est proposée pour la description de la propagation. Au début du chargement, la fissure ne se propage pas encore mais s'émousse en fond de fissure. L'émoussement est relié à J par une relation linéaire du type :

$$J = \alpha.\Delta a \tag{1.12}$$

où α est une constante dépendant des caractéristiques du matériau. Lautridou [LAU 80] propose une valeur égale à $4\sigma_y$ (σ_y est la limite d'élasticité) pour ce coefficient α.

D'une manière générale, le moment où la fissure s'amorce n'est pas facile à déterminer expérimentalement. Une valeur Δa = 0.2 mm est proposée par la Norme [ASTM 99] comme limite de détection de l'amorçage de la propagation de fissure. La ténacité à l'amorçage à cet instant notée $J_{0.2}$ est définie par l'intersection de la courbe J-Δa avec la droite d'émoussement translatée de 0.2 mm, comme l'indique la Figure I-6.

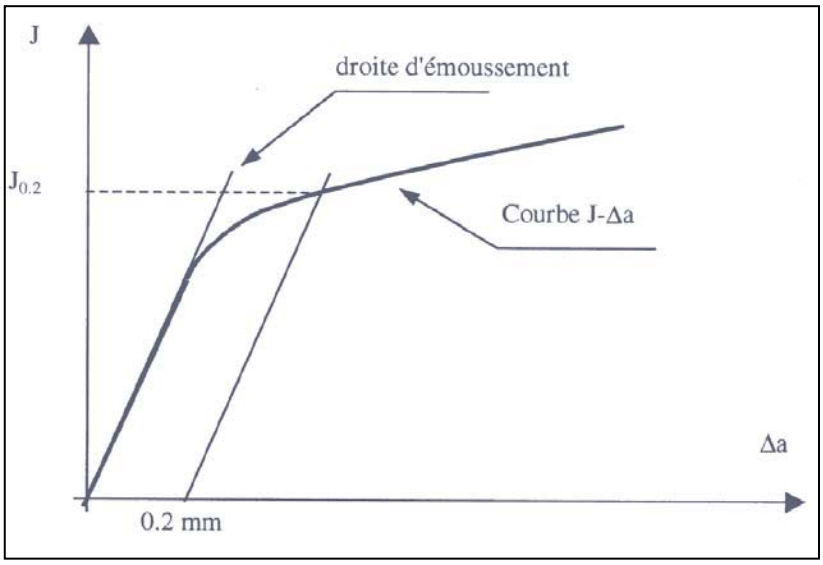


Figure I-6: Détermination de la ténacité à l'amorçage $J_{0.2}$

I.3. Déchirure ductile

I.3.1. Mécanismes de la déchirure ductile

La déchirure ductile, mode de rupture des aciers à haute température, est un processus décrit par trois phases successives : la germination, la croissance et la coalescence de cavités [Figure I-7]. Ce processus est fortement influencé par la déformation plastique et la triaxialité des contraintes.

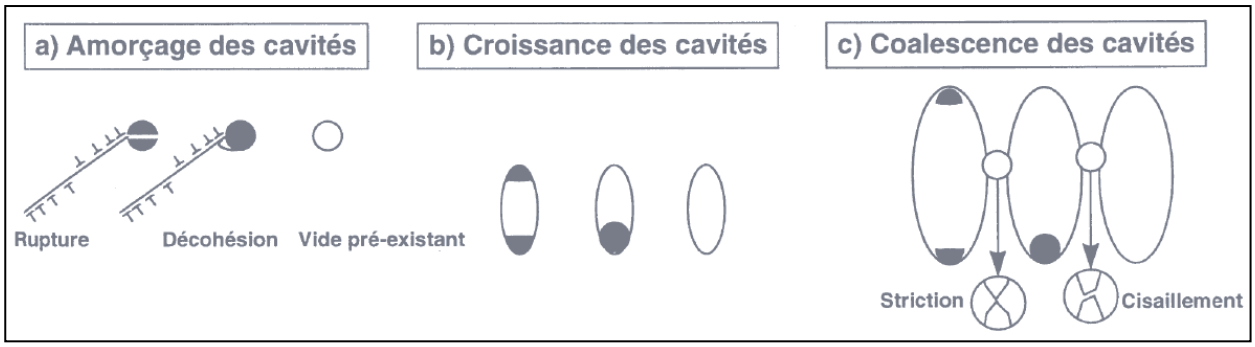


Figure I-7: Représentation schématique des trois stades de la rupture ductile et de leurs différents mécanismes élémentaires [MIA 95].

I.3.1.1. Germination

La germination ou la création des cavités au cours du processus de déformation plastique apparaît généralement sur des particules ou inclusions. Elle a lieu soit par rupture de la particule, soit par décohésion à l'interface matrice-inclusion. Dans l'acier de type A508, la germination sur des inclusions de sulfure de manganèse allongées répond à un critère en contrainte critique, indépendant de la température [BERE 81-a]. La contrainte critique de décohésion est identifiée par Mudry [MUD 82] dans le cas des aciers de cuve REP comme :

$$\sigma_{deco} = \sigma_1 + \alpha(\sigma_{eq} - \sigma_y) \geq \sigma_d \qquad (1.13)$$

où σ_{eq} : contrainte équivalente de Von Mises,
σ_y : limite d'élasticité,
σ_1 : contrainte principale maximale,
α : coefficient fonction de la forme des particules,
σ_d : contrainte critique de décohésion.

Mackenzie et al [MAC 77] proposent un critère de rupture ductile en déformation, prédisant que l'amorçage aura lieu lorsque la déformation équivalente dépassera une valeur critique à une distance de la pointe de fissure inférieure à une distance critique l_c, fonction de l'espacement des inclusions :

$$\varepsilon_{pl}(r) \geq \varepsilon_{pl_c}\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \qquad (1.14)$$

pour $0 < r < l_c$

où σ_m est la contrainte hydrostatique.

I.3.1.2. Croissance

La croissance des cavités résulte de la combinaison de deux mécanismes simultanés : l'augmentation de la taille des cavités et l'augmentation du nombre de cavités par germination. Sous l'effet combiné de la déformation plastique et de la triaxialité des contraintes, les cavités formées croissent. L'effet de la triaxialité a été étudié par des essais sur des éprouvettes axisymétriques entaillées en acier au C-Mn A508, qui montre que la taille des cupules augmente avec la triaxialité [BERE 80]. Rice et Tracey [RIC 69] décrivent de la croissance d'une cavité sphérique isolée dans une matrice parfaitement plastique, selon expression :

$$\frac{dR}{R_0} = 0.283 \exp\left(\frac{3}{2}.\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right).d\varepsilon_{eq}^p \qquad (1.15)$$

où R : rayon moyen de la cavité,
R_0 : rayon initial de la cavité,
σ_m : contrainte hydrostatique,
ε_{eq}^p : déformation plastique équivalente de Von Mises.

I.3.1.3. Coalescence

La rupture ductile intervient après coalescence des cavités. Le stade de coalescence est le stade le moins bien connu, car la coalescence est un phénomène bref et très localisé. Il y a deux mécanismes de coalescence des cavités qui mènent à la rupture. Le premier mécanisme correspond à la striction des ligaments entre des cavités existantes. Le deuxième est la formation d'une seconde population de cavités dans des bandes de cisaillement intense (localisation de la déformation) entre les cavités.

Nous présentons ici quelques modèles qui permettent de décrire tout ou partie des trois mécanismes décrits ci-dessus.

I.3.2. Approches locales décrivant l'endommagement ductile

I.3.2.1. Modèle non couplé de Rice-Tracey

Ce modèle découplé est basé sur l'hypothèse que l'endommagement n'affecte pas le comportement global du matériau. Rice et Tracey [RIC 69] ont proposé une description de la croissance d'une cavité sphérique isolée dans une matrice parfaitement plastique conformément à l'équation (1.15). La rupture a lieu quand le rayon de la cavité atteint une valeur critique R_c défini par :

$$ln\left(\frac{R}{R_0}\right)_c = \int_{\varepsilon_{decohésion}^p}^{\varepsilon_{eq}^p} A.exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right).d\varepsilon_{eq}^p \qquad (1.16)$$

Le taux de croissance critique $\left(\frac{R}{R_0}\right)_c$ dépend de la triaxialité et du sens de sollicitation [CHAO 96] [Figure I-8]. Ce modèle est assez bien vérifié sur des éprouvettes de traction axisymétriques entaillées en acier A508 [ROU 86]. Le coefficient A est pris égal à 0.283 par Rice et Tracey [RIC 69]. Beremin [BERE 80] propose une valeur A=0,5 pour l'acier A508. Selon Marini et al [MAR 85], la valeur du coefficient A dépend fortement de la fraction volumique initiale de vides : plus la fraction volumique est grande, plus la valeur de A est importante.

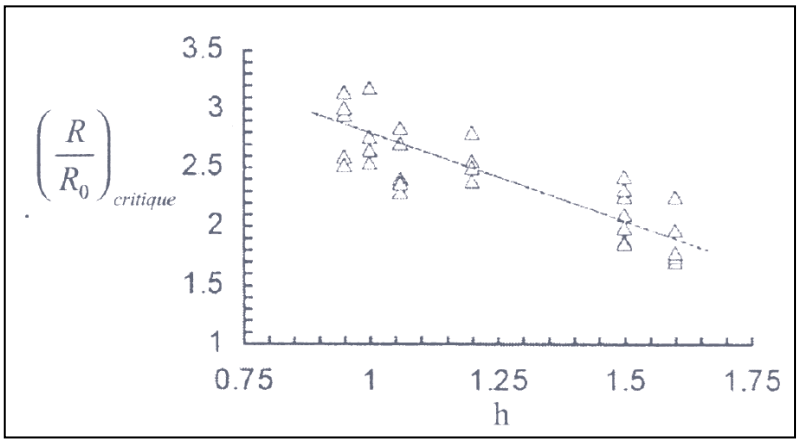


Figure I-8 : Influence du taux de triaxialité, h, sur le taux de croissance critique $(R/R_0)_c$, essais sur éprouvettes AE en acier ferritique 18MND5 [CHAO 96].

Pour tenir compte de l'écrouissage, Mudry [MUD 82] a introduit la contrainte équivalente de Von Mises dans la relation de Rice-Tracey, faisant ainsi intervenir le taux de triaxialité des contraintes σ_m / σ_{eq}. Le taux de croissance critique est alors défini par :

$$ln\left(\frac{R}{R_0}\right)_c = \int_{\varepsilon^p_{decohésion}}^{\varepsilon^p_{eq}} 0,283.exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right).d\varepsilon^p_{eq} \qquad (1.17)$$

I.3.2.2. Modèle couplé de Gurson-Tvergaard-Needleman

Les modèles couplés sont basés sur le couplage de l'endommagement et du comportement du matériau. Gurson [GUR 77] étudie différentes géométries de cavités dans une matrice rigide parfaitement plastique et définit comme critère de plasticité et potentiel plastique la fonction seuil suivante, dépendant de la contrainte macroscopique et de la fraction volumique de vides distribués au hasard :

$$\Phi = \frac{\sigma^2_{eq}}{\sigma^2_y} + 2f.cosh\left[\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right] - \left[1 + f^2\right] = 0 \qquad (1.18)$$

où f est la fraction volumique de cavités. La limite d'élasticité σ_y peut être remplacée par la contrainte d'écoulement σ_f pour prendre en compte l'écrouissage de la matrice.

Le critère de Gurson surestime la déformation critique à l'écoulement du matériau dans les cas de faible pression hydrostatique. Afin d'éviter cette surestimation, Tvergaard et Needleman [TVE 84] proposent trois coefficients q_1, q_2, q_3 pour rendre compte de l'interaction entre cavités, négligée dans le modèle de Gurson. Ils introduisent aussi une fonction bilinéaire de la fraction volumique f* pour tenir compte de la perte rapide de rigidité du matériau lorsque la fraction volumique de vide atteint une valeur critique f_c, début de la coalescence. L'expression (1.18) devient alors :

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_y^2} + 2 f^* . q_1 . cosh\left[\frac{3}{2} . q_2 . \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right] - \left[1 + q_3 . f^{*2}\right] = 0 \qquad (1.19)$$

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

f_c : fraction volumique critique de cavités,
δ : paramètre d'accélération de l'endommagement,
q_1, q_2, q_3 : paramètres introduits afin d'éviter de surévaluer la ductilité.

En appliquant le modèle Gurson-Tvergaard-Needleman, dit encore modèle GTN, Devaux et al [DEV 95] arrivent à prédire la propagation ductile dans des éprouvettes CT de différentes tailles en acier A508 à partir de calculs tridimensionnels.

I.3.2.3. Modèle couplé de Rousselier

Dans le cadre d'une approche thermodynamique, Rousselier [ROU 86] a proposé un potentiel plastique. Fonction de deux variables d'état : une variable d'écrouissage et une variable d'endommagement. L'expression du potentiel plastique proposée est la suivante :

$$F = \underbrace{\frac{\sigma_{eq}}{\rho} - R\left(\varepsilon_{eq}^p\right)}_{\text{(écrouissage)}} + \underbrace{\frac{\sigma_1 f_0 \, exp(\beta)}{1 - f_0 + f_0 \, exp(\beta)} . D . exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho \sigma_1}\right)}_{\text{(endommagement)}} = 0 \qquad (1.20)$$

où $R\left(\varepsilon_{eq}^p\right)$: contrainte d'écoulement du matériau non endommagé,
β : paramètre d'endommagement,
D : constante d'intégration comprise entre 1,5 et 2 considérée indépendante du matériau si la porosité initiale est faible ($f_0 < 10^{-3}$),
σ_1 : résistance de la matrice à la déchirure ductile $\sigma_1 \sim \frac{2}{3}\sigma_y \sim \frac{R_{p0,2} + R_m}{3}$, elle représente la résistance de la matrice à la croissance et la coalescence des cavités.

Ce potentiel se réduit à celui de Von Mises pour une fraction volumique nulle de cavités (f = 0, ρ = 1). De plus, si D=3x0.283, $\sigma_1 = \frac{2}{3}\sigma_y$ et ρ=1, on retrouve la formulation proposée par Rice et Tracey [ROU 86]. Ce modèle permet de prévoir la localisation de l'endommagement dans une éprouvette AE [ROU 87]. Seidenfuss [SEI 92] utilise ce modèle avec succès pour modéliser la propagation ductile de fissure dans des éprouvettes CT en acier ferritique 20MnMoNi55 [Figure I-9].

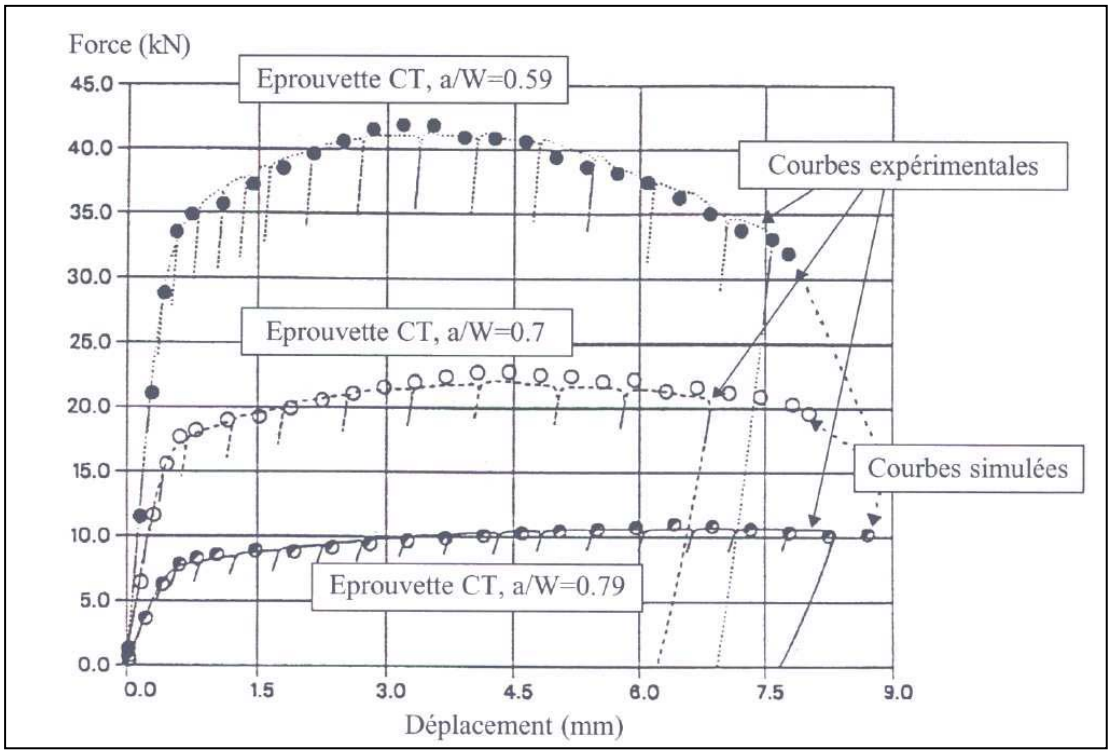


Figure I-9 : Modélisation de la déchirure ductile sur éprouvettes CT en acier ferritique par le modèle de Rousselier [SEI 92].

I.3.3. Approches globales décrivant l'endommagement ductile

I.3.3.1. Approche conventionnelle J-Δa

J est ici le paramètre caractérisant le chargement mécanique de l'éprouvette dans un essai de mécanique de la rupture. Il est déduit du calcul de l'aire sous la courbe force-déplacement. Sous certaines conditions, il peut être considéré comme équivalent à l'intégrale de contour J de Rice [RIC 68-a]. Δa est l'augmentation de longueur de la fissure due au chargement. Elle est constituée d'une phase initiale d'émoussement du front de la fissure et d'une phase de propagation par déchirure ductile. La courbe J-Δa, ainsi évaluée est supposée caractéristique de la résistance à la déchirure ductile.

La norme [ASTM 99] propose une méthode expérimentale pour déterminer la courbe J-Δa, dont on déduit les valeurs conventionnelles $J_{0.2}$ et dJ/da caractérisant respectivement les résistances à l'amorçage et à la propagation des fissures par déchirure ductile.

Elle s'applique aux produits sidérurgiques dont la géométrie permet le prélèvement d'éprouvettes d'épaisseur suffisante pour satisfaire les critères de validité. La détermination de la ténacité à l'amorçage J_{IC} a été présentée dans la partie (I.2.4). On considère que la courbe J-Δa caractérise correctement la résistance à la déchirure ductile lorsque la valeur de J est inférieure à une valeur maximale et la longueur de propagation faible par rapport à la longueur du ligament :

$$J \leq J_{max} = Min\left[\frac{R_{ec}b}{20};\frac{R_{ec}B}{20}\right] \tag{1.21}$$

$$\Delta a \leq \Delta a_{max} = 0{,}25b_0 \tag{1.22}$$

où b_0 : longueur du ligament initial,
b : longueur du ligament,
B : épaisseur de l'éprouvette,
R_{ec} : contrainte d'écoulement $R_{ec} = (R_{0.2} + R_m)/2$.

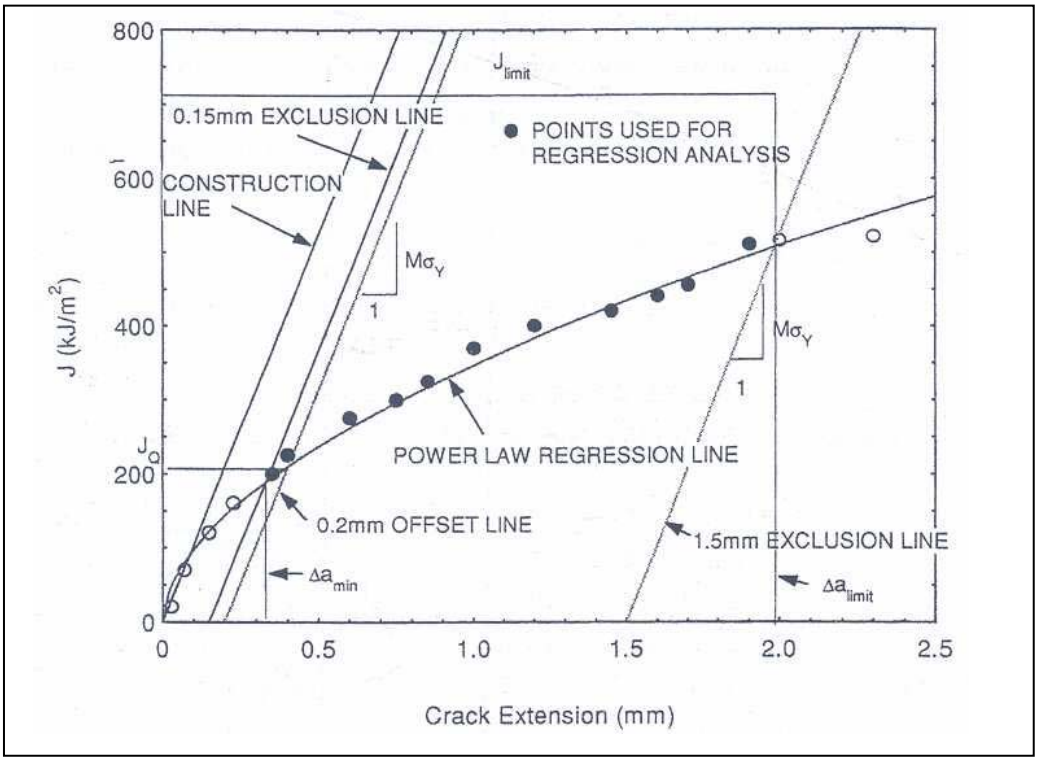


Figure I-10 : Exemple de calcul des valeurs conventionnelles $J_{0.2}$ et dJ/da pour une courbe J-Δa tracée à partir des résultats sur éprouvettes ayant la même longueur initiale de ligament b_0 [ASTM 99].

En pratique cette méthodologie ne permet de caractériser que des faibles propagations, de l'ordre de 3 mm pour une éprouvette CT25. Pour des structures dans lesquelles la longueur de propagation est supérieure à quelques millimètres, on rencontre un problème d'extrapolation.

Effets de la forme de l'éprouvette sur la courbe J-Δa

L'impact de la géométrie d'éprouvette peut se décomposer en deux effets distincts : l'effet de la géométrie de l'éprouvette, et l'effet de l'épaisseur et de la taille des éprouvettes.

- Effet de la géométrie de l'éprouvette : les valeurs de la ténacité à l'amorçage J_{IC} et de la résistance à la propagation ductile dJ/da dépendent assez significativement de la géométrie de l'éprouvette. Elles sont fonctions du degré de confinement de la plasticité en pointe de fissure et de la triaxialité des contraintes, le taux de triaxialité pour les éprouvettes présentant une sollicitation en pointe de fissure de type « traction » (éprouvettes CCP) étant plus faible que celui pour les éprouvettes de type « flexion » (éprouvettes CT, SENB) conduisant à une ténacité apparente plus élévée. Bauvineau [BAU 96] classe les valeurs de la ténacité suivant les différents types d'éprouvettes :

$$J_{CCP} \geq J_{DENT} \geq J_{SENT} \geq J_{SENB} \geq J_{CT}$$

- Effet de l'épaisseur et de la taille des éprouvettes : Bauvineau [BAU 96] et Marie [MARI 99], dans une étude bibliographique, relèvent des tendances concernant les effets de l'épaisseur et de la taille des éprouvettes. Mais ces tendances restent controversées, et dépendent des auteurs aussi bien pour l'amorçage J_{IC} que pour la résistance à la déchirure dJ/da.

En conclusion, la courbe J-Δa est loin d'être intrinsèque au matériau.

I.3.3.2. Approche énergétique J_i-G_{fr}

La ténacité à l'amorçage J_i

La pratique conventionnelle pour définir une valeur critique de J à l'amorçage de la déchirure consiste à déterminer cette valeur pour une propagation normalisée d'avancée de fissure sur la courbe J-Δa (en général 0,15 ou 0,2 mm). Malgré cette faible valeur de propagation, cette valeur critique souffre, dans certaines configurations, d'un problème de transférabilité.

Eisele et Roos [EIS 91] montrent que les valeurs de $J_{0,2}$ surestiment la valeur de J à l'amorçage de la déchirure. Ils proposent de remplacer cette valeur par J_i, défini sur la courbe J-Δa par la propagation correspondant à la taille de la zone d'émoussement (notée SZW - Stretch Zone Width). Cette dimension peut être directement mesurée sur l'éprouvette (par observation du faciès de rupture) et donne expérimentalement la valeur critique de J.

La transférabilité de J_i d'éprouvettes à structures a été validée par Chapuliot et Marie [CHA 98]. Dans cette étude, la courbe J-Δa est déterminée soit par des essais interrompus sur éprouvettes CT12, soit par des essais sur éprouvettes CT25 avec décharges partielles. Dans ce dernier cas, la longueur de fissure est estimée à partir de décharges partielles permettant de relever la complaisance de l'éprouvette à différents instants de l'essai, et l'avancée de fissure associée. Dans les deux cas, la valeur obtenue sur la courbe J-Δa pour une avancée égale à la taille de la zone d'émoussement est une valeur moyenne le long du front de fissure [Figure I-11]. Pour affiner l'estimation, J_i peut être calculé par simulation numérique de façon à déterminer une valeur maximale à l'amorçage ($J_i \approx 110$ kJ/m^2 pour l'acier ferritique TU52 B). Le critère ainsi déterminé est ensuite appliqué au cas d'un piquage fissuré du même acier [Figure I-12] soumis à un chargement croissant de flexion hors plan. Le bon accord entre les

résultats du calcul et de l'essai d'amorçage de la fissure au niveau du piquage valide la procédure de détermination proposée [CHA 98].

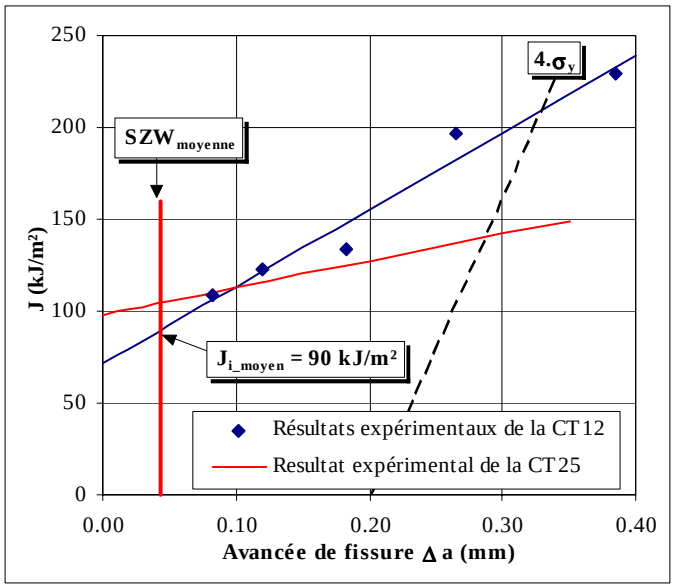


Figure I-11 : Détermination de J_i-moyen à l'amorçage de la déchirure à partir d'essais sur éprouvettes CT en acier TU52 B [CHA 98].

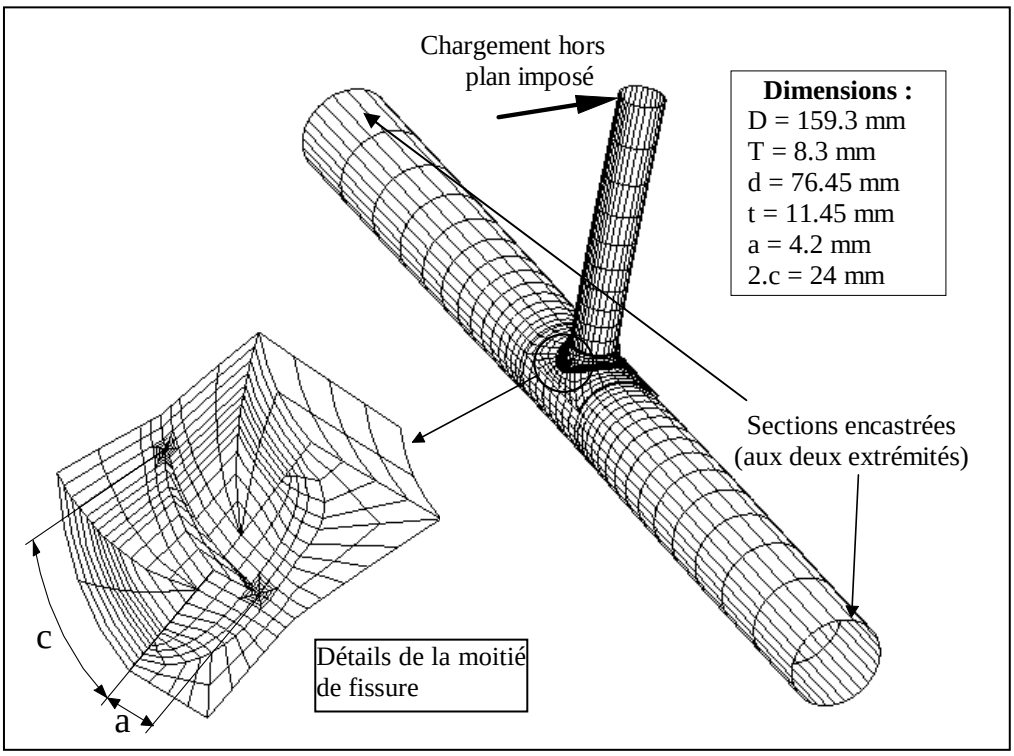


Figure I-12 : Modélisation du piquage par les éléments finis [CHA 98].

L'approche énergétique de la déchirure avec G_{fr}

Pour surmonter le problème du critère de propagation ductile de fissure, Marie [MARI 99], en se basant sur les travaux de Turner [TUR 90], développe une approche basée sur l'estimation de l'énergie dissipée durant le processus de rupture. L'énergie dissipée au cours de la propagation fait intervenir un terme de plasticité globale et un terme de rupture, ce dernier étant représenté par le paramètre G_{fr}. Grâce aux calculs numériques, en utilisant la ténacité J_i comme critère d'amorçage, Marie montre que le paramètre G_{fr} est constant au cours de la propagation, et est intrinsèque au matériau :

$$G_{fr} = \frac{\delta U_{rupt}(\lambda)}{\lambda} \tag{1.23}$$

Où δU_{rupt} est l'énergie dissipée dans le processus de rupture (par unité d'épaisseur) pour une avancée de fissure de longueur λ.

Un lien avec le paramètre de J modifié par Ernst, J_M [ERN 93], a été proposé et permet de déterminer expérimentalement G_{fr} grâce à des essais sur éprouvettes CT. La propagation de fissure, après que J ait atteint la valeur à l'amorçage Ji, est caractérisée selon l'équation :

$$\frac{\partial J_{M,plastic}}{\partial a} = G_{fr} \tag{1.24}$$

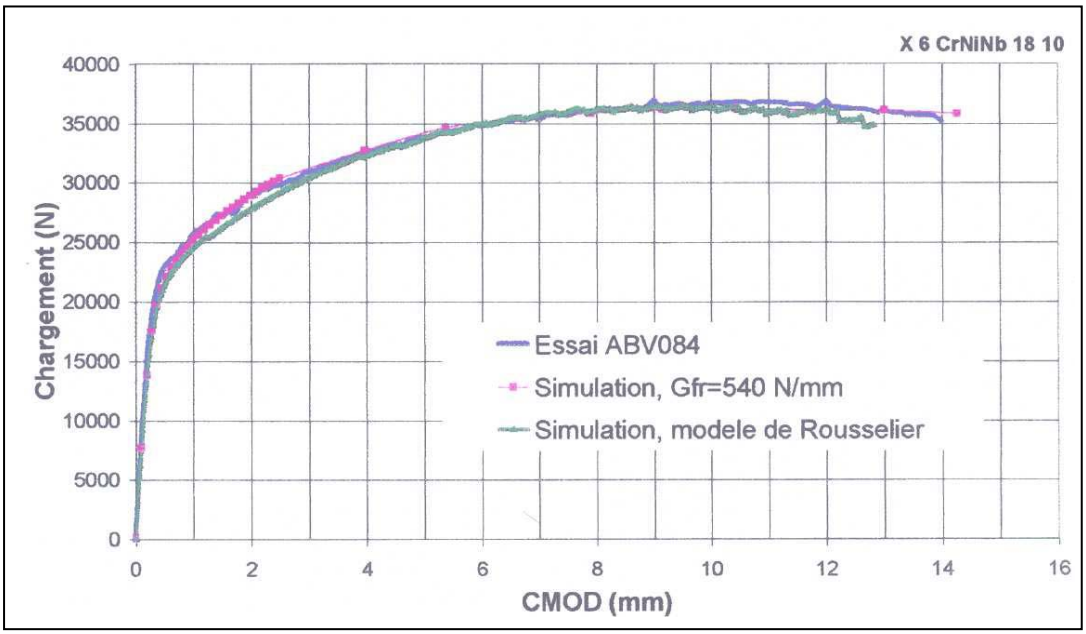


Figure I-13 : Résultats de propagation ductile dans une éprouvette CT25 en acier X6CrNiNb 18-10, et simulations utilisant l'approche J_i-G_{fr} et le modèle de Rousselier [LAN 99].

Langlois et al [LAN 99] trouvent un bon accord entre l'approche J_i-G_{fr} et le modèle de Rousselier pour la modélisation de la propagation de déchirure ductile dans des éprouvettes CT et TPB (flexion trois points) en acier austénitique X6CrNiNb 18-10 [Figure I-13].

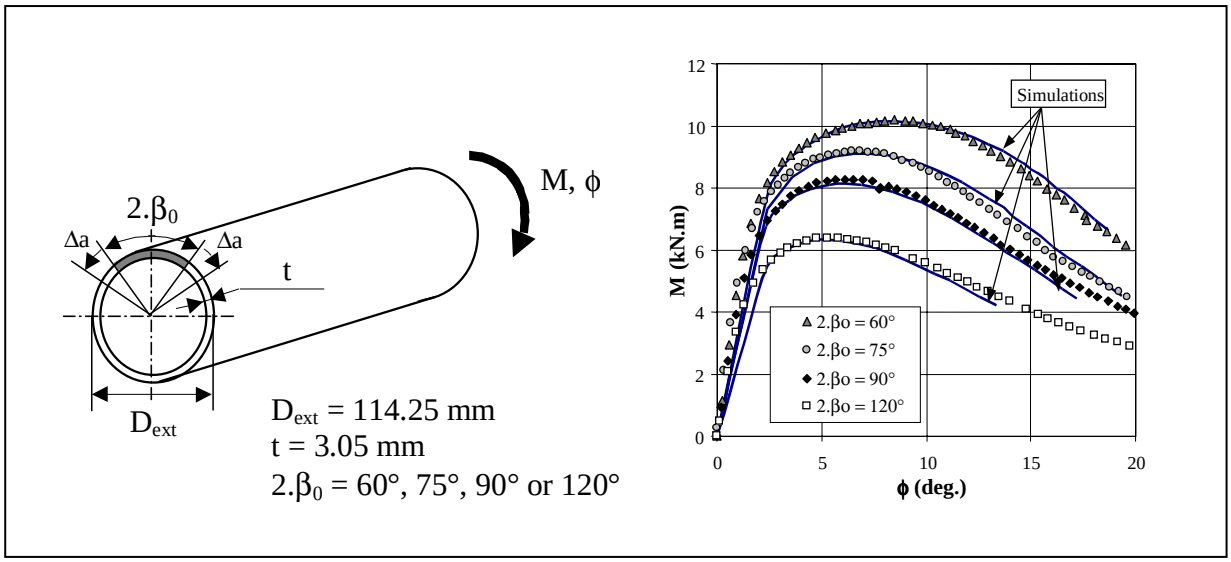


Figure I-14 : Application de l'approche J_i-G_{fr} à des tubes minces sous chargement de flexion 4 points contenant une fissure circonférentielle traversante. Comparaison modèle - expérience [CHA 01].

La [Figure I-14] présente des résultats d'essais conduits au CEA par Chapuliot et al. [CHA 01] sur des tubes minces contenant une fissure circonférentielle traversante, soumis à un chargement de flexion 4 points. Les valeurs de J_i et G_{fr} sont déterminées à partir d'essais de sur éprouvettes CT. Les auteurs montrent que les courbes de comportement global simulées sont en très bon accord avec les courbes expérimentales.

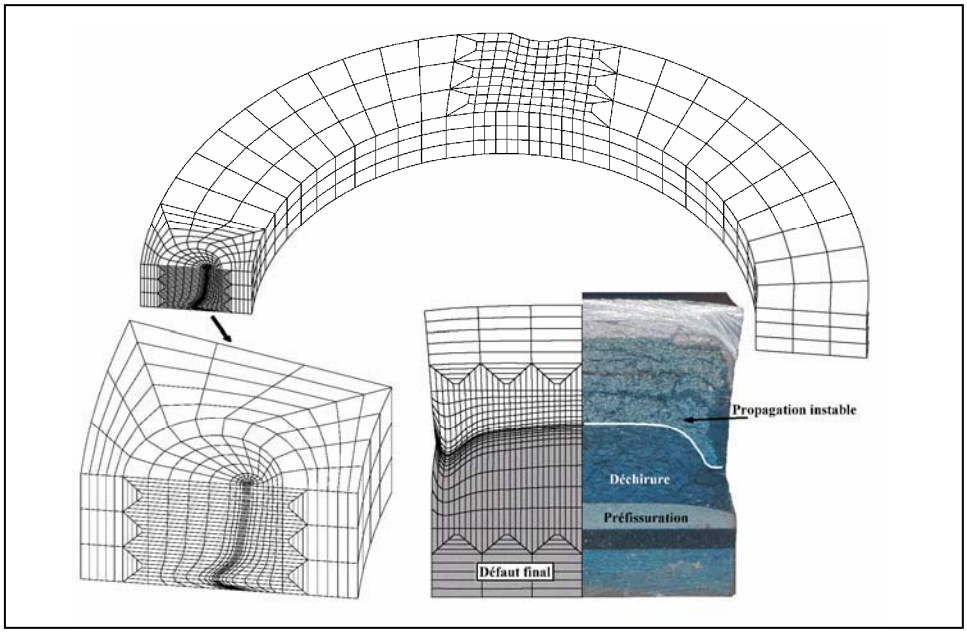


Figure I-15 : Application de l'approche J_i-G_{fr} à un anneau en compression radiale, modélisation d'un quart d'anneau [MARI 02].

L'approche J_i-G_{fr} est appliquée également à un anneau en compression radiale en acier ferritique TU52 B [MARI 02]. Le résultat montre une bonne prédiction de la forme de fissure

après une grande propagation ductile [Fissure I-15]. L'approche J_i-G_{fr} semble donc très bien adaptée aux cas de déchirure ductile en grande propagation.

I.3.4. Conclusions

La rupture ductile des aciers faiblement alliés comme celle de nombreux matériaux ductiles est décrite par trois phases : la germination, la croissance et la coalescence de cavités, qui vont conduire à la ruine de la structure.

L'approche locale de la déchirure ductile est basée sur les mécanismes physiques pour prédire la rupture en modélisant le comportement du matériau endommagé en pointe de fissure. Cependant, malgré les succès de l'approche locale, son application reste limitée pour plusieurs raisons : ces modèles nécessitent l'identification de plusieurs paramètres dont certains sont difficiles à déterminer expérimentalement, les simulations numériques sont lourdes et complexes, avec une dépendance à la taille de maille, et peu d'applications sur structure ont été présentées à ce jour.

Pour décrire la déchirure ductile, l'approche globale est basée sur l'énergie dissipée au cours de la propagation de la fissure. Les valeurs de la ténacité à l'amorçage, $J_{IC,}$ et de la résistance à la déchirure ductile, dJ/da, sont déterminées à partir de la courbe J-Δa. Cependant, l'application de cette courbe souffre d'un problème de transférabilité, car ces grandeurs sont sensibles aux effets de taille et aux effets de géométrie d'éprouvettes.

En revanche, la ténacité à l'amorçage, $J_{i,}$ mesurée à partir de la taille de la zone d'émoussement à l'amorçage, semble intrinsèque au matériau et montre une bonne transférabilité. L'approche énergétique J_i-$G_{fr,}$ qui se base sur l'énergie dissipée au cours de la propagation, a prouvé une bonne capacité de prédiction de la propagation ductile. Elle s'est révélée applicable non seulement sur éprouvettes, mais aussi sur structures.

I.4. Rupture fragile par clivage

I.4.1. Mécanismes de la rupture fragile par clivage

La rupture fragile est généralement associée à un des deux mécanismes physiques : rupture fragile intragranulaire (clivage), la rupture fragile intergranulaire. Le clivage est le mode de rupture fragile des aciers à basse température.

Le clivage est défini comme la décohésion complète d'un cristal selon l'un de ses plans cristallographiques. La contrainte locale théorique nécessaire à cette séparation suivant un plan du réseau cristallin est très élevée, et s'exprime en fonction de la distance inter-réticulaire et de l'énergie de surface :

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E\gamma_s}{d_0}} \tag{1.25}$$

où E : module d'Young,
γ_s : énergie surfacique nécessaire à la création d'une nouvelle surface,
d_0 : distance inter-réticulaire.

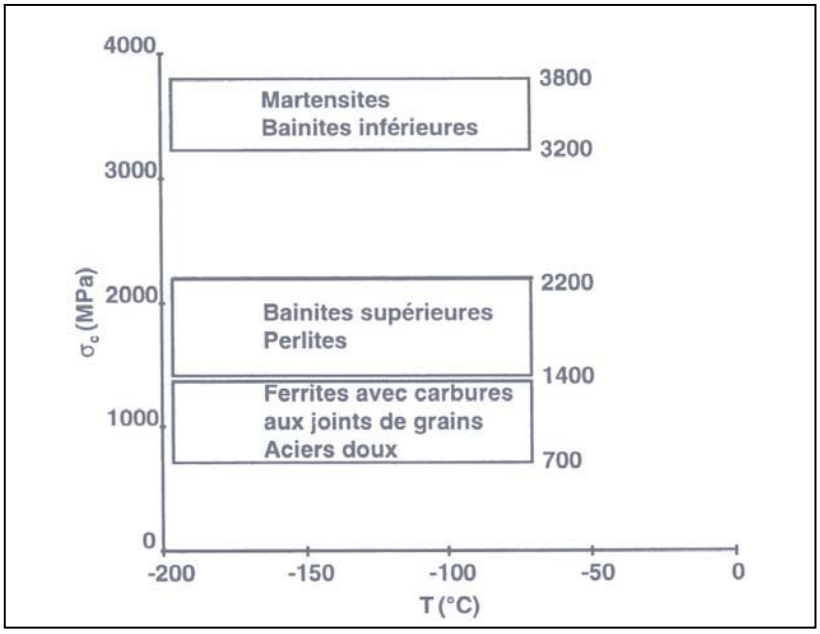


Figure I-16 : Contraintes de clivage mesurées sur éprouvettes de traction lisses pour différentes microstructures d'aciers [KNO 95].

Les plans les plus susceptibles de cliver sont donc ceux pour lesquels le rapport $E\gamma_s / d_0$ est le plus faible. Dans le cas des structures cubiques centrées comme celle de l'acier ferritique, ces plans sont de type (100). Les contraintes théoriques de clivage atteintes sont de l'ordre de E/10 ou E/5. Ces valeurs sont très supérieures aux valeurs obtenues expérimentalement. Pour les aciers, la valeur expérimentale est plutôt de l'ordre de E/100 ; les contraintes de clivage mesurées sur éprouvettes de traction lisses pour différentes

microstructures d'aciers sont présentées en [Figure I-16]. L'écart entre les valeurs théoriques et les valeurs expérimentales est expliqué par l'existence de défauts dans le réseau cristallin et par une concentration de contrainte due à des mécanismes associés à la plasticité. Le clivage des aciers ferritiques est en général décrit par trois étapes successives : la création d'un germe de fissure par l'empilement de dislocations sur un obstacle (macle, joint de grain, particule…), la création de micro-fissures à l'échelle du grain, puis le franchissement des barrières microstructurales sous l'action d'une contrainte normale critique.

I.4.2. Modèles déterministes décrivant le clivage

Pour prendre en compte les mécanismes de clivage dans un modèle de rupture, généralement une seule de ces trois étapes est utilisée pour définir un critère de rupture, on parle là d'étape critique du processus de rupture. Par exemple, si la germination nécessite une contrainte supérieure à celles des deux autres étapes, les fissures seront instables dès leur création, et ne nécessiteront pas l'utilisation des critères inhérents aux autres étapes. Il est à noter que, suivant la température ou le mode de sollicitation, l'étape critique peut varier [CHE 07].

I.4.2.1. Modèle de Smith

Un mécanisme de germination par empilement de dislocations sur une particule est proposé par Smith [SMI 66]. Les défauts microstructuraux à l'origine des microfissures sont les carbures aux joints de grains [Figure I-17]. La microfissure née sur un joint de grain se propage ensuite dans le grain voisin sous l'action combinée de l'empilement des dislocations et de la contrainte appliquée. Le bilan énergétique conduit à la relation :

$$\left(\frac{C_0}{d}\right)\sigma_c^2 + \tau_{eff}^2\left\{1+\frac{4}{\pi}\left(\frac{C_0}{d}\right)^{1/2}\frac{\tau_i}{\tau_{eff}}\right\}^2 = \frac{4E\gamma_s}{\pi\left(1-\nu^2\right)d} \tag{1.26}$$

où σ_c : contrainte nécessaire à la propagation,

C_0 : épaisseur du carbure,

d : taille de grain,

τ_i : contrainte de friction de réseau,

$\tau_{eff} = k_y d^{-1/2}$: contrainte effective de cisaillement (relation de Hall-Petch).

Cette équation rend bien compte de l'influence de la taille des carbures observée expérimentalement : son augmentation conduit à une baisse de la contrainte de clivage, indépendamment de la taille de grain.

Si on néglige le terme lié à l'empilement de dislocations sur la particule, la formule (1.26) donne la contrainte de clivage proposée par Griffith [GRI 20], qui correspond à l'instabilité d'une fissure en mécanique élastique linéaire de la rupture :

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a\left(1-\nu^2\right)}} \tag{1.27}$$

où 2a est la longueur du défaut.

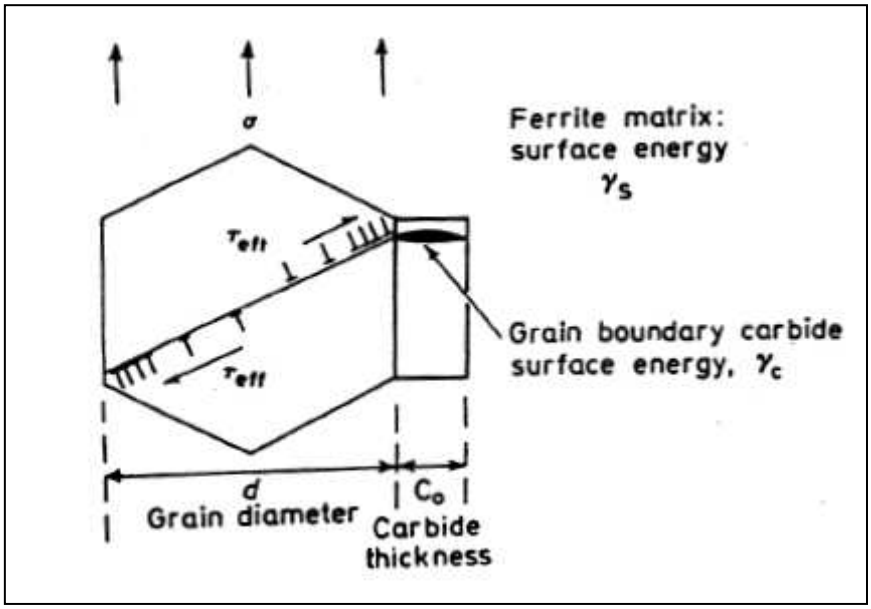


Figure I-17 : Modèle de Smith [THO 93].

I.4.2.2. Modèle RKR

Ritchie, Knott et Rice [RIT 73] ont introduit la première modélisation reliant la ténacité macroscopique, K_{IC}, à la contrainte locale de clivage. Ils introduisent aussi une distance caractéristique, L_0, sur laquelle la contrainte normale en pointe de microfissure atteint ou dépasse la valeur critique, σ_f, provoquant la rupture. Cette distance caractéristique suppose la présence de microfissures aux joints de grain. En utilisant le champ HRR [HUT 68] [RIC 68-b] pour décrire le champ de contrainte calculé par éléments finis en pointe de fissure dans le cas de plasticité confinée et de déformations planes, l'expression suivante d'évolution de la ténacité est proposée :

$$K_{IC} = \beta^{-(N+1)/2} L_0^{1/2} \left[\frac{\sigma_f^{(N+1)/2}}{\sigma_y^{(N-1)/2}} \right] \tag{1.28}$$

où σ_y : limite d'élasticité.
σ_f : contrainte critique de clivage.
β : amplitude de la singularité de contrainte du champ HRR.
L_0 : distance critique.
N : exposant d'écrouissage.

Dans ce modèle, la ténacité dépend de la température par la variation avec la température de σ_y. Lorsque la température augmente, la limite d'élasticité chute et une plus grande intensification des contraintes est requise pour obtenir la contrainte critique sur une distance suffisante en avant du front de fissure. La distance critique est initialement définie comme un multiple de la taille moyenne de grain, mais sans réelle preuve expérimentale.

Dans un acier doux, Ritchie et al [RIT 73] proposent que la distance à laquelle la contrainte critique est atteinte à très basse température est égale à 2 fois la taille du grain ferritique. Pour un acier de structure de bainite revenue, ils proposent une distance égale à 2 à 4 fois la taille des anciens grains austénitiques [RIT 79]. Par la suite, Curry et Knott [CUR 76] montrent qu'il est difficile d'interpréter physiquement cette distance critique et d'appliquer le modèle à une structure ferritique de tailles de grains dispersées. Ils confirment l'influence de la distribution de tailles de défauts pour expliquer la forte dispersion des comportements à rupture de différentes éprouvettes d'un même matériau testé dans les mêmes conditions [CUR 79].

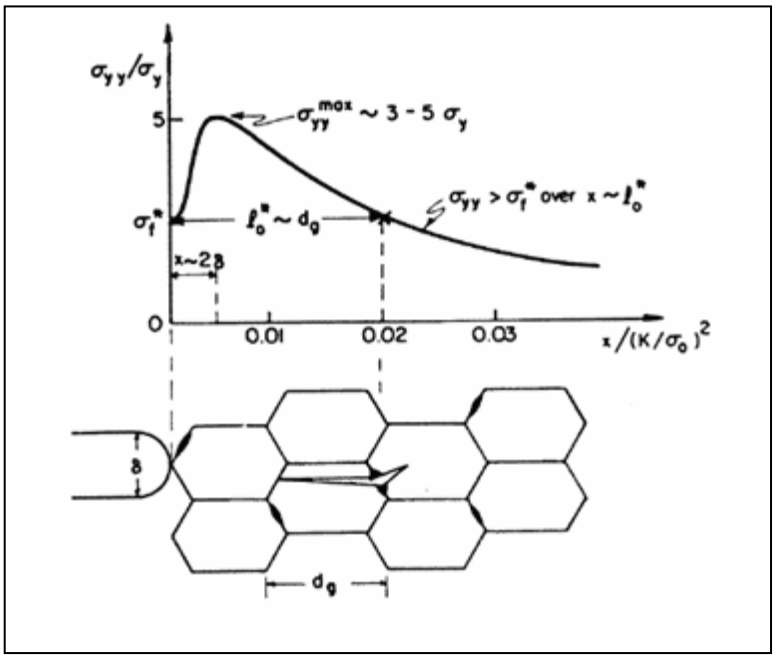


Figure I-18 : Notion de distance critique L_0 introduite dans le modèle RKR [THO 93]

Yang et al [YAN 03] définissent la distance caractéristique comme la distance moyenne observée du lieu d'amorçage du clivage au front de la fissure et la contrainte critique comme la contrainte en ce lieu d'amorçage. Les observations montrent une évolution de cette distance caractéristique avec la température. En utilisant ces définitions dans le modèle RKR dans une large gamme de températures, ils décrivent avec succès l'évolution de K_{IC} médian entre -196°C et -40°C [Figure I-19].

A partir de simulations par éléments finis, Wu [WU 03] prend la moyenne des contraintes principales maximales comme contrainte critique σ_c et la distance du front de la fissure à la position du pic de contrainte comme distance caractéristique. L'auteur applique le critère à une série d'éprouvettes de flexion 4 points entaillées prélevées dans un joint soudé de l'acier du cuve ayant subi une fragilisation par traitement thermique et un pré-écrouissage. Les calculs prévoient un décalage d'environ -110°C de la température de transition pour une ténacité de 70 MPa.m$^{1/2}$, cohérent avec le résultat expérimental.

Chen [CHE 98] explique la dispersion observée sur K_{IC} par le fait que la contrainte critique peut être atteinte à une distance supérieure ou inférieure à la distance entre le front de la fissure et le pic du champs des contraintes. L'auteur trouve que la plupart des sites

d'amorçage se situent dans la zone entre le pic de contrainte et le front de fissure et suppose donc que l'amorçage peut avoir lieu après le passage du pic de contrainte, grâce à une déformation plastique minimale nécessaire à la germination d'une micro-fissure. Cependant, un amorçage de clivage contrôlé par la déformation n'est pas relevé par la plupart des observations.

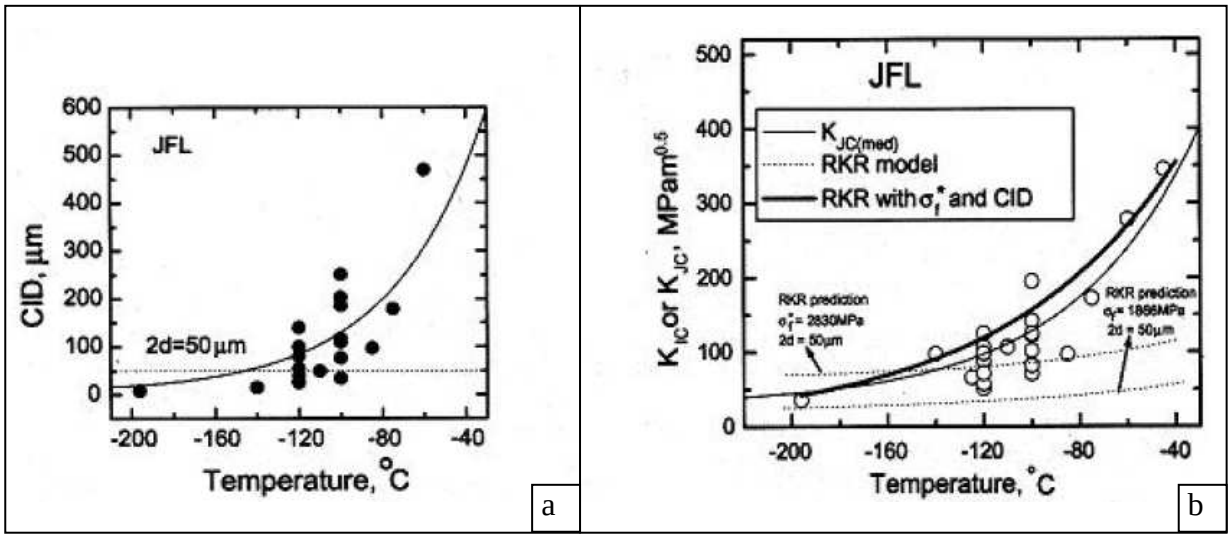


Figure I-19 : Evolution de la distance de clivage (CID - Cleavage Initiation Distance) avec la température (a) et prise en compte de cette évolution dans le modèle RKR (b) [YAN 03].

I.4.2.3. Modèle de Chen

Plusieurs auteurs observent des micro-fissures proches de la pointe du défaut. Ces micro-fissures existent peut-être avant le chargement, ou sont crées au cours du chargement, grâce à une déformation plastique minimale. En se basant sur l'hypothèse que ces microfissures sont à l'origine du clivage, Chen [CHE 96] propose trois conditions nécessaires pour une rupture par clivage :

- $\varepsilon_{pl} > \varepsilon_{pc}$: condition de déformation plastique minimale nécessaire pour la création d'une microfissure sur des inclusions ou des amas (ε_{pc} est une déformation plastique critique) ;
- $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} > T_c$: condition de dépassement de la triaxialité critique, T_c, pour laquelle les microfissures ne s'émoussent pas et donc sont nocives vis-à-vis du clivage ;
- $\sigma_{yy} > \sigma_f$: condition de dépassement de la contrainte critique σ_f pour laquelle les micro-fissures deviennent instables, et la rupture par clivage se produit.

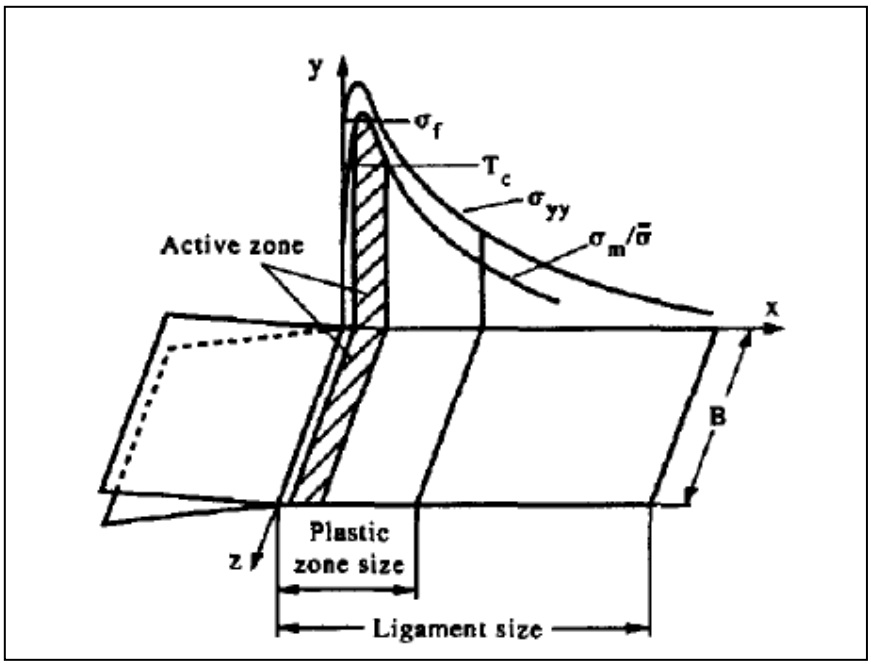


Figure I-20 : Définition de la zone active du modèle de Chen [CHE 96].

L'auteur identifie les valeurs critiques ε_{pc}, T_c, σ_f du critère grâce à des simulations par éléments finis d'essais sur une série d'éprouvettes CT25 en acier C-Mn à -100°C. Ces valeurs critiques sont prises égales aux valeurs ε_{pl}, $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$, σ_{yy} les plus souvent rencontrées au moment de la rupture aux positions des sites de clivage. L'auteur définit ensuite, pour un chargement quelconque, une zone active répondant aux trois critères [Figure I-20]. Cette zone active atteint la taille la plus grande pour un chargement maximal. La probabilité de rupture pour un chargement donné est alors définie comme le rapport entre la taille de la zone active sous ce chargement et celle sous chargement maximal, c'est-à-dire que la probabilité de rupture proposée est proportionnelle à la taille de la zone active. L'auteur retrouve bien les densités de probabilité des chargements et des ouvertures de fissure à rupture obtenues expérimentalement.

Wang et al [WAN 03, 04, 05] étudient sur la contrainte critique σ_f à partir d'une série d'essais sur éprouvettes SENB et sur éprouvettes de flexion à double entaille en acier C-Mn. Ils montrent que σ_f est indépendant de la température, de la géométrie de la préfissure, des dimensions des éprouvettes et du niveau de chargement. Les auteurs n'observent pas ici le rôle des carbures comme initiateurs du clivage, mais ils trouvent que les inclusions sont actives vis-à-vis du clivage.

Yu et al [YU 06] appliquent ce modèle mais proposent un changement du mécanisme de clivage en fonction de la température : à une très basse température (-196°C) où la limite d'élasticité est évelée, les contraintes peuvent atteindre la valeur critique à la pointe du défaut, l'événement critique est la germination d'une micro-fissure dans un grain de ferrite à la pointe du défaut ; à basse température (-100°C) où les contraintes atteignent la valeur critique à une certaine distance de la pointe du défaut, l'événement critique est l'amorçage d'une micro-fissure au niveau d'une particule de seconde phase ; à température élevée (-30°C), où les contraintes ne peuvent pas atteindre la valeur critique et la préfissure se propage, l'événement

critique est la propagation de la fissure des grains. Les auteurs prédisent alors correctement la rupture par clivage d'éprouvettes SENB prélevées dans la zone à gros grain de la ZAT simulée de l'acier C-Mn à différentes températures du domaine de transition (-196°C, -110°C et -30°C).

I.4.3. Modèles statistiques décrivant le clivage

Les mécanismes microstructuraux du clivage sont décrits par les modèles déterministes présentés précédemment. Cependant, ces modèles ne permettent pas de rendre compte de la dispersion expérimentale inhérente à ce mode de rupture. Les modèles statistiques sont introduits pour résoudre ce problème. Ces modèles se basent essentiellement sur la théorie du maillon le plus faible.

Théorie du maillon le plus faible

L'hypothèse consiste à considérer le matériau comme un ensemble de N volumes élémentaires V_0 dont la rupture d'un seul entraîne la rupture de la structure. L'hypothèse suppose d'autre part que la rupture d'un maillon n'affecte pas la probabilité de rupture des maillons voisins. Pour les aciers, le volume élémentaire est usuellement le grain.

Soit V un volume constitué de $N=V/V_0$ volumes élémentaires. Chaque volume i est soumis à une contrainte homogène σ_i. Il est possible d'associer à chaque volume élémentaire V_0 une probabilité de rupture $p_0(\sigma_i)$ ou bien une probabilité de survie $1- p_0(\sigma_i)$. La survie de la structure se produit si tous les volumes élémentaires survivent :

$$1-P_r=\prod_{i=1}^{N}\left(1-p_0(\sigma_i)\right) \tag{1.29}$$

où Pr est la probabilité de rupture de la structure (volume V). Dans le cas où tous les volumes élémentaires ont la même probabilité de rupture p_0, on a :

$$ln\left(1-P_r\right)=N\,ln\left(1-p_0\right) \tag{1.30}$$

ou encore :

$$P_r=1-exp\left[-\frac{V}{V_0}.ln\left(\frac{1}{1-p_0}\right)\right] \tag{1.31}$$

Cette expression permet d'expliquer l'effet d'échelle dans le cas du clivage, car la probabilité de rupture augmente avec le volume sollicité V. Si le champ de contrainte n'est pas homogène dans V mais peut-être considéré comme homogène dans V_0, et si V est suffisamment grand devant le volume élémentaire V_0, on a alors l'expression généralisée :

$$P_r=1-exp\left[-\int_V ln\left(\frac{1}{1-p_0}\right)\frac{dV}{V_0}\right] \tag{1.32}$$

I.4.3.1. Distribution de Weibull

Selon le modèle statistique de Weibull [WEI 51], on suppose que :

- le matériau est isotrope et statistiquement homogène : c'est-à-dire que la probabilité de trouver un défaut d'une sévérité donnée dans un petit volume arbitrairement choisi est la même dans tout le volume sollicité ;
- la propagation d'une microfissure critique conduit à la rupture fragile de l'ensemble de la pièce : c'est l'hypothèse du maillon le plus faible.

Weibull a introduit une formule empirique pour p_0 :

$$ln\left(\frac{1}{1-p_0(\sigma)}\right)=\begin{cases}\left(\dfrac{\sigma-\sigma_0}{\sigma_u}\right)^m & si\ \sigma>\sigma_0\\ 0 & si\ \sigma\leq\sigma_0\end{cases} \tag{1.33}$$

où σ_0 : contrainte en dessous et pour laquelle la probabilité de rupture est nulle,
σ_u : contrainte de normalisation,
m : paramètre « matériau » appelé module de Weibull.

Le paramètre m est caractéristique de la dispersion : plus il est grand, moins la contrainte critique du volume élémentaire est grande. Il est de plus indépendant de V_0. La contrainte σ_0 peut être assimilée à la contrainte critique de clivage d'un volume élémentaire V_0.

En introduisant l'équation (1.33) dans la relation (1.32), on obtient la probabilité de rupture :

$$P_r=1-exp\left[-\int_V\left(\frac{\sigma-\sigma_0}{\sigma_u}\right)^m\frac{dV}{V_0}\right] \tag{1.34}$$

I.4.3.2. Modèle de Beremin

En se basant sur le modèle statistique de Weibull [WEI 51], le groupe de travail Beremin [BERE 83] a développé un modèle basé sur les hypothèses suivantes:

- la contrainte seuil σ_0 est nulle (modèle de Weibull deux paramètres) ;
- la déformation plastique est nécessaire à la germination de micro-fissures. Par conséquent le volume sollicité V coïncide avec le volume plastifié V_p ;
- la seule contrainte qui participe au processus de rupture est la contrainte principale maximale, représentative de la stabilité ou non des micro-fissures .

Pour un champ de contraintes non homogène, la probabilité de rupture s'exprime alors par :

$$P_r = 1 - exp\left[-\int_{V_p} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u} \right)^m \frac{dV}{V_0} \right] \tag{1.35}$$

où V_p : volume du matériau déformé plastiquement,
m : module de Weibull,
σ_1 : contrainte principale maximale locale,
σ_u : contrainte de normalisation.

Si on définit une contrainte σ_w que l'on appelle contrainte de Weibull telle que:

$$\sigma_w = \left[\int_{V_p} \sigma_1{}^m \frac{dV}{V_0} \right]^{1/m} \tag{1.36}$$

l'expression (1.35) s'écrit :

$$P_r = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \tag{1.37}$$

Les deux paramètres m et σ_u du modèle doivent être déterminés à partir d'une large gamme expérimentale. Dans le cas des aciers de cuve faiblement alliés, m vaut environ 22, σ_u est voisine de 2500 MPa, en considérant un volume élémentaire V_0 de 50µm^3.

Par leurs nombreux travaux, les auteurs [BERE 83] ont montré que plus la déformation plastique augmente, plus la contrainte critique de clivage augmente. Ce fait est expliqué par le phénomène d'émoussement des microfissures quand la déformation plastique augmente. Les micro-fissures sont donc moins nocives vis-à-vis du clivage et il faut une contrainte plus élevée pour les rendre instables. Pour tenir compte de cet effet, Beremin propose de corriger la contrainte principale maximale σ_1 par un facteur dépendant de la déformation plastique dans la direction principale, $\varepsilon_1{}^p$. La contrainte de Weibull modifiée s'écrit alors:

$$\sigma_w = \left[\int_{V_p} \sigma_1{}^m . exp\left(-\frac{m\varepsilon_1^p}{k} \right) \frac{dV}{V_0} \right]^{1/m} \tag{1.38}$$

En introduisant le champ HRR (§I.2.3.2) dans l'expression de la contrainte de Weibull, la probabilité de rupture d'une géométrie fissurée peut être calculée grâce à la formule suivante :

$$P_r = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] = 1 - exp\left(\frac{\sigma_y^{m-4}}{V_0} \frac{K_{IC}^4}{\sigma_u^m} BC_m \right) \tag{1.39}$$

où σ_y : limite d'élasticité,

K_{IC} : facteur d'intensité de contrainte critique,

B : épaisseur de l'éprouvette,

C_m : constante dépendant du paramètre m et du coefficient d'écrouissage.

Selon ce modèle simplifié, pour un type de géométrie donné et une probabilité de rupture donnée :

- la ténacité K_{IC} varie avec la limite d'élasticité suivant $\sigma_y^{1-m/4}$ quand la température varie ;
- la ténacité évolue avec l'épaisseur de l'éprouvette suivant la relation $K_{IC}^4.B = C^{te}$.

Al Mundheri et al [AL 89] appliquent le modèle avec succès à un acier de cuve pour vérifier la dépendance de la ténacité avec la taille des éprouvettes, la température d'essai, et l'état d'irradiation. En revanche, en utilisant le modèle de Beremin pour décrire la rupture de l'acier du cuve, Rossol [ROS 98] trouve que chaque combinaison géométrie/température d'essai peut mener à un jeu de paramètres différent. La contrainte de Weibull, notamment, peut varier de manière significative.

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

Haušild et al [HAU 05] constatent que malgré la prise en compte des fortes modifications des 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, 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, ils constatent 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 alors plus 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 :

$$\sigma_u(T) = A.exp\left(-\frac{B}{T}\right) \tag{1.40}$$

De plus, ils constatent qu'un meilleur accord est obtenu entre les distributions expérimentales et prédites grâce à l'introduction d'une contrainte seuil σ_{th} :

$$P_R = 1 - exp\left\{-\int_{Vpl}\left[\frac{\sigma_1 - \sigma_{th}}{\sigma_u(T)}\right]^m \frac{dV}{V_0}\right\} \tag{1.41}$$

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 fractographiques et des niveaux de contrainte atteints aux sites d'amorçage du clivage, et en s'appuyant sur les travaux de [ROS 02] pourtant sur la détermination de la ténacité à partir de l'essai Charpy instrumenté, la contrainte seuil σ_{th} est 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 prédite 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 auxquelles l'amorçage peut être soit ductile soit fragile, à savoir à l'approche de la transition fragile/ductile.

I.4.3.3. Modèle « Master Curve »

Dans le modèle « Master Curve », afin de prendre en compte les effets de perte de confinement plastique en pointe de fissure et d'avancée de fissure par déchirure ductile sur la rupture par clivage, Wallin [WAL 84] relie la probabilité de rupture à la ténacité.

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 exprimée selon la relation :

$$P_r = 1 - \exp\left[Cte.\left(K_{JC} - K_{\min}\right)^4 .B \right] \tag{1.42}$$

où B : épaisseur de l'éprouvette ou longueur du front de fissure,

K_{min} : valeur seuil de ténacité en dessous de laquelle le clivage n'a pas été observé. Dans la pratique, cette valeur est prise égale à 20 MPa.m$^{1/2}$ et peut être reliée au facteur d'intensité des contraintes imposé lors de la préfissuration par fatigue.

Pour éliminer la constante dans l'équation (1.42), on introduit la ténacité médiane $K_{med(1T)}$ d'une éprouvette de référence d'épaisseur un pouce $B_{(1T)}$ (25,4 mm) dont la probabilité de rupture est de 50%. On peut alors reformuler l'équation (1.42) sous la forme :

$$P_r = 1 - \exp\left[-\frac{\left(K_{JC} - K_{\min}\right)^4 .B}{\left(K_{med(1T)} - K_{\min}\right)^4 .B_{(1T)}} .\ln(2) \right] \tag{1.43}$$

Dans la littérature, la ténacité K_0, définie pour une probabilité de rupture P_r=1-e^{-1}=63,21% est souvent utilisée pour remplacer K_{med}. Dans ce cas, le facteur ln(2) disparaît.

Cette formulation permet de normaliser les ténacités obtenues sur des éprouvettes de même forme mais de différentes tailles par une ténacité équivalente correspondant à une épaisseur de référence par :

$$K_{JC(1T)} = K_{\min} + \left(K_{JC} - K_{\min}\right)\left(\frac{B}{B_{(1T)}}\right)^{1/4} \tag{1.44}$$

Sur la base d'une large gamme d'essais de ténacité sur aciers ferritiques, Wallin [WAL 91] postule que l'évolution de la ténacité médiane équivalente pour cette famille d'aciers peut être écrite sous la forme empirique (Master Curve):

$$K_{med(1T)} = 30 + 70\exp\left[0.019\left(T - T_0\right)\right] \tag{1.45}$$

où T_0 est la température à laquelle la ténacité médiane vaut 100 MPa.m$^{1/2}$. Cette température est déterminée suivant la Norme ASTM [ASTM 97].

Le modèle a été largement vérifié expérimentalement, mais il souffre d'un problème de transférabilité au cas où la plasticité n'est pas confinée. Pour prendre en compte la perte de confinement, Wallin [WAL 01] relie la température T_0 à la contrainte élastique T_{stress} parallèle au plan de fissure. L'auteur suppose que le confinement peut être décrit par cette contrainte T_{stress} et n'influence pas la courbe de transition. Il obtient alors la relation empirique :

$$T_0 = T_{0DEEP} + \frac{T_{stress}}{10.MPa/°C} \tag{1.46}$$

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

I.4.3.4. Modèle de Bordet

Bordet et al [BOR 05-a] proposent une nouvelle approche de la probabilité de rupture par clivage. Les auteurs présentent les difficultés limitant la portée du modèle de Beremin, à savoir une influence importante de la géométrie sur les valeurs du facteur m. Ils remettent en cause le fait que seule la contrainte principale commande la rupture par clivage et que la population de microfissures amorcées dès le début de la déformation ne varie plus au cours du chargement.

En s'appuyant sur des travaux de Kaechele et al [KAE 69], ils rappellent qu'il existe un lien entre le nombre de microfissures amorcées et la déformation plastique, et postulent que les deux événements, amorçage et propagation, sont simultanés. Il justifient cela en indiquant que la rupture d'un carbure est un événement dynamique libérant une certaine quantité d'énergie élastique dans la matrice ferritique environnante, et que cette énergie est disponible immédiatement pour propager la clivage : dans le cas contraire, la microfissure est émoussée par les mécanismes de plasticité. Ainsi la probabilité de rupture de clivage P_{cleav} est le produit de la probabilité de germination d'un micro-défaut à un moment donné, P_{nucl}, et de celle de propagation, P_{propag} :

$$P_{cleav} = P_{nucl} \times P_{propag} \tag{1.47}$$

A partir des résultats expérimentaux de la bibliographie, les auteurs proposent que la probabilité d'amorçage soit définie comme proportionnelle à la densité des microfissures amorcées, à la limite d'élasticité et au taux de déformation plastique selon :

$$P_{nucl} \propto N_{unc}\left(\varepsilon_p\right).\sigma_y\left(T,\dot{\varepsilon}_p\right).d\varepsilon_p \tag{1.48}$$

où σ_y : limite d'élasticité,

T : température,

ε_p : déformation plastique équivalente,

$\dot{\varepsilon}_p$: taux de déformation plastique équivalente,

N_{unc} : nombre de carbures susceptibles d'amorcer le clivage.

Les auteurs introduisent la notion de contrainte seuil σ_{th} autorisant une probabilité nulle dans l'expression de la probabilité de propagation :

$$P_{propag}\left(\sigma_1\right)=\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u}\right)^m-\left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_u}\right)^m \tag{1.49}$$

La probabilité de rupture de la structure, P_r, s'écrit ensuite selon la formule (1.39) avec la contrainte de Weibull σ_w modifiée en σ_w^* qui intègre l'influence de la vitesse de déformation et celle de la température :

$$\sigma_w^*=\left[\int_{V_p}\left(\int_0^{\varepsilon_p,\mu}\frac{\sigma_y\left(T,\dot{\varepsilon}_p\right)}{\sigma_{y0}}\left(\sigma_1^m-\sigma_{th}^m\right)d\varepsilon_p\right)\frac{dV}{V_0}\right]^{1/m} \tag{1.50}$$

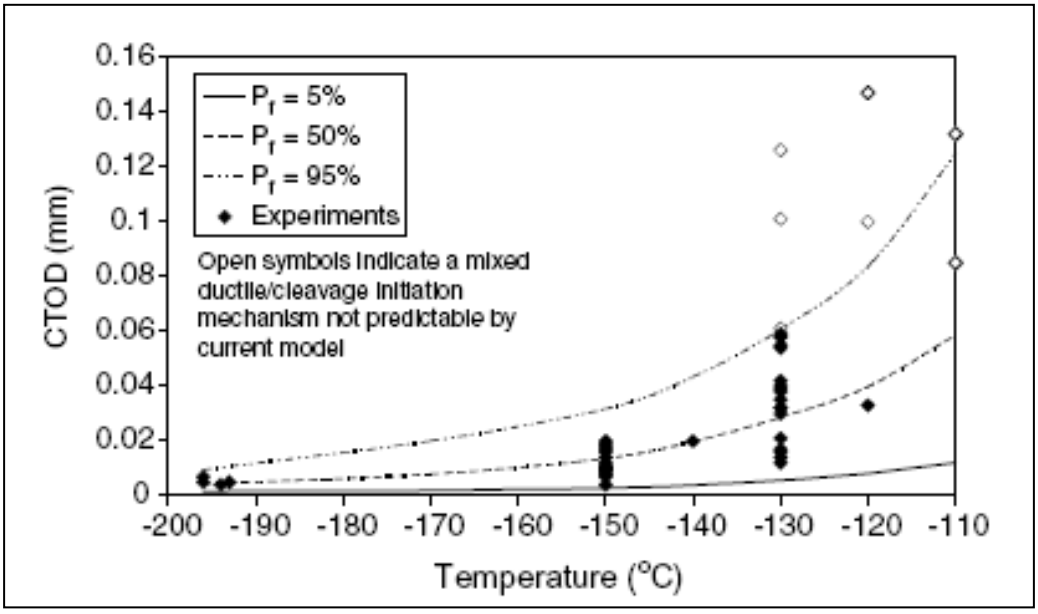


Figure I-21 : Probabilité de rupture des éprouvettes SENB de l'acier de Grade 450EMZ en utilisant le modèle de Bordet [BOR 05-b].

Bordet [BOR 05-b] applique ce critère à un acier de construction offshore (Grade 450EMZ). La contrainte seuil estimée est proche de la plus basse contrainte axiale à rupture

au centre des éprouvettes AE à -196°C. Il remarque que et sa valeur influe beaucoup sur celle de m. La probabilité de rupture des éprouvettes SENB est correctement reproduite de -196°C à -130°C, mais ce n'est plus le cas dès que la déchirure ductile apparaît [Figure I-21].

I.4.3.5. Modèle de Margolin

Margolin et al [MARG 98-a] proposent un modèle probabiliste s'appuyant sur la théorie du maillon le plus faible et sur un critère local du clivage [MARG 97-a] [MARG 97-b]. Le critère local proposé obéit aux hypothèses suivantes :

- ❖ la structure polycristalline du matériau est représentée par un groupe des cellules cubiques unitaires. Les propriétés mécaniques d'une cellule unitaire sont représentatives pour toute éprouvette et les champs de contrainte et de déformation sont homogènes dans une cellule unitaire ;
- ❖ la rupture d'une cellule unitaire conduit à la rupture totale du polycristal (hypothèse du maillon le plus faible) ;
- ❖ la germination des microfissures apparaît sous l'effet de la contrainte locale due à l'empilement de dislocations, et de la contrainte principale maximale. La propagation a lieu par franchissement de barrières micro-structurales comme des joints de grain, des bandes de glissement…, qui correspond à l'atteinte d'une contrainte seuil dépendant de la déformation plastique équivalente cumulée. La rupture d'une cellule unitaire a donc lieu quand :

- ▪ $\sigma_1 + m_{T\varepsilon}.\left(\sigma_{eq} - \sigma_y\right) \geq \sigma_d$: condition de germination des microfissures de clivage ;

- ▪ $\sigma_1 \geq S_c\left(\varepsilon_p\right)$: condition de propagation des microfissures, simultanée à la germination ;

où σ_y : limite d'élasticité,

σ_{eq} : contrainte équivalente,

σ_1 : contrainte principale maximale,

$m_{T\varepsilon}$: paramètre dépendant de la géométrie de l'empilement de dislocations, fonction de la température et de la déformation plastique.

σ_d représente la contrainte de résistance à la germination (résitance des carbures ou de l'interface ferrite-carbure) qui suit une distribution de Weibull avec η et $\tilde{\sigma}_d$ comme paramètres :

$$p\left(\sigma_d\right) = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma_d}{\tilde{\sigma}_d}\right)^{\eta}\right] \tag{1.51}$$

La contrainte critique de clivage est calculée par la formule :

$$S_c(\varepsilon^p) = \left[C_1^* + C_2^*.exp\left(-A_d.\int d\varepsilon_{eq}^p\right)\right]^{-1/2} \tag{1.52}$$

où C_1^*, C_2^*, A_d sont des constantes du matériau et ε_{eq}^p est la déformation plastique équivalente.

La probabilité de rupture d'une structure comportant N cellules unitaires est donc exprimée selon la formule :

$$P_r = 1 - \exp\left(-\frac{1}{\left(\tilde{\sigma}_d\right)^\eta} \sum_{i=1}^{N} \left(\sigma_{nucl}^i\right)^\eta \right) \tag{1.53}$$

avec:

$$\sigma_{nucl}^i = \sigma_1^i + m_T m_\varepsilon \left(\sigma_{eq}^i - \sigma_y\right) \tag{1.54}$$

où $m_T = m_0.\sigma_y(T)$ et $m_\varepsilon = S_0 / S_c\left(\varepsilon_p\right)$ sont des coefficients de concentration de contrainte qui ne dépendent que de la température et de la déformation plastique cumulée.

Les auteurs [MARG 98-b] utilisent ce critère avec succès pour prédire la probabilité de rupture d'éprouvettes SENB en acier de cuve 2.5Cr-Mo-V [Figure I-22].

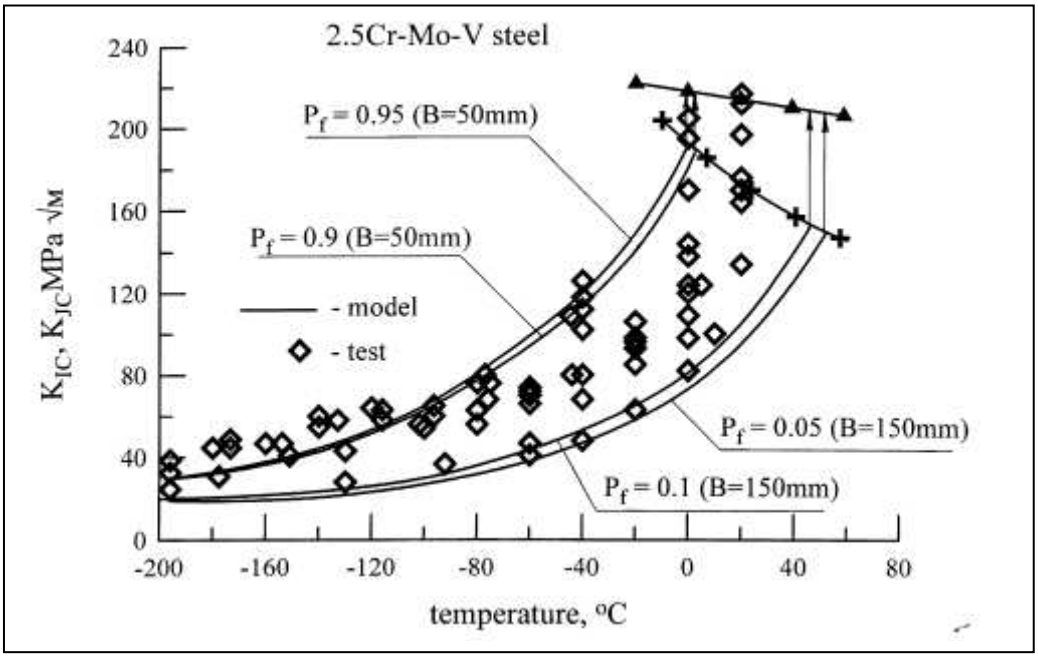


Figure I-22 : Probabilité de rupture d'éprouvettes SENB de l'acier de cuve 2.5Cr-Mo-V, en utilisant le modèle de Margolin [MARG 98-b].

I.4.3.6. Modèle « à deux barrières microstructurales »

En se basant sur les travaux de Martin-Meizozo et al [MART 94], Lambert-Perlade [LAMB 01] propose quelques modifications pour définir un modèle statistique de rupture fragile. Le modèle est développé dans le cadre d'une étude de la zone affectée thermiquement (ZAT) d'un acier bainitique comportant un nombre important de composés martensite-austénite (M-A).

En respectant la théorie du « maillon le plus faible », la probabilité de rupture pour le métal de base s'écrit :

$$P_r = 1 - exp\left[- \int_{V_p} \sum_m N_v^m \times F_m \left(\sigma_{ij}, \varepsilon_p \right) dV \right] \tag{1.55}$$

où N_v^m : nombre de germes potentiels de rupture par unité de volume,

F_m : densité de probabilité de rupture du germe m.

Cette expression est ensuite utilisée pour de la ZAT, dont le processus de rupture consiste en 3 étapes successives [Figure I-23] :

- amorçage d'une microfissure dans un composé M-A, décrit par la probabilité p ;
- propagation de cette microfissure à travers l'interface M-A/matrice quand la longueur de fissure est supérieure à une taille critique de particule (c>c*) ;
- propagation à travers le joint de paquet bainitique quand la longueur de fissure est supérieure à une taille critique du paquet (c>D*).

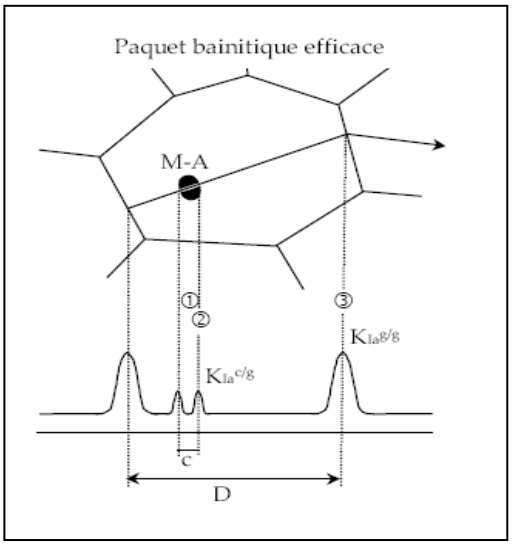


Figure I-23 : Schéma des mécanismes élémentaires de rupture des ZAT [MART 94].

La formule (1.55) est alors modifiée selon :

$$P_r = 1 - exp\left\{ - \int_{V_p} \left[N_v^g \times F_g \left(c^* \le c \le D^* \right) + N_v^c \times F_c \left(c \ge D^* \right) \right] dV \right\} \tag{1.56}$$

où N_v^g, N_v^c : densités volumiques de paquets et de composés M-A respectivement,

F_g, F_c : densité de probabilité de rupture d'un paquet et d'un composé M-A de taille supérieure à D* respectivement.

Selon ce modèle, la probabilité de rupture d'un paquet est conditionnée par la rupture d'un composé M-A à l'intérieur de ce paquet. La rupture totale correspond à la propagation d'une fissure à travers le joint de paquet bainitique ou à la propagation d'une fissure dans un composé M-A de taille supérieure à la taille critique du paquet bainitique (cas pratiquement improbable).

Lambert-Perlade applique ce modèle pour décrire la rupture d'éprouvettes SENB préfissurées à T=[-120°C ; +20°C] dans deux zones, ICGHAZ (zone à gros gains réchauffée dans le domaine intercritique) et CGHAZ (zone à gros gains) de la ZAT. Les probabilités de rupture expérimentales sont assez bien reproduites par le modèle.

Les auteurs [LAMB 04] proposent ensuite une modification du modèle de rupture selon la température. A une très basse température, la rupture est contrôlée par la nucléation ; à des températures plus élevées, elle est contrôlée par la résistance de l'interface particule/matrice, puis par la résistance de l'interface matrice/matrice ; à des températures élevée où le clivage a lieu après une déchirure ductile, c'est la résistance entre des matrices bainitiques qui contrôle la rupture.

I.4.3.7. Modèle en contrainte seuil σ_{th}

De nombreux auteurs confirment le rôle d'une contrainte critique pour la description de la rupture par clivage [CHE 96] [BOR 05] [HAU 05]. Plusieurs auteurs s'accordent sur l'importance du volume sollicité en pointe de fissure dans l'analyse du risque de rupture.

En se basant sur le modèle de Beremin [BERE 83], Chapuliot [CHA 04] [CHA 05] réintroduit une contrainte seuil σ_{th} permettant la définition d'une probabilité de rupture nulle pour développer un modèle probabiliste de rupture pour l'acier de cuve 16MND5. Selon les hypothèses de Anderson [AND 93], un volume est susceptible de cliver si la contrainte principale maximale dépasse la contrainte seuil dans ce volume, appelé volume seuil V_{th}. La probabilité de rupture d'un volume unitaire est supposée constante et égale à p_0 dans ce volume seuil, et égale à 0 ailleurs. La probabilité de rupture du volume V est alors réduite à celle du volume seuil V_{th}.

La probabilité de rupture s'écrit alors :

$$P_r = 1 - exp\left(-F.V_{th}\right) \tag{1.57}$$

Elle est fonction du volume seuil via une fonction de sensibilité F. La probabilité est nulle quand le volume seuil égale zéro. La fonction F est définie par la relation :

$$F\left(\sigma_y\right) = \frac{1}{V_0}\left(\frac{\sigma_y}{\sigma_u}\right)^m \tag{1.58}$$

où σ_y : limite d'élasticité,
m : module de Weibull,
σ_u : contrainte de normalisation,
V_0 : volume élémentaire.

En supposant que le volume seuil est un cylindre de révolution dont une génératrice est le front de fissure rectiligne :

$$V_{th} = \frac{B.\pi}{4} R_{th}^2 \tag{1.59}$$

où B est l'épaisseur de la pièce et R_{th} est la distance critique (diamètre du cylindre seuil) calculée par la formule :

$$R_{th} = \omega_{th} \left(\frac{K_J}{\sigma_y} \right)^2 \tag{1.60}$$

L'expression finale de la probabilité de rupture s'écrit alors [CHA 07] :

$$P_r = 1 - \exp\left[-\frac{1}{V_0} \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_u} \right)^m . \frac{B\pi}{4} . \omega_{th}^2 \left(\frac{K_J^4 - K_{\min}^4(T)}{\sigma_y^4} \right) \right] \tag{1.61}$$

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 des propriétés du matériau. La sensibilité au clivage s'exprime à travers les paramètres m, σ_u et V_0. La dépendance en température apparaît par la dépendance en température de la limite d'élasticité σ_y.

L'auteur détermine la contrainte seuil σ_{th} à partir d'une série d'essais sur éprouvettes AE à très basse température et le module m à partir d'essais sur éprouvettes CT. Le modèle prédit bien la probabilité de rupture des éprouvettes CT pour les aciers de cuve 16 MND5 et 18MND5, même dans la zone de transition où il y a compétition entre rupture fragile et rupture ductile [Figure I-24].

Le Corre [LEC 06] montre la validité du modèle pour l'acier 22NiMoCr37 [Figure I-25]. En travaillant sur l'acier au C-Mn du circuit secondaire, l'acier TU42 C, il montre la transférabilité du critère des éprouvettes de laboratoire à une structure réelle. Il montre qu'il existe un décalage en température important du domaine de transition fragile/ductile de la structure réelle à celui des éprouvettes de laboratoire, et que le critère en contrainte seuil permet d'estimer de manière simple ce décalage.

Cependant, il reste encore plusieurs points à développer concernant ce modèle : quelle est la sensibilité de la fonction F à la géométrie et à la température, quel sens physique donner à la contrainte seuil σ_{th}, comment appliquer ce modèle à une structure comportant des soudures, celles-ci constituant leur point faible.

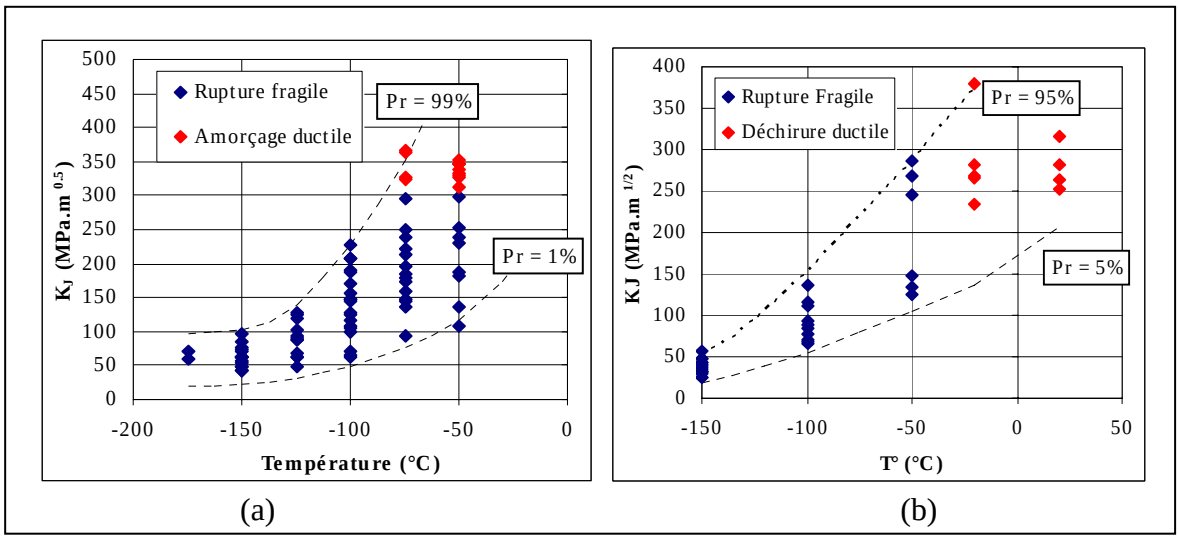


Figure I-24 : Probabilité de rupture d'éprouvettes CT25 des aciers 16MND5 (a) et 18MND5 (b), modèle en contrainte seuil [CHA 04].

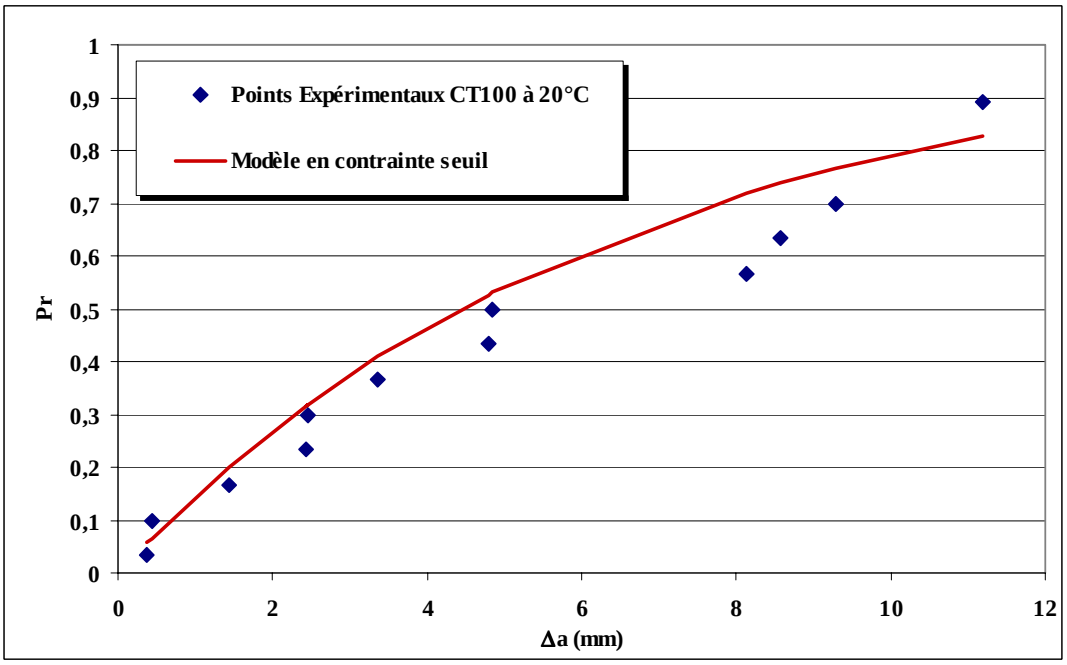


Figure I-25 : Probabilité de rupture d'éprouvettes CT100 à 20°C de l'acier 22NiMoCr37, modèle en contrainte seuil [LEC 06].

I.4.4. Conclusions

Dans la plupart des aciers de structure cubique centrée, tel l'acier ferritique, la rupture par clivage est le mode de rupture prédominant à basse température et ses mécanismes sont généralement et successivement (i) la création d'un germe de fissure par l'empilement de dislocations sur un obstacle, la rupture d'un carbure, d'une particule ou la décohésion au niveau l'interface matrice/particule, (ii) la croissance initiale de la fissure dans un grain, (iii) le franchissement des barrières microstructurales sous l'action d'une contrainte normale critique.

Les modèles déterministes se basent généralement sur un de ces mécanismes pour définir un critère de rupture. Des conditions de plasticité, nécessaires à la germination de microfissures et de non-émoussement des microfissures sont proposées par plusieurs auteurs. Une distance caractéristique (ou une aire, voire un volume) est toujours introduite pour contrôler la rupture d'une structure. Dans la majorité de ces modèles, la contrainte critique de clivage est supposée indépendante de la température, de la géométrie et du chargement, mais elle augmente avec la déformation et semble être influencée par la taille des carbures. Cependant, ces modèles ne permettent pas d'expliquer la dispersion expérimentale inhérente à ce mode de rupture fragile.

L'approche locale permet la prise en compte de l'aspect statistique des défauts à l'origine des processus menant à la rupture. Ces modèles sont basés généralement sur la théorie du maillon le plus faible. Ces modèles demandent des calculs fins des champs de contrainte en pointe de fissure et une large base expérimentale est nécessaire à l'identification des paramètres. L'application de ces modèles reste limitée aux très basses températures, là où la plasticité est confinée en pointe de fissure. Dès l'apparition d'une déchirure ductile préalable, ils sont rapidement mis en défaut et ne permettent plus de prédire la rupture fragile.

Dans le cas des aciers faiblement alliés, le modèle de Beremin à deux paramètres, modèle le plus répandu, est capable de décrire les effets d'échelle caractéristiques de la rupture fragile. En revanche, plusieurs auteurs confirment la nécessité d'introduire une contrainte seuil permettant la définition d'une probabilité nulle dans un modèle probabiliste. Réintroduisant une contrainte seuil et définissant un volume seuil dans lequel les contraintes en pointe de fissure dépassent cette contrainte seuil, le modèle en contrainte seuil proposé par Chapuliot montre non seulement ses capacités à prédire la probabilité de rupture par clivage, mais encore ses potentialités d'application à une structure réelle.

I.5. Rupture dans le domaine de la transition fragile-ductile

I.5.1. Description de la transition fragile-ductile

Les aciers ferritiques présentent une transition fragile-ductile. Lorsque la température augmente des basses températures à des températures plus élevées, il existe un domaine de transition où la rupture par clivage est précédée par l'amorçage et la propagation d'une déchirure ductile. Dans cette zone de transition, la rupture par clivage peut se déclencher après une grande propagation, peu de propagation ou pas de propagation ductile (ou déchirure) du tout. La dispersion sur les longueurs de la déchirure ductile avant clivage conduit à une dispersion importante des énergies à rupture dans ce domaine.

I.5.2. Courbe de transition de résilience

Le domaine de transition fragile-ductile des aciers est conventionnellement déterminé à l'aide de l'essai de résilience pratiqué dans une large gamme de températures. L'essai de résilience est un essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy avec entaille en V [NF 01].

La courbe de transition de résilience présente trois parties [Figure I-26] : un palier à basse température, caractérisant le comportement fragile, où une faible énergie est consommée par la rupture, un palier à haute température, caractérisant le comportement ductile, où une forte énergie est consommée, et la gamme des températures intermédiaires correspondant à la zone de transition fragile-ductile. Cette courbe n'est pas intrinsèque au matériau. Plus la vitesse d'impact est élevée, plus la courbe de transition est décalée vers les hautes températures, dû à l'effet fragilisant de la vitesse de déformation.

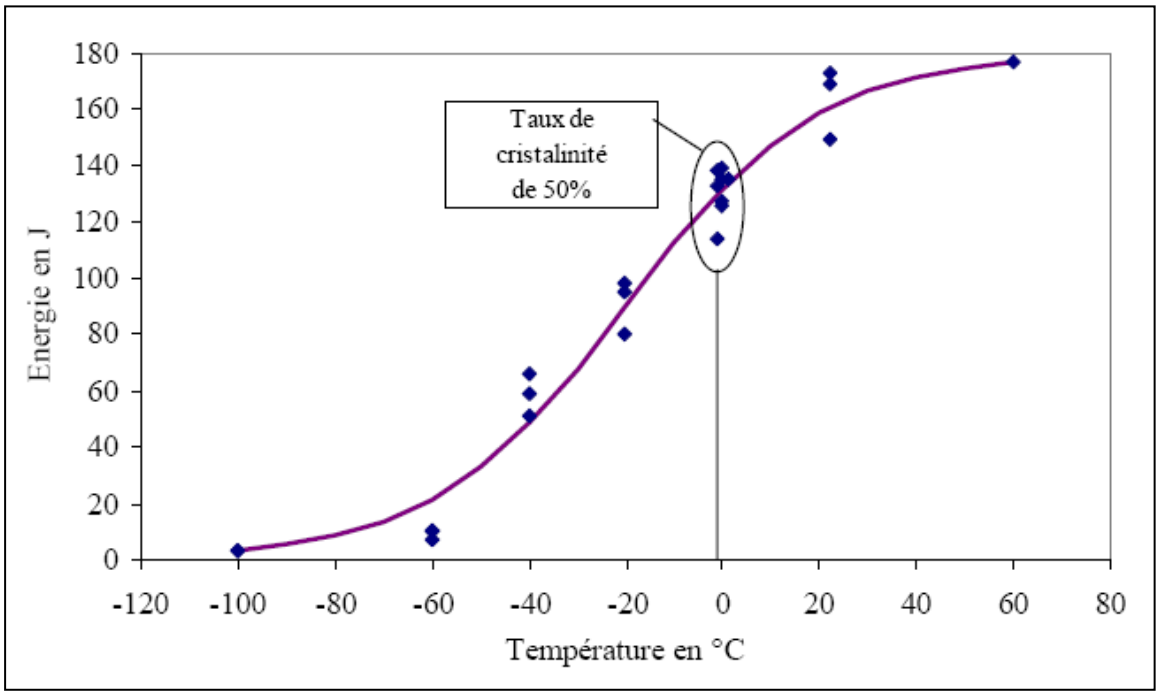


Figure I-26 : Courbe de résilience d'un acier TU42 C du circuit secondaire [LEC 06].

I.5.3. Température de transition

On définit plusieurs températures de transition. L'une d'elles est la FATT (Fracture Appearence Transition Temperature), elle correspond à la température à laquelle le faciès de rupture de l'éprouvette se compose de 50% de rupture fragile et de 50% de déchirure ductile, c'est-à-dire présente un taux de cristallinité de 50% [Figure I-26]. Cependant, cette définition présente des limites relativement à la comparaison entre différents matériaux. Par conséquent, la température TK7, où l'énergie de résilience atteint la valeur de 7 daJ/cm^2, est plus largement employée, notamment dans le domaine nucléaire, parce qu'elle permet de classer les matériaux suivant leur résistance à la fragilisation.

I.5.4. Compétition déchirure ductile/rupture fragile

I.5.4.1. Modèle MnS

Dans la transition fragile/ductile, la rupture fragile se produit après une déchirure ductile. La rupture par clivage peut être amorcée par la présence d'amas d'inclusions dont la décohésion agit comme une fissure de Griffith qui se propage sous l'action d'une contrainte critique locale. Renevey [REN 97] et Carassou [CAR 99] ont observé un tel mécanisme de rupture suite à la décohésion d'amas d'inclusions de sulfure de manganèse (MnS) dans l'acier de cuve 16MND5. La décohésion de ces inclusions agit alors comme un concentrateur de contraintes permettant d'amorcer la rupture sur des sites classiques voisins, tels que des carbures.

Le modèle proposé par Renevey [REN 97] est une extension du modèle de Beremin prenant en compte l'élévation de température dans le domaine de transition. Ce modèle suppose que la rupture d'un élément de volume V_0 contenant un seul amas MnS a lieu lorsque la contrainte principale maximale est suffisante pour propager la fissure formée par la décohésion de cet amas. Cette contrainte est liée à la taille de l'amas par l'équation :

$$\sigma_c = \alpha \frac{k}{\sqrt{a_{MnS}}} \tag{1.62}$$

où a_{MnS} : dimension de l'amas MnS,
k : ténacité locale,
α : coefficient fonction de la forme de la microfissure.

Pour un chargement donné, si la taille a_{MnS} de l'amas inclusionnaire est suffisante, la probabilité de rupture d'un élément de volume soumis à une contrainte σ_1 est définie par :

$$p_r\left(V_0, \sigma_1\right) = p\left(a_{MnS} > a_{MnS}^c\right) \tag{1.63}$$

La distribution en taille des amas n'est pas facile à obtenir. En revanche, la distribution des fractions surfaciques des inclusions MnS est plus accessible, si l'on considère que la surface de l'amas est égale à la somme des surfaces des inclusions le constituant et qu'il n'y a qu'un amas MnS dans V_0. Les fractions surfaciques sont liées aux tailles d'amas par (l'indice MnS est omis) :

$$f_s / \overline{f_S} = a^2 / \overline{a^2} \tag{1.64}$$

L'équation (1.63) s'écrit donc maintenant :

$$\begin{aligned} p_r\left(V_0,\sigma_1\right) &= p\left(a > a_c\right) \\ &= p\left[\left(a^2/\overline{a^2}\right) \geq \left(a_c^2/\overline{a^2}\right)\right] \\ &= p\left[\left(f_s/\overline{f_s}\right) \geq \left(a_c^2/\overline{a^2}\right)\right] \end{aligned}$$

où f_s : fraction surfacique des inclusions,
$\overline{f_s}$: fraction surfacique moyenne,
$\overline{a^2}$: surface moyenne des amas.

On obtient alors la probabilité de rupture d'un élément de volume :

$$p_r\left(V_0,\sigma_1\right) = \exp\left[-\left(\frac{a_c^2}{\overline{a^2}}\right)\right] = \exp\left[-\left(\frac{\overline{\sigma_c}}{\sigma_1}\right)^4\right] \tag{1.65}$$

La probabilité de rupture d'un volume V composé de N volumes élémentaires V_0 est obtenue à partir de l'hypothèse du maillon le plus faible :

$$P_r = 1 - exp\left[\int_{V_{déco}} -exp\left[-\left(\frac{\overline{\sigma_c}}{\sigma_1}\right)^4\right]\frac{dV}{V_0}\right] \tag{1.66}$$

où V_0 : volume élémentaire représentatif,
$V_{déco}$: volume vérifiant le critère de décohésion,
$\overline{\sigma_c}$: contrainte critique moyenne de clivage du volume élémentaire.

Carassou [CAR 99] étudie par simulation par éléments finis l'influence d'une micro-fissure ductile sur la probabilité de rupture, à l'aide du modèle de Beremin. Il trouve que la présence de la microfissure créée par la décohésion d'un amas de MnS augmente la probabilité de rupture locale. Il observe des amas d'inclusions à l'origine du déclenchement du clivage sur des éprouvettes fissurées à différentes températures. Leur présence, rare aux plus basses températures, devient de plus en plus systématique lorsque la température augmente. Ces observations confirment le rôle de concentrateur des contraintes que jouent les amas MnS sur le déclenchement du clivage.

Pour décrire la rupture dans le domaine de transition, Carassou [CAR 99] modélise la déchirure ductile 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 la contrainte critique est évaluée à partir d'essais sur éprouvettes AE à -150°C. Dans un premier temps, les ténacités à rupture obtenues sur éprouvettes CT25 en acier 16MND5 à 0°C sont sous-estimées d'un rapport 2. Il postule alors une dépendance de la contrainte critique avec la température,

et la recale à partir des résultats d'essais sur CT25 à cette température, en présence de très peu de propagation ductile stable préalable à la rupture fragile. La probabilité de rupture est cette fois correctement décrite [Figure I-27]. Il montre alors que le modèle MnS est capable de rendre compte, d'une manière globale, du comportement à rupture en présence d'une déchirure ductile stable, en utilisant une contrainte critique dépendante de la température, expliquée par une augmentation de la résistance intrinsèque de la matrice au clivage avec la température. Mais ce mode de ruine postulé par le modèle MnS n'est pas observé sur d'autres nuances d'aciers de cuve.

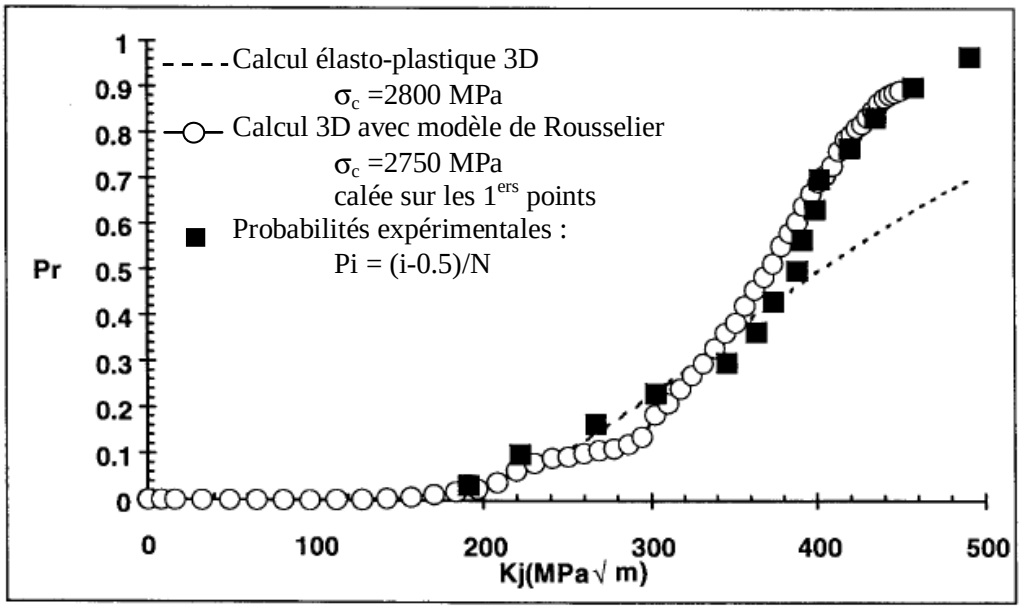


Figure I-27 : Probabilité de rupture d'éprouvettes CT25 en acier de cuve 16MND5 à 0°C ayant présenté entre 0 et 6mm de déchirure ductile avant clivage [CAR 99].

I.5.4.2. Couplage du modèle GTN avec un modèle basé sur la statistique de Weibull

Bernauer et al [BERN 99] proposent de coupler le modèle GTN et le modèle de Beremin à 2 paramètres. Afin de prendre en compte la déchirure ductile, ils modifient le modèle de Beremin en supposant que les inclusions ayant amorcé des cavités ductiles en avant du front de fissure doivent être retranchées de la population de sites potentiels de clivage, c'est-à-dire que la germination d'une cavité autour d'une particule la rend inoffensive pour le déclenchement du clivage. Dans le cas de l'acier ferritique, la population de sites potentiels de clivage ou le nombre des particules carbures actives vis-à-vis du clivage diminuent avec l'augmentation de la fraction volumique totale des cavités calculée par le modèle GTN.

La probabilité de rupture dans la formule de Beremin est alors multipliée par une fraction selon :

$$P_r = \left\{ 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \right\} . \left(1 - \sum_{\Delta t} \frac{N_t(\Delta t)}{N_K} \right) \qquad (1.67)$$

où N_k et N_t sont les nombres des particules potentiellement actives (dangeureuses) et des particules inoffensives vis-à-vis du clivage à l'instant de calcul t. La fraction N_t/N_k est proportionnelle à la fraction de cavités ayant germé via une constante c_n :

$$\frac{N_t(\Delta t)}{N_K} = c_n \frac{\dot{f}_{nucl}.\Delta t}{f_n} \tag{1.68}$$

En appliquant ce modèle à des éprouvettes CT en acier ferritique, rompues à -60°C avec une faible déchirure ductile ($\frac{\Delta a_{\max}}{W} = 0,015$) [Figure I-28], les auteurs constatent effectivement une amélioration de la prédiction des probabilités de rupture pour ces faibles niveaux de déchirure.

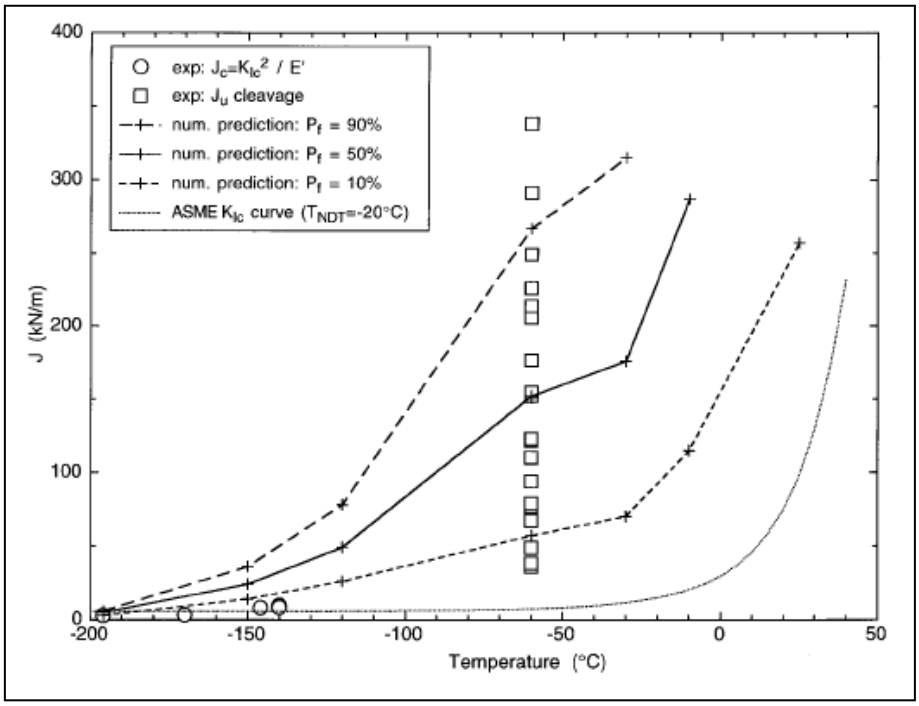


Figure I-28 : Application du modèle de Beremin modifié par Bernauer à des éprouvettes CT d'un acier ferritique [BERN 99].

Xia et al [XIA 96,97] travaillent également avec le modèle GTN pour décrire la déchirure ductile, mais utilisent un modèle de Weibull à trois paramètres pour calculer la probabilité de rupture fragile. Une contrainte seuil σ_{th} est donc introduite dans la formule de la contrainte de Weibull :

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{V_{th}} (\sigma_1 - \sigma_{th})^m dV \right]^{1/m} \tag{1.69}$$

En utilisant ce modèle couplé, les auteurs arrivent à reproduire les tendances observées expérimentalement sur trois types de géométries d'éprouvettes, SENB, DENT et CCP, présentant des confinements de plasticité différents et des déchirures moyennes $\frac{\Delta a_{\max}}{W} = 0{,}1$.

Enfin, la modélisation de l'essai de résilience sur éprouvettes Charpy a été entreprise par Rossol [ROS 98-b]. Le couplage entre le modèle GTN pour la déchirure ductile et le modèle de Beremin pour le clivage est effectué. Il montre alors qu'il est possible de prédire la ténacité d'un acier de cuve à partir de l'essai Charpy, tant que la ténacité n'est pas trop élevée. Dans le domaine de transition, là encore, la modélisation donne des résultats trop conservatifs.

I.5.4.3. Couplage du modèle de Rousselier et du modèle de Beremin

L'utilisation du modèle de Beremin donne des valeurs de ténacité trop basses dans la zone de transition par rapport aux résultats expérimentaux. Pour améliorer la prédiction, Eripret et al [ERI 92] proposent un couplage entre le modèle de Beremin et le modèle de Rousselier.

Le modèle de Rousselier est utilisé pour décrire l'amorçage et la propagation de la fissure par déchirure ductile, il fournit l'avancée de la fissure à chaque pas de calcul, tandis que le modèle de Beremin permet, en post-traitement, de calculer la probabilité de rupture fragile à chaque pas du calcul.

Eripret et al. [ERI 96] appliquent cette approche pour prévoir l'évolution de la ténacité d'un acier de cuve A533B. Les paramètres du modèle de Beremin sont déterminés à partir d'essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées à basse température et ceux du modèle de Rousselier sont déterminés à partir d'essais de rupture sur éprouvettes CT. Les valeurs de la ténacité sont alors bien prédites jusqu'à une température de -20°C [Figure I-29]. Au-delà de cette température, lorsque la fissure se propage de manière ductile sur plusieurs millimètres, les valeurs de ténacité prédites sont trop basses.

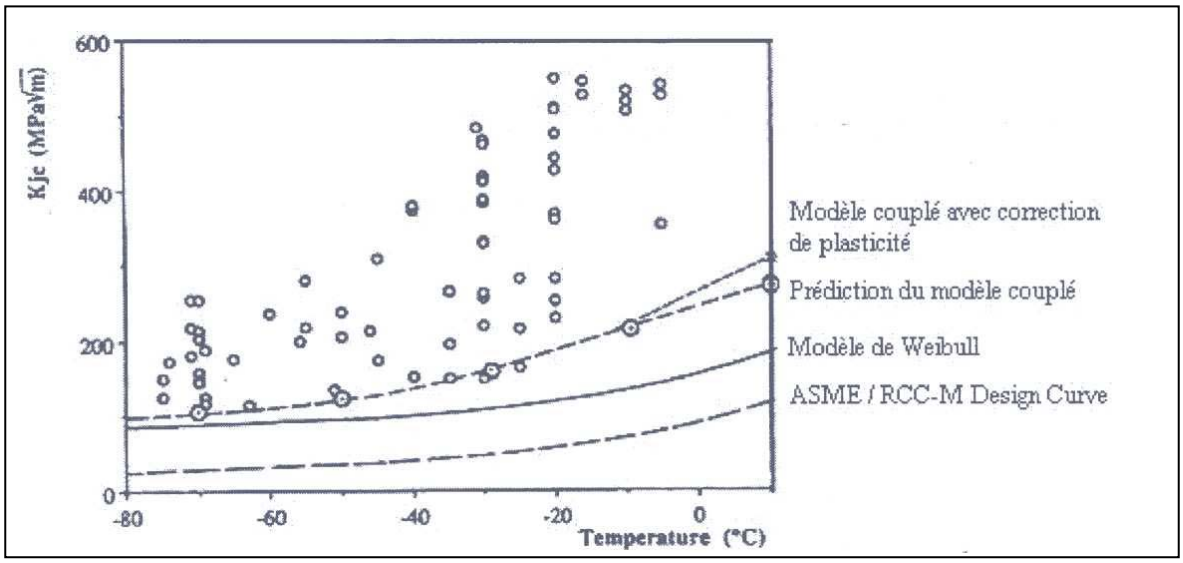


Figure I-29 : Evolution de la borne inférieure des probabilités calculées par un couplage des modèles de Rousselier et de Beremin [ERI 96].

I.5.5. Conclusions

La transition fragile-ductile est caractérisée par un mécanisme de déchirure ductile suivie d'une rupture fragile par clivage. L'étude de la déchirure ductile et celle de la rupture fragile sont bien avancées pour les aciers, et plusieurs modèles ont été proposés pour décrire chaque phase de ce mécanisme.

En revanche la zone de transition fragile/ductile est plus complexe à modéliser. Pour bien prédire la rupture par clivage dans le domaine de transition fragile/ductile, plusieurs approches sont proposées, prenant en compte les effets de la déformation plastique et de l'endommagement ductile sur le déclenchement du clivage, et les incertitudes sur les données des modèles dans ce domaine.

Une approche semble assez bien décrire la rupture dans le domaine de transition : elle consiste à coupler un modèle local de rupture fragile et un modèle local de déchirure ductile. Le modèle local de déchirure ductile (modèle de Rousselier, modèle de GTN) permet de simuler l'avancée stable de la fissure, et le modèle local de rupture par clivage (modèle de Beremin à 2 ou 3 paramètres, modèle MnS) permet, en post-traitement, de calculer la probabilité de rupture. Ce type d'approche nécessite des simulations par éléments finis complexes et lourds. Les modèles appliqués dans la zone de transition fragile-ductile proposent des solutions différentes, mais aucun de ces modèles ne décrit bien la probabilité de rupture dans toute la zone de transition. L'étude de la transition fragile-ductile reste donc un domaine ouvert.

I.6. Soudure de l'acier ferritique au Carbone-Manganèse

Comme nous l'avons expliqué dans la partie introductive de ce chapitre bibliographique, l'objectif est ici de faire le point sur l'état des connaissances concernant la rupture des soudures dans la zone de transition fragile/ductile de l'acier ferritique au Carbone-Manganèse du circuit secondaire d'un réacteur nucléaire. Ce circuit est constitué de tubes relativement minces, et comporte de nombreuses soudures d'aboutement à l'électrode enrobée. Cette partie bibliographique porte sur une étude métallurgique des aciers ferritiques et plus particulièrement de ses joints soudés, du métal d'apport et des zones affectées par le soudage.

I.6.1. Acier ferritique au carbone-manganèse

Les aciers C-Mn sont caractérisés par leur structure ferritique cubique centrée, c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ (phase cubique centrée $\leftrightarrow$ phase cubique à faces centrées). Les propriétés mécaniques de ces aciers faiblement alliés sont modérées, avec une limite conventionnelle d'élasticité $R_{p0,2}$ de l'ordre de 300 MPa, et une résistance à la rupture R_m de l'ordre 500 MPa.

La résistance mécanique des aciers ferritiques au carbone-manganèse est gouvernée par la taille de grain ferritique, les teneurs en manganèse et azote en solution solide, les proportions relatives de ferrite et de perlite, et par l'espacement interlamellaire de la perlite [BERA 94]. Le manganèse apporte un durcissement par soluté substitutionnel, sa teneur est limitée à 1,7% afin d'éviter d'éventuels phénomènes de ségrégation. La teneur en carbone de ces aciers est généralement limitée à 0,2%, d'une part parce que la perlite a une influence néfaste sur la résistance à la rupture [Figure I-30] et d'autre part pour des impératifs de soudabilité.

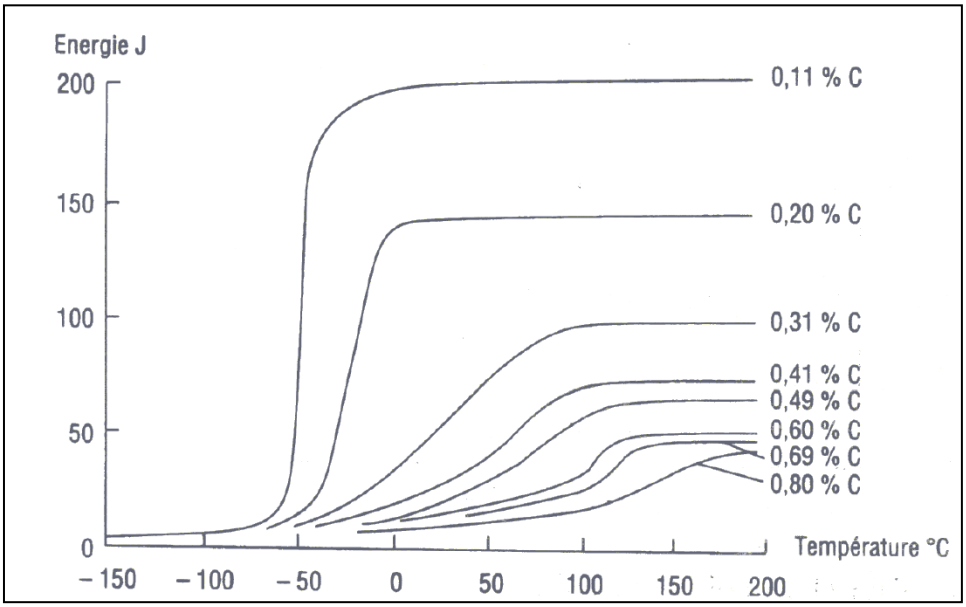


Figure I-30 : Influence du carbone (de la perrite) sur la courbe de résilience des aciers ferritiques au C-Mn [BERA 94].

I.6.2. Procédé de soudage à l'arc avec électrode enrobée

Le soudage est une opération de liaison par fusion locale des matériaux. Il existe plusieurs procédés de soudage. Chaque procédé de soudage a ses spécificités et ce sont généralement le matériau soudé et son utilisation qui déterminent le procédé.

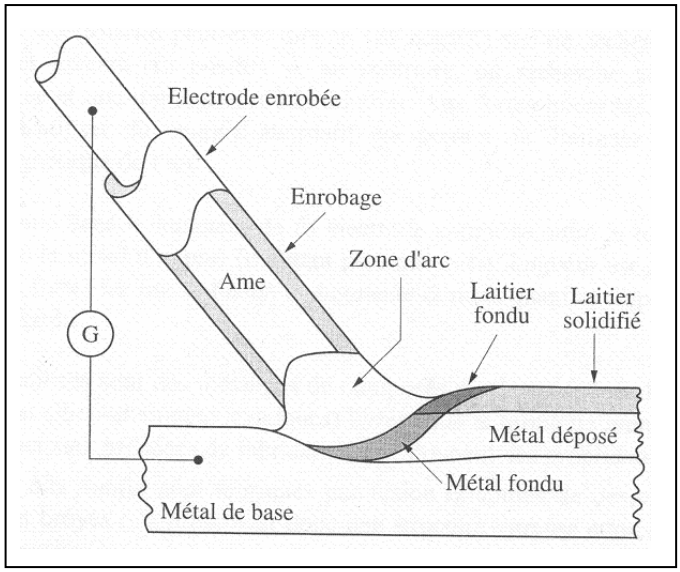


Figure I-31 : Soudage à l'arc avec électrode enrobée.

Le procédé de soudage utilisé pour l'acier ferritique au C-Mn du circuit secondaire des REP est le soudage à l'arc avec électrode enrobée [Figure I-31]. Il s'agit d'un procédé avec apport de métal, dans lequel, en rapprochant l'électrode de la pièce à souder, on crée un courant sous forme d'arc électrique. Il se produit une forte élévation de température, entraînant la fusion de la pointe de l'électrode et du métal de base. On parle d'électrodes consommables. Celles-ci sont élaborées de façon à produire un dépôt dont les spécifications de composition soient respectées. Les électrodes sont enrobées d'une couche non métallique qui forme le laitier de surface lors du soudage. L'enrobage a pour objectif de favoriser l'amorçage de l'arc et sa stabilité. De plus, il apporte des compléments permettant d'améliorer les caractéristiques métallurgiques du métal fondu.

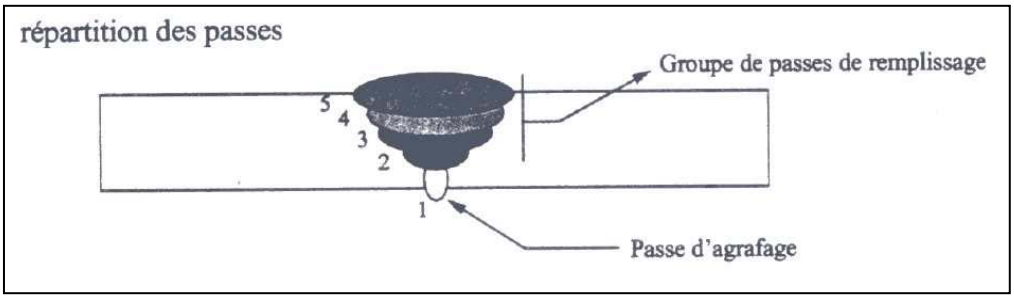


Figure I-32 : Schéma des passes de la soudure.

Comme son nom l'indique, il y a plusieurs passes dans un soudage multi-passe,. La première passe dite « d'agrafage » est en partie meulée, cette première passe sert ensuite de support aux passes suivantes dites de remplissage. Dans l'exemple de la [Figure I-32], quatre

passes sont nécessaires pour compléter le joint soudé. Un groupe peut être constitué d'une ou plusieurs passes en fonction de la largeur du joint.

Après le soudage, les soudures subissent un traitement thermique post-soudage qui consiste en un maintien à une température comprise entre 500°C et 600°C. Ce processus a pour but de relaxer les contraintes résiduelles engendrées par le procédé de soudage et de stabiliser la métallurgie.

I.6.3. Conséquences métallurgiques du soudage

La soudure peut être divisée en trois domaines : le métal de base (MB), le métal déposé (MD) et la zone affectée thermiquement par le soudage (ZAT).

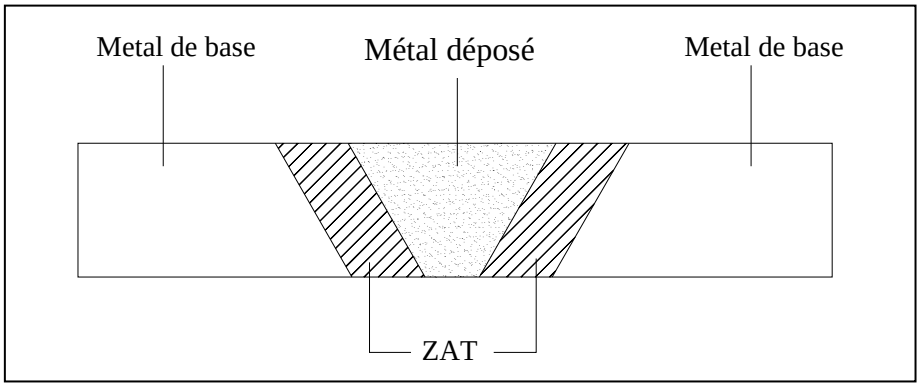


Figure I-33 : Schéma des zones d'une soudure.

I.6.3.1. Métal de base (MB)

C'est la partie de la structure soudée qui est suffisamment loin de la source de chaleur pour qu'il n'y ait pas eu de transformation métallurgique significative lors de l'opération de soudage. Il est constitué des deux tronçons de tube à assembler.

I.6.3.2. Métal déposé (MD)

La zone fondue (métal déposé) est la zone où, comme son nom l'indique, le matériau passe par l'état liquide lors de l'opération de soudage. En dehors de la zone fondue, au-delà des lignes de fusion, le matériau est resté à l'état solide ou semi-solide.

La composition chimique du métal déposé résulte de celle du métal d'apport, de celle du métal de base et des interactions avec l'environnement (laitier, enrobage des électrodes, atmosphère…). Le degré de dilution du métal de base, qui décrit la contribution du métal de base à la zone fondue, dépend du type de préparation du joint, du procédé de soudage et de l'énergie de soudage. Il est maximal dans le cas d'un soudage mono-passe.

Dans un joint multi-passes, on peut toujours distinguer deux types de zones [Figure I-34] : les premières ont conservé une structure brute de solidification tandis que les secondes ont été « réausténitisées » durant l'exécution des passes suivantes. Les composants microstructuraux de ces diverses zones sont en général très différents. A moins d'être en présence d'une soudure fortement alliée, les régions réausténitisées présentent une structure

ferritique avec une faible proportion de perlite car la teneur en carbone des produits de soudage est toujours très faible.

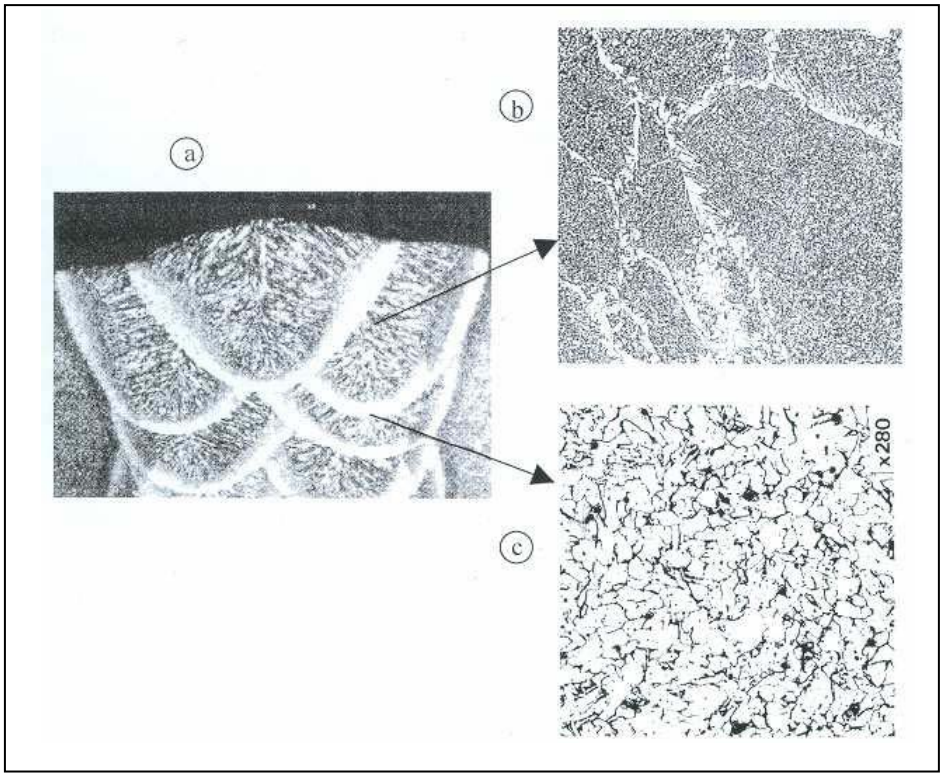


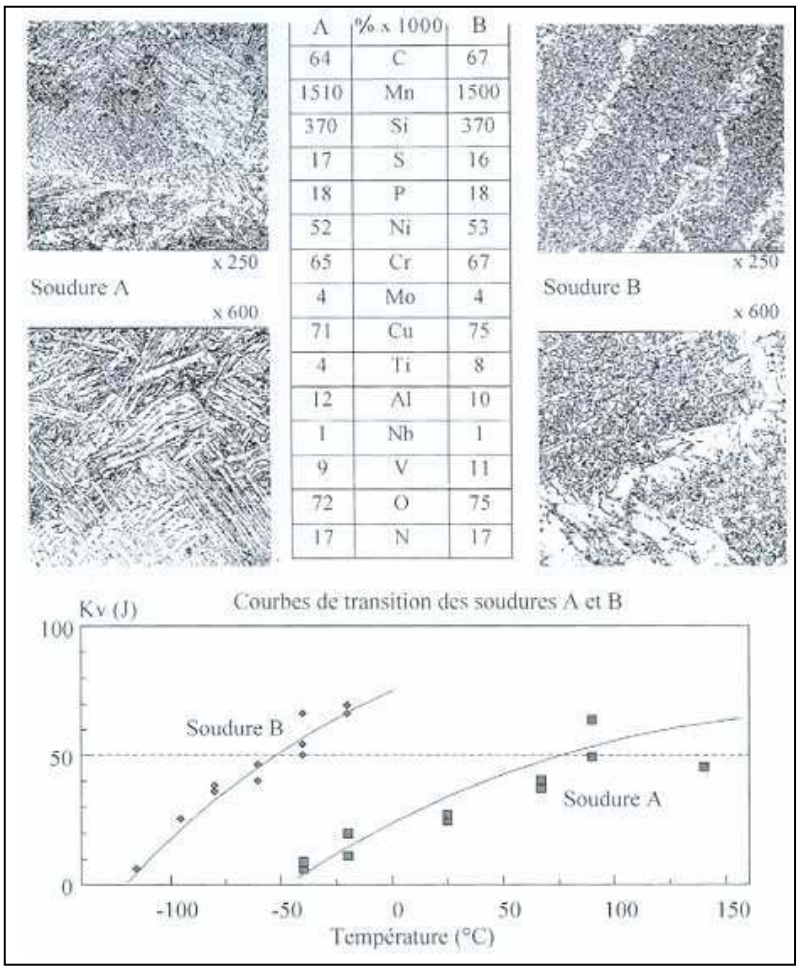
Figure I-34 : Soudure à l'arc submergé : a) aspect macrographique; b) microstructure des zones brutes de solidification; c) microstructure des zones recuites [BLO 01].

La ténacité de cette structure ferritique à grains équiaxes dépend, comme toujours en métallurgie, de la finesse des grains. Elle est donc fonction du cycle thermique de soudage qui conditionne le temps de séjour dans le domaine austénitique et de la vitesse de refroidissement donc de la température de transformation de l'austénite. Elle dépend aussi de la présence d'éléments tels que titane, niobium, vanadium, aluminium ou bore, qui limitent de grossissement de grain lors de la phase de réausténitisation. Quoi qu'il en soit, cette structure recuite n'est généralement pas à l'origine de problèmes de résilience dans les joint soudés.

A l'opposé, les zones brutes de solidification peuvent présenter des structures très différentes d'un joint à l'autre et, donc, des écarts considérables du point de vue de leurs caractéristiques de résilience, comme l'illustre la [Figure I-35], pour deux soudures de compositions pourtant très voisines.

La proportion des zones brutes et recuites dépend du procédé et des conditions de soudage. Dans le cas de soudures multi-passes effectuées en TIG (Tungstène Inert Gaz) ou avec des électrodes enrobées de petit diamètre, la faible section des cordons fait que pratiquement l'ensemble du métal fondu présente une structure recuite. En revanche, dans les soudures obtenues au moyen du procédé « à l'arc submergé », les zones brutes de solidification ne présentent jamais moins de 50% du métal déposé et peuvent même atteindre 90% dans le cas de soudures bi-passes recto verso.

La [Figure I-36] présente les principaux micro-constituants susceptibles d'exister dans les zones brutes de solidification.



A	% x 1000	B
64	C	67
1510	Mn	1500
370	Si	370
17	S	16
18	P	18
52	Ni	53
65	Cr	67
4	Mo	4
71	Cu	75
4	Ti	8
12	Al	10
1	Nb	1
9	V	11
72	O	75
17	N	17

Figure I-35 : Influence de la microstructure sur les caractéristiques de résilience [BLO 01].

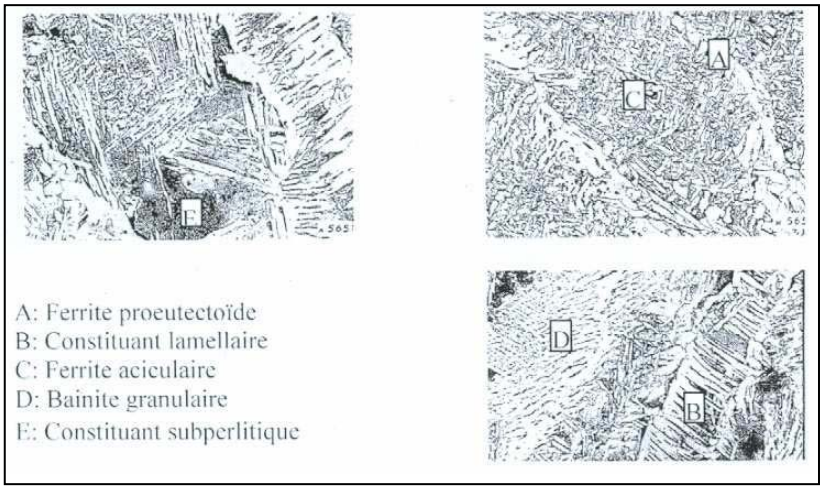


Figure I-36 : Principaux micro-constituants de la zone brute de solidification [BLO 01].

I.6.3.3. Zone affectée thermiquement (ZAT)

L'énergie apportée au métal de base lors du soudage induit des cycles thermiques caractérisés par un chauffage très rapide immédiatement suivi d'un refroidissement dont la cinétique est contrôlée par les conditions de soudage. Le volume de métal de base dont la microstructure est altérée par ces cycles thermiques est dénommé zone affectée thermiquement (ZAT). Cette zone mesure quelques millimètres d'épaisseur de part et d'autre du cordon de soudure. Au niveau métallurgique, la ZAT peut être divisée en plusieurs sous-zones. Elle est constituée d'un ensemble de microstructures caractéristiques de la température maximale atteinte et du refroidissement (vitesse et écart de température) que le métal de base a subi. Lam Thanh [LAMT 03] et Lambert-Perlade [LAMB 01] rappellent les différentes catégories de microstructures observées dans la ZAT d'un acier ferritique faiblement allié. Pour un soudage mono-passe, on a généralement quatre sous-zones [Figure I-37], respectivement rencontrées au contact du métal déposé, jusqu'au métal de base :

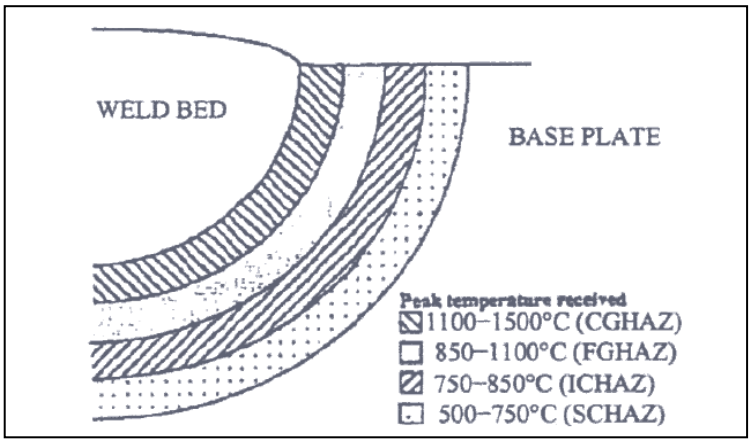


Figure I-37 : Les sous-zones de la ZAT d'un soudage mono-passe [DAV 94].

- la zone à gros grains (CGHAZ : Coarse grained heat affected zone) : la température maximale atteinte y est élevée, comprise entre 1100°C et 1500°C, ce qui entraîne une austénitisation puis un grossissement du grain ;
- la zone à grains fins (FGHAZ : Fine grained heat affected zone) : le métal de base est porté à des températures comprises entre 850°C et 1100°C, il en résulte un bref passage seulement dans le domaine austénitique et une microstructure recristallisée ;
- la zone intercritique (ICHAZ : intercritical heat affected zone) : la température maximale atteinte est comprise entre 750°C et 850°C, ce qui entraîne une austénitisation partielle du matériau ;
- la zone subcritique (SCHAZ : subcritical heat affected zone) : cette zone est chauffée en dessous de la température de début de transformation austénitique (500°C - 750°C), le métal ne subit qu'un revenu (restauration, précipitation).

Dans le cas des soudures multi-passes, les régions définies précédemment subissent de multiples cycles thermiques. La microstructure d'une passe précédente est modifiée par la passe suivante et devient plus hétérogène, donc plus complexe. Dans ce cas, la zone à gros grains peut, elle aussi, être divisée en quatre régions suivant la température de réchauffage [Figure I-38] :

- la zone à gros grains réchauffée dans le domaine subcritique (D) (SC CGHAZ : subcritically reheated coarse grained heat affected zone) : elle est réchauffée à une température inférieure à 750°C et supérieure à 500°C ;
- la zone à gros grains réchauffée dans le domaine intercritique (C) (IC CGHAZ : intercritically reheated coarse grained heat affected zone) : elle est réchauffée à une température comprise 750°C et 850°C ;
- la zone à grains fins (B) (SCR CGHAZ : supercritically reheated coarse grained heat affected zone) : elle est réchauffée à une température comprise entre 850°C et 1200°C ;
- la zone à gros grains (A) (UCGHAZ : unaltered coarse grained heat affected zone) : elle est réchauffée à une température supérieure à 1200°C.

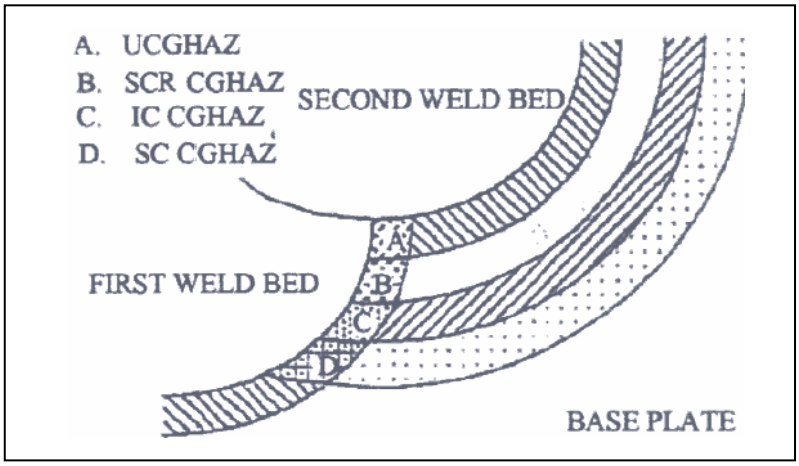


Figure I-38 : Les sous-zones de la ZAT d'un soudage multi-passes [DAV 94].

Béranger et al [BERA 94] établissent un schéma représentant les changements microstructuraux et de taille de grains se produisant dans la ZAT d'un acier à basse teneur en carbone (0,15% poids) [Figure I-39].

La zone à gros grains (CGHAZ) est connue pour être la zone la plus fragile. En surface, elle se situe, au niveau du pied du bourrelet de soudure, à savoir là où il y a une concentration géométrique de contrainte. Les études expérimentales de plusieurs auteurs montrent que la plupart des sites d'amorçage du clivage des éprouvettes prélevées dans le joint soudé se trouvent dans la ZAT à gros gains (CGHAZ) [Figure I-40].

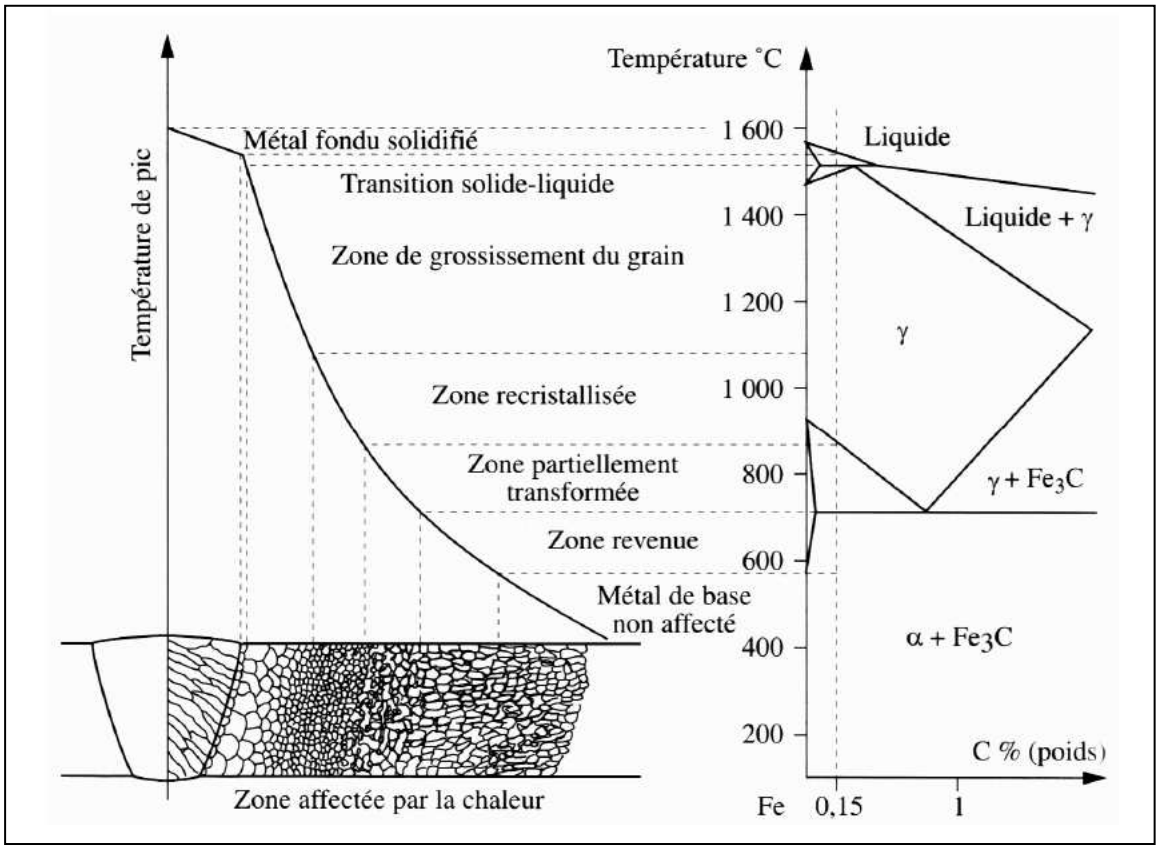


Figure I-39 : Schéma des changements microstructuraux se produisant dans la ZAT d'un acier à basse teneur en carbone (0,15% poids) [BERA 94].

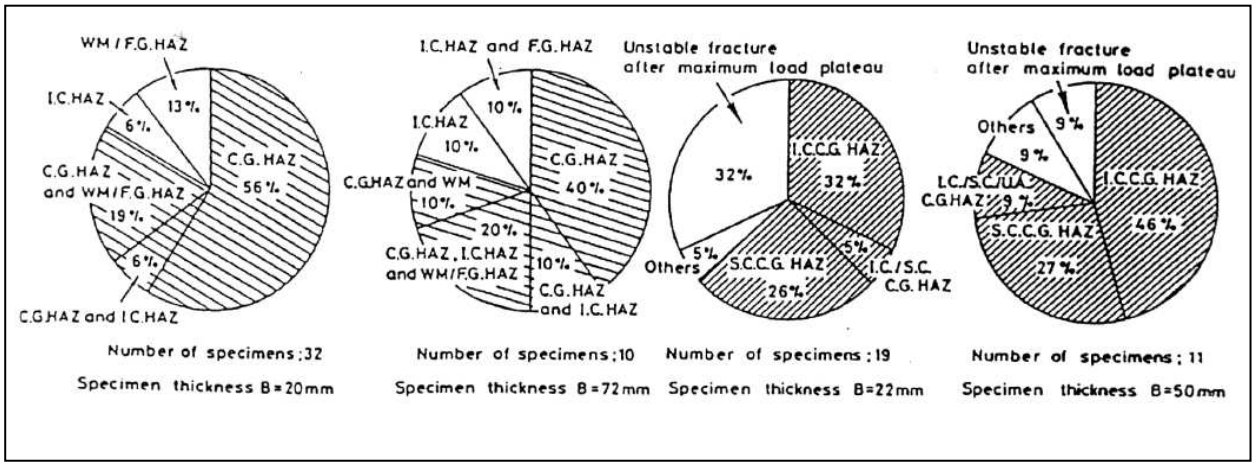


Figure I-40 : Localisation des sites d'amorçage de la rupture fragile au cours des essais SENB d'un joint soudé multi-passes de l'acier A204A [TOY 88].

I.6.4. Conséquences mécaniques du soudage

I.6.4.1. Effet du mismatch

A cause de l'hétérogénéité de la microstructure et de la composition chimique des différentes zones d'une soudure, le comportement de chaque zone présente des

caractéristiques différentes. Pour évaluer ces différences, on défini un rapport entre la limite d'élasticité du métal déposé et celle du métal de base, que l'on appelle « mismatch » (M). On peut distinguer trois cas :

- M < 1 (undermatch) : le métal fondu est moins résistant que le métal de base, cette configuration est en générale proscrite car elle favorise la rupture dans le métal fondu ;
- M = 1 (evenmatch) : le métal fondu et le métal de base ont un même niveau de limite d'élasticité ;
- M > 1 (overmatch) : le métal fondu est plus résistant que le métal de base, cette configuration est généralement recherchée, car à priori elle évite que la rupture ait lieu dans le métal fondu.

P. Hornet [HOR 00] a montré que dans le cas de l'overmatch, la plasticité se développe principalement dans le métal le plus mou, sauf si la zone fondue est assez large, la plasticité y restant alors confinée [Figure I-41]. A l'inverse, pour les cordons étroits, le comportement global de la structure hétérogène semble peu influencé par l'existence de la zone fondue, quelle que soit la longueur de la fissure. Le comportement au voisinage de la fissure, ainsi que le comportement global de la structure, semblent gouvernés par le métal de base [Figure I-41]. La zone plastique en forme de champignon, caractéristique de l'overmatch, s'étend dans le métal de base qui conditionne à lui seul le chargement de la fissure.

Les conditions de chargement (traction ou flexion) influent également sur le développement de la plasticité et sur la possibilité qu'a la zone plastifiée à sortir du métal déposé. Selon P. Hornet, un chargement en flexion est plus favorable à un confinement de la plasticité dans le métal déposé qu'un chargement en traction [Figure I-42].

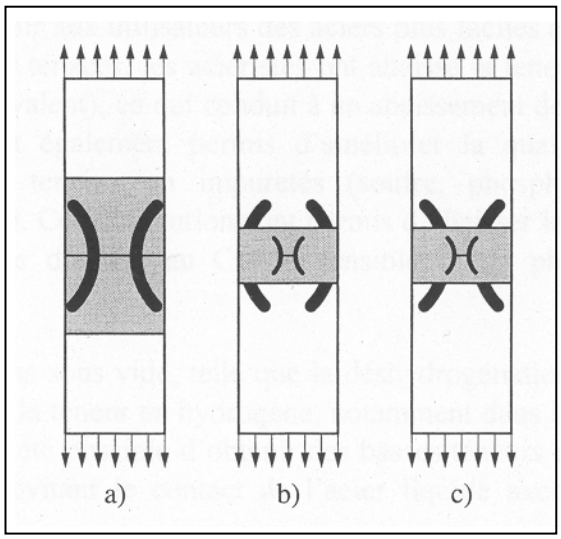


Figure I-41 : Extension de la zone plastifiée en fonction de la largueur de la zone fondue [HOR 00].

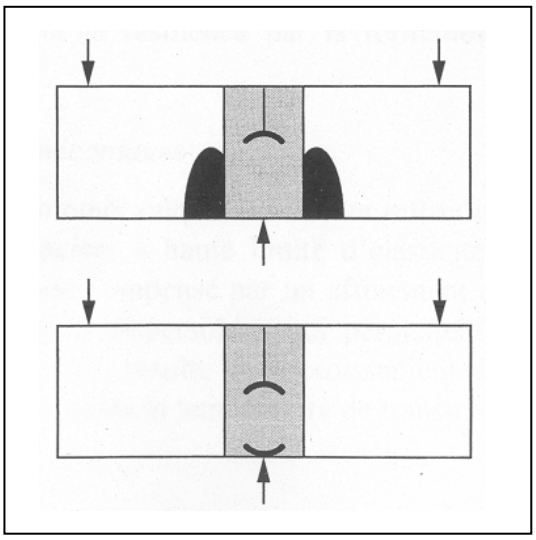


Figure I-42 : Confinement de la zone plastifiée lors d'un chargement en flexion [HOR 00].

Kim et al [KIM 01-a] [KIM 01-b] proposent les conclusions suivantes pour une série d'essai sur éprouvettes CCT et SENB en acier ferritique :

- dans le cas d'un mismatch très important M>>1, la plasticité se développe essentiellement dans le métal de base avec l'augmentation du chargement, alors que en pointe de fissure dans le joint soudé, la plasticité reste confinée ;
- à l'inverse, pour un mismatch très faible (M<1), la plasticité se développe essentiellement dans le joint soudé ;
- pour un mismatch proche de 1 (M≈1), on trouve un schéma proche du cas homogène avec cependant une transition de plasticité plus ou moins importante au niveau de l'interface, liée à la différence de comportement entre les deux matériaux.

I.6.4.2. Contraintes résiduelles

On définit les contraintes résiduelles comme étant les contraintes demeurant dans une structure mécanique alors qu'aucune sollicitation extérieure n'est appliquée. Des contraintes résiduelles peuvent être engendrées par le procédé de soudage. Elles résultent des dilatations thermiques différentielles, des changements de phase, des conditions de bridage des tôles et du mismatch des matériaux.

Les contraintes résiduelles sont rarement mesurées directement. Une répartition typique des contraintes résiduelles longitudinales et transversales au sein d'un joint soudé est présentée en [Figure I-43]. Il est conservatif de supposer leur amplitude maximale égale à la limite d'élasticité du matériau dans lequel le défaut se situe. Dans le pire cas, lorsque les conditions de soudage ne sont pas connues, elles sont supposées constantes dans l'épaisseur et égales à la limite d'élasticité. Les profils proposés ne sont pas toujours auto-équilibrés et n'ont par conséquent pas de sens physique (par définition les contraintes résiduelles sont auto-équilibrées). Ces profils majorent donc très sévèrement le niveau des contraintes résiduelles.

Le programme SINTAP (Structure Integrity Assessment Program for European Industry) [STA 00] propose des profils de contraintes résiduelles en ce qui concerne les soudures de raboutage de tubes pour les aciers de construction [Figure I-44]. Dans le cas de

contraintes résiduelles parallèles à la soudure, le profil de contrainte en surface est pris comme trapézoïdal. Le maximum de contrainte est la limite d'élasticité du métal d'apport. Dans l'épaisseur, le profil est considéré comme uniforme dans le cas des faibles épaisseurs et linéairement décroissant dans le cas des fortes épaisseurs.

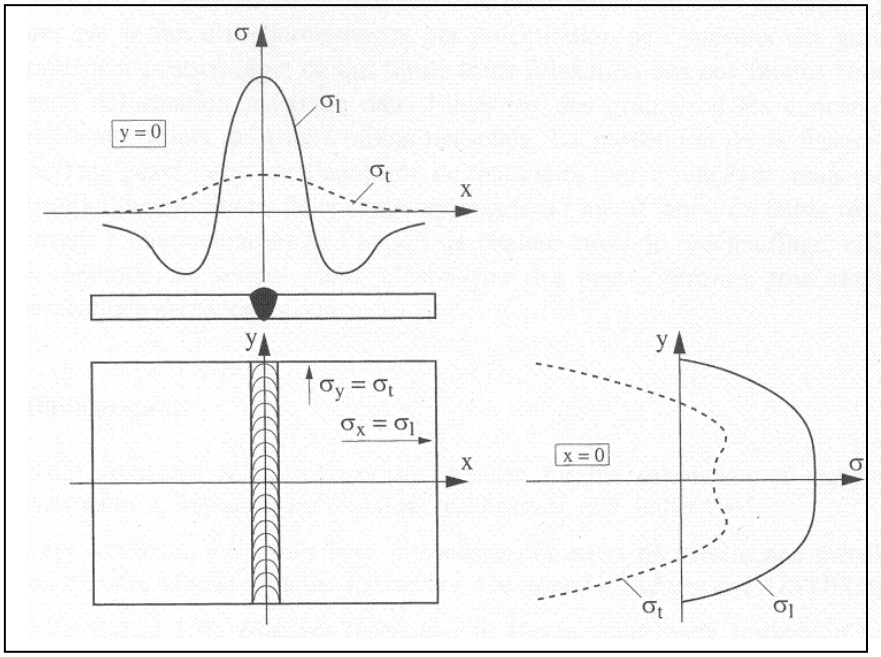


Figure I-43 : Exemple de répartition typique des contraintes résiduelles longitudinales et transversales au sein d'un joint soudé [MAC 77].

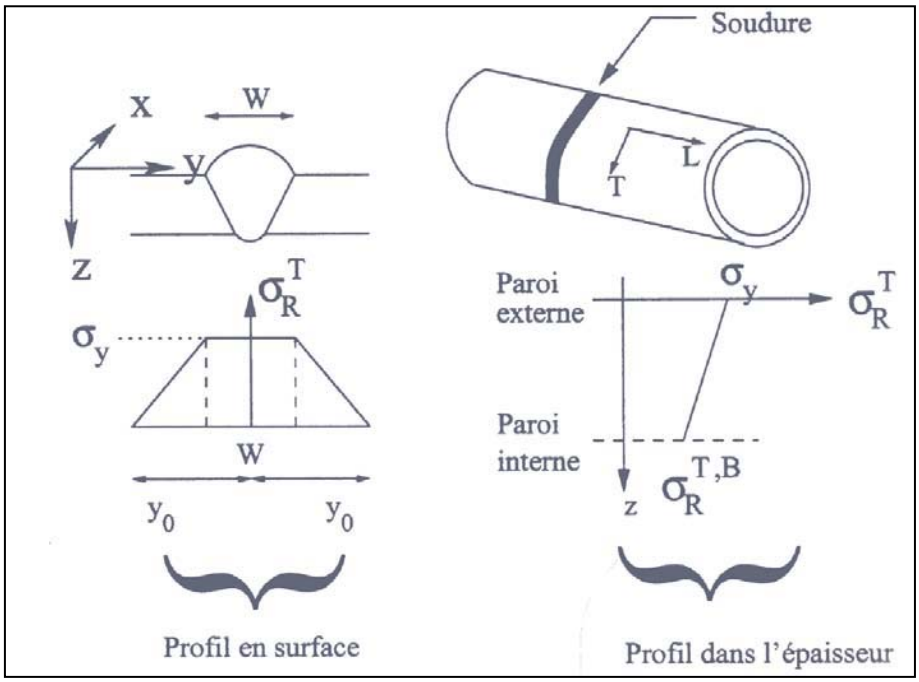


Figure I-44 : Profils en surface et dans l'épaisseur des contraintes résiduelles dans le sens T du tube de soudure, proposés dans le programme SINTAP pour une soudure de raboutage [STA 00].

Les contraintes résiduelles n'ont pas d'effet si la ruine de la structure a lieu dans un état de plasticité généralisée. Dans ce cas, les contraintes résiduelles sont complètement redistribuées par la déformation plastique. Au contraire, elles ont un effet significatif dans le cas d'une rupture fragile ou en fatigue où la plasticité est limitée. Dans le cas d'un comportement élastique où aucune redistribution n'est possible, les contraintes résiduelles ne feront que s'ajouter aux contraintes appliquées :

$$K_{total} = K_{(\sigma_{appl})} + K_{(\sigma_{res})} \tag{1.70}$$

La résistance à la rupture brutale en sera d'autant plus affectée. Panontin et Hill [PAN 96] ont étudié numériquement l'effet des contraintes résiduelles sur la rupture en s'intéressant à leur influence, d'une part sur le facteur d'intensité des contraintes et l'intégrale J comme paramètre globaux, d'autre part sur deux modèles micromécaniques de la rupture, fragile et ductile respectivement. L'effet des contraintes résiduelles sur le confinement a aussi été étudié. La structure étudiée est une soudure de raboutage contenant une fissure en paroi externe, orientée dans l'épaisseur et parallèle au cordon. L'analyse par élément finis montre que les contraintes résiduelles affectent fortement le facteur d'intensité des contraintes [Figure I-45(a)] pour les faibles chargements. Lorsque le chargement approche le chargement limite, l'effet des contraintes résiduelles diminue fortement. La présence de contraintes résiduelles augmente le confinement et cet effet décroît quand le chargement augmente [Figure I-45(b)].

Vis-à-vis de la rupture fragile, plus le confinement est élevé, plus les contraintes sont élevées, de ce fait un excès de confinement permet d'obtenir les conditions d'amorçage de la rupture fragile pour des chargements plus faibles, expliquant le chargement critique plus faible en présence de contraintes résiduelles.

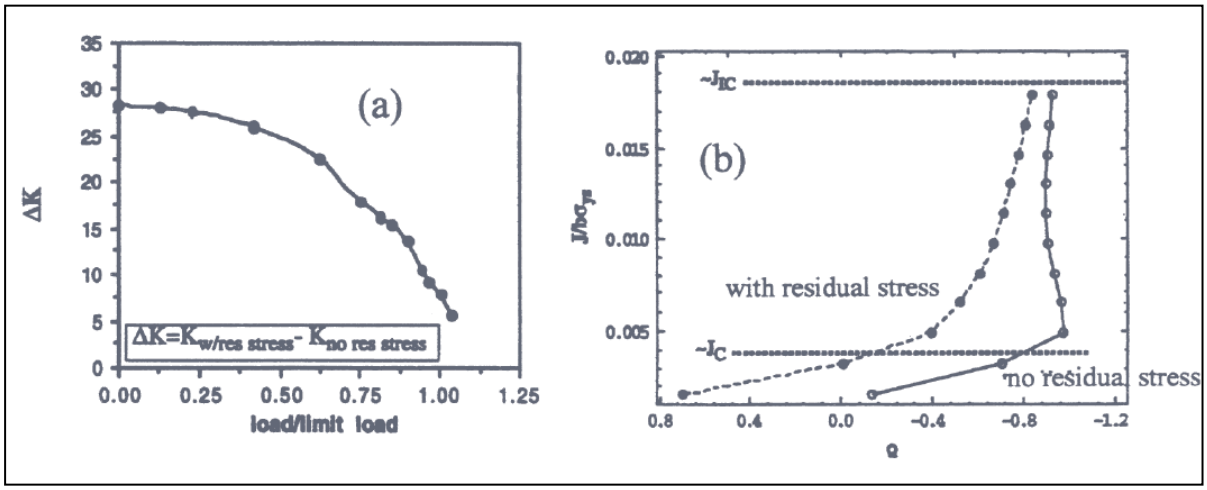


Figure I-45 : (a) Influence des contraintes résiduelles sur le facteur d'intensité de contrainte K en fonction du chargement (b) confinements avec et sans contraintes résiduelles [PAN 96].

A partir des études numériques de plusieurs configurations de soudure fissurées, Finch et Burkedin [FIN 92] montrent que l'intégrale J est fortement influencée par le champ des contraintes résiduelles :

- pour un même chargement, en présence de contraintes résiduelles positives, J est plus élevé que sous chargement externe seul ;
- en présence de contraintes résiduelles de compression, la fissure est refermée et une partie du chargement est nécessaire à l'ouverture de la fissure. J efficace est alors plus faible que sous chargement externe seul ;
- l'effet combiné du chargement externe et des contraintes résiduelles sur J est supérieur à la somme de leurs effets calculés séparément.

Dans certains cas, les contraintes résiduelles de soudage peuvent réduire sérieusement la tenue en service des assemblages, et il est nécessaire d'abaisser leur niveau par des traitements de relaxation. Le principe de cette opération consiste à transformer les déformations élastiques résiduelles en déformations plastiques. En général, ceci est réalisé par un traitement thermique post-soudage à une température telle que la limite d'élasticité du matériau soit suffisamment réduite pour obtenir cette transformation. Il existe plusieurs techniques pour mesurer les contraintes résiduelles, les techniques de mesure sont généralement divisées en 2 catégories [FIS 04] :

- les méthodes non-destructives : ultrasons, rayons X, diffraction des neutrons, méthode magnétique, dureté ;
- les méthodes destructives : méthode du trou, de déflexion, de découpage.

I.6.4.3. Phénomène de vieillissement

Le vieillissement est une évolution dans le temps des propriétés des matériaux. On peut distinguer trois types de vieillissement des aciers :

- le vieillissement thermique (ou vieillissement après trempe) est obtenu par maintien à long terme à des températures entre 20°C et 350°C. Il se caractérise par une diffusion des 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 ;
- 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 I-46]. Là encore c'est le phénomène d'ancrage des dislocations par diffusion des interstitiels qui intervient ;
- le vieillissement dynamique intervient lorsque l'acier est soumis à une déformation sous une température entre 150°C et 300°C, le blocage des dislocations a lieu au cours même de la déformation. Ce vieillissement dépend fortement de la vitesse d'écrouissage. Le phénomène Portevin-Le-Chatelier est une conséquence de ce vieillissement : il se manifeste par une fluctuation de la contrainte lors d'un essai de traction.

Pour les structures en acier ferritique comportant des soudures, le procédé de soudage provoque l'apparition de zones fragiles au niveau des ZAT et du métal fondu. Ces zones (tout comme à un moindre degré l'ensemble de la jonction soudée) peuvent être fragilisées par le maintien à la température de service.

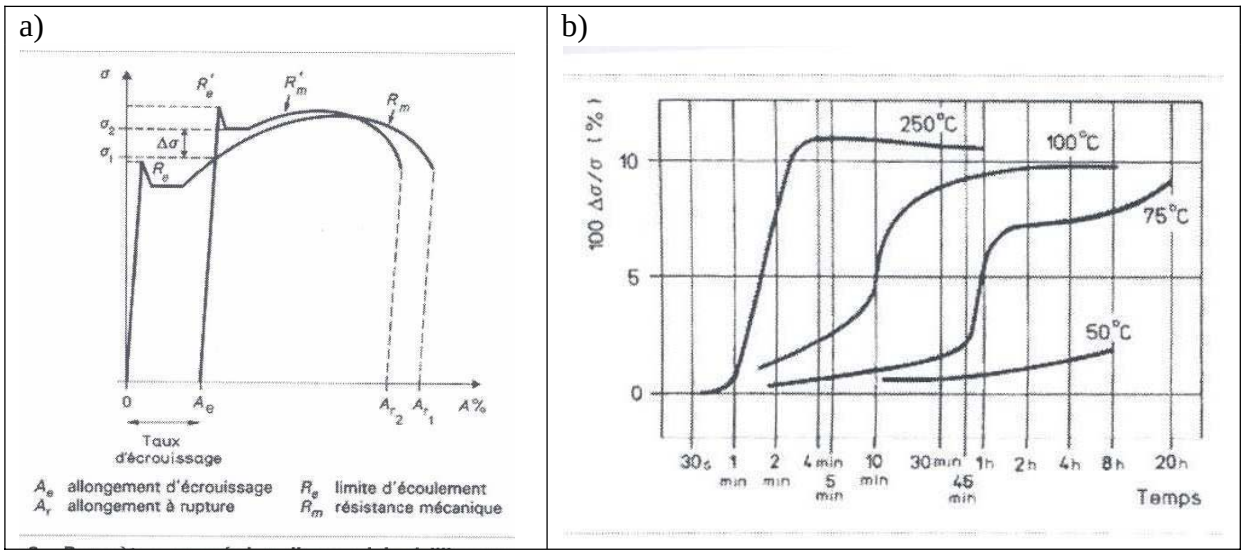


Figure I-46 : a) Paramètres mesurés lors d'un essai de vieillissement statique ;
b) Variation de $\Delta\sigma/\sigma$ avec le temps et la température de vieillissement (acier A52 écroui de 10%) [GRU 93].

Forget et al [FOR 98] étudient les effets des vieillissements thermique et statique sur le comportement à rupture d'un joint soudé en acier au C-Mn. Le vieillissement est caractérisé par la variation de la loi de comportement (essais de traction) et de la température de transition fragile/ductile (essais Charpy). Les conclusions sont les suivantes :

- le traitement thermique par refroidissement étagé (« Step Cooling »), accélère le phénomène de vieillissement par ségrégation du phosphore aux joints de grains, mais n'a pas d'effet sur les caractéristiques de traction du métal de base (acier A48). On observe en revanche une légère chute des caractéristiques de la ZAT, 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 métal de base et de la ZAT. On peut considérer néanmoins que le matériau est peu sensible au vieillissement par refroidissement étagé ;
- l'acier étudié est en revanche sensible au vieillissement statique : on constate respectivement des augmentations de 8%, 10% et 12% de la limite d'élasticité du métal de base, de la ZAT et du métal déposé après un écrouissage de 5% et un traitement thermique de 1/2h à 250°C. Les courbes de transition fragile-ductile sont elles, respectivement décalées de +10°C, +30°C et +40°C, sans que l'on puisse pour autant distinguer la part due à l'écrouissage et celle due au vieillissement statique.

Les auteurs trouvent que le maximum de sensibilité du métal de base au vieillissement statique est atteint pour les faibles prédéformations supérieures au palier de Lüders et que la soudure est plus sensible au vieillissement statique que la ZAT, elle-même plus sensible que le métal de base.

Le vieillissement thermique de l'acier de cuve REP a été plus largement étudié. Marini [MAR 01] et Raoul [RAO 99] utilisent le traitement thermique de refroidissement étagé pour reproduire la ségrégation du phosphore et des sulfures de manganèse MnS. Les études de Marini [MAR 01] portent essentiellement sur le vieillissement de la zone à gros grains de la ZAT. Il montre que la susceptibilité à la fragilité de revenu réversible dépend de la taille de

grain et de la microstructure. Les microstructures à gros grains de type martensite ou bainite inférieure sont les plus susceptibles à la fragilité de revenu réversible. Raoul [RAO 99] étudie lui 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 en clivage.

Lam Thanh [LAMT 03] observe, sur une ZAT provenant d'un joint soudé sur acier au 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 absentes dans un joint soudé de ce type. Cette observation est cohérente avec les résultats de [FOR 98] qui, sur le même type de joint, issu d'un acier A48, ne constate aucune rupture intergranulaire après traitement de fragilisation.

I.6.5. Conclusions

La soudure d'aboutement de l'acier ferritique au C-Mn s'effectue par un procédé de soudage multi-passes à l'arc avec électrode enrobée. Le joint soudé comporte 3 parties : le métal de base, la ZAT et le métal déposé. A cause du procédé multi-passes, la ZAT et le métal déposé présentent des microstructures complexes et hétérogènes qui sont divisées en plusieurs sous-zones. Le métal déposé comporte deux types de zones : zone brute de solidification et zone recuite « réausténitisée ».

Le soudage conduit à plusieurs conséquences mécaniques pour la soudure:

- le mismatch défini par le rapport entre les limites d'élasticité du métal déposé et du métal de base a une influence sur le confinement et sur les champs de contraintes et de déformations en fond de fissure ou d'entaille ;
- des contraintes résiduelles apparaissent et sont difficiles à déterminer. Elles augmentent le facteur d'intensité des contraintes et le paramètre J, donc ont un effet néfaste sur l'intégrité de la structure. De plus, la présence de ces contraintes internes augmente le confinement. Dans le cas de plasticité généralisée, les contraintes résiduelles sont complètement redistribuées par la déformation plastique et n'ont plus d'effet. Au contraire, elles ont un effet dans le cas d'une rupture fragile, où la redistribution est limitée ;
- la ZAT et le métal fondu constituent des zones plus fragiles et plus sensibles au vieillissement thermique et au vieillissement statique que le métal de base : la limite d'élasticité augmente et la courbe de transition se décale vers les températures plus hautes.

I.7. Synthèse bibliographique

L'étude bibliographique montre que les mécanismes impliqués dans les ruptures ductile et fragile par clivage sont assez bien connus à ce jour. Cependant, dans le domaine de la transition fragile/ductile, notamment dans la partie supérieure de la transition, l'évaluation de la ténacité pose plusieurs difficultés. Le changement de mode de rupture pose des problèmes de compréhension : si le rôle actif des amas de sulfure de manganèse dans le processus de clivage est confirmé pour certains matériaux, dans d'autres au contraire, le clivage semble amorcer suite à des phénomènes paraèllement, voire uniquement liés à la plasticité. Le rôle des carbures et des inclusions de sulfure de manganèse dans le déclenchement du clivage n'est pas encore clairement déterminé.

Pour décrire la compétition entre la rupture ductile et la rupture fragile par clivage dans le domaine de transition fragile/ductile, des approches couplées ont été proposées. Ces approches, fondées sur un modèle local d'endommagement ductile, qui permet de simuler l'avancée stable d'une fissure, et sur un modèle local d'endommagement par clivage, qui permet de calculer la probabilité de rupture fragile, sont largement utilisées à ce jour. Cependant, elles ne décrivent pas encore complètement la dispersion de la ténacité.

Dans le cas des aciers faiblement alliés, le modèle de Beremin à deux paramètres, modèle le plus répandu, est capable de décrire les effets d'échelle caractéristiques de la rupture fragile. En revanche, plusieurs auteurs confirment la nécessité d'introduire une contrainte seuil permettant la définition d'une probabilité nulle dans le modèle probabiliste. L'utilisation de cette contrainte seuil qui traduit un risque de rupture nul pour un chargement suffisamment faible dans les modèles de rupture fragile améliore les prédictions. En introduisant une contrainte seuil et définissant un volume seuil dans lequel les contraintes en pointe de fissure dépassent cette contrainte seuil, Le Corre [LEC 06] développe ***le modèle en contrainte seuil*** *et montre ses capacités à prédire la probabilité de rupture par clivage dans la transition fragile/ductile et ses potentialités d'application à une structure réelle.*

Dans le contexte de l'intégrité des circuits secondaires en acier ferritique au C-Mn des REP, et en continuité du travail de Le Corre sur le métal de base, nous étudierons les mécanismes de rupture fragile par clivage et développerons le modèle en contrainte seuil pour les joints soudés dans la transition fragile/ductile. L'étude consistera à établir les conditions pour lesquelles le risque de rupture est nul, notamment dans la zone de la soudure ou, à cause de sa fragilité et de sa sensibilité au vieillissement, la courbe de transition se décale vers les températures plus hautes. La soudure est généralement d'origine des fissures de fatigue à cause de la singularité de géométrie sous la vibration ou la fluctuation thermique.

I.8. Références

[AL 89] M. Al Mundheri, P. Soulat, A. Pineau "Irradiation embrittlement of a alloy steel interpreted in terms of a local approach of cleavage fracture" Fatigue Fract. Engng.Mater.Strct. (1989), Vol.12, N°1, pp. 19-30.

[AND 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.

[AND 95] T. L. Anderson, "Fracture Mechanics : Fundamentals and Applications," CRC Press (1995).

[ASTM 97] ASTM E1921-97 (1997), "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0, for Ferritic Steels in the Transition Range".

[ASTM 99] ASTM E1820-99a (1999), "Standard Test Method for measurement of fracture toughness" .

[BAU 96] L. Bauvineau, "Approche locale de la rupture ductile : application à un acier au Carbone-Manganèse", Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (1996).

[BERA 94] G. Béranger, G. Henry, G. Sanz, "Le livre de l'acier", Lavoisier (1994).

[BERE 80] F. M. Beremin, "Influence de la triaxialité des contraintes sur la rupture par déchirement ductile et la rupture fragile par clivage d'un acier doux", Journal de mécanique appliquée (1980), 4(3): 327-342.

[BERE 81-a] F. M. Beremin, "Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel" Met.Trans. (1981), 12A: 723-731.

[BERE 81-b] F. M. Beremin, "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 (1981), pp. 185-205.

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

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

[BLO 01] R. Blondeau, "Métallurgie et mécanique du soudage", Lavoisier 2001, www.hermes-science.com.

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

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

[BRO 94] J. Brochard, "Mécanique élasto-plastique de la rupture" Document de formation de L'Ecole Centrale Paris (1994).

[BUI 86] H.D. Bui, "Fondements théoriques de la mécanique de la rupture en élasticité et en élastoplasticité" Cours IPSI (1986).

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

[CHAO 96] R. Chaouadi, P. De Meester and M. Scibetta, "Micromechanical modelling of ductile fracture initiation to predict fracture toughness of reactor pressure vessel steels" Journal de physique IV (1996), 6: C6-53-C6-64.

[CHA 98] S. Chapuliot, 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) (1998), pp. 859-864.

[CHA 01] S. Chapuliot, S. Marie, D. Moulin "An energetic approach for large ductile crack growth in components", Fatigue and Fracture Mechanics (2001), Vol.32, pp : 229-246.

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

[CHA 05] S. Chapuliot, "Compléments pour la proposition d'un critère de rupture fragile, Analse de l'existence d'un Kmin et de la prise en compte de la longueur du front de fissure " Rapport interne CEA, SEMT/LISN/RT/05-009/A (2005).

[CHA 08-a] S. Chapuliot and V. Le Corre, "A simplified expression for low cleavage probability calculation," Engineering Fracture Mechanics 75 (2008), pp. 1488-1506.

[CHA 08-b] S. Chapuliot, "Compétition entre la déchirure ductile et la rupture fragile dans les tubes en acier C-Mn et leurs joint soudés", Rapport interne SEMT/LISN/RT/08-004/A.

[CHE 96] J. H. Chen, G. Z. Wang, and H. J. Wang, "A Statistical model for cleavage fracture of low alloy steel," Acta Mater, Vol 44, No10 (1996), pp. 3979-3989.

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

[CHE 04] J. H. Chen, G. Z. Wang, Q. Wang, and Y. G. Liu, "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 (2004), pp. 223-241.

[CHE 07] J. H. Chen, "Physical models for cleavage fracture at various temperatures - Bases for local approach to fracture of HSLA steel" Materials Science and Engineering, A (2007).

[CUN 00] P. J. Cunat, "Aciers inoxydables : Critères de choix et structure," Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques M 4 540 (2000).

[CUR 76] D. A. Curry and J. F. Knott, "The relationship between fracture toughness and microstructure in the cleavage fracture of mild steel ," Metal Science (1976), pp. 1-6.

[CUR 78] D. A. Curry, "Grain-size dependence of cleavage fracture toughness in mild steel", Nature (1987), Vol. 276, pp. 50-51.

[CUR 79] D. A. Curry and J. F. Knott, "Effects of microstructure on cleavage fracture toughness of quenched and tempered steels," 13:341 – 5 (1979).

[DAV 94] C.L. David and J.E. King "Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse grained heat affected zone : Part I fractographic evidence", Metallurgical and Materials Transaction A, 25A : 563-573 (1994).

[DEV 95] J. Devaux, P. Joly, J.B. Leblond "Simulation by the local approach of the ductile crack growth in a pressure vessel steel using an improved Gurson Tvergaard model" 21st MPA Seminar, Stuttgart (1995).

[EIS 91] U. Eisele et E. Roos, "Evaluation of Different Fracture-Mechanical J-Intergal Initiation values with regard to their Usability in the Safety Assessment of Components", Nuclear Engineering and Design (1991), Vol.130, pp. 237-247.

[ENG 90] J.L. Engerand, "Mécanique de la rupture" (Novembre 1990), repère B 5 060-Technique de l'ingénieur.

[ERI 92] C. Eripret et al., "The transition regile modelled by local approach to fracturel", ASME AMD (1992), vol.137, pp. 195-201.

[ERI 96] C. Eripret, D.P.G. Lidbury, A. Sherry, I. Howard, "Prediction of fracture in the transition regime : Application to an A533B pressure vessel steel", Journal de Physique IV Colloque (1996), v.6(6), pp. 315-323.

[ERN 93] H.A. Ernst, "Material resistance and instability beyond J-controlled crack growth", Elastic-Plastic Fracture (1993), ASTM STP 803, Vol.1, pp. 41-63.

[FIN 92] D.M. Finch and F.M. Burkedin, "Effects of welding residual stresses on significance of defects in various types of welded joints", Engineering Fracture Mechanics (1992), 41(5) : 721-735.

[FIS 04] A. Fissolo and S. Marie, "Etude bibliographique sur les contraintes résiduelles : définition, mesure, modélisation et prise en compte dans les analyses," Rapport interne CEA, SEMT/LISN/RT/03-038/A (2004).

[FOR 98] P. Forget and 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).

[GAU 06] A. Gaubert, "Etude des sites d'amorçage du clivage dans un acier faiblement allié,"Rapport de projet IMPACT, Ecole Centrale de Lille (2006).

[GIL 94] P. Gilles and C. Franco, "A new J-estimation scheme for cracks in mismatching welds - The ARAMIS method, Mis-matching of welds," Mechanical Engineering Publications:Londres (1994), pp. 661-683.

[GRI 20] A.A. Griffith, "The phenomena of rupture and flow in solids," Philosophical Transactions of the Royal Society, Vol. A221 (1920), pp. 163-198.

[GRU 93] M. Grumbach, "Vieillissement des aciers", Les Techniques de l'Ingénieur, M235 (1993).

[GUR 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.

[HAU 05] P. Hausild, C. Berdin, P. Bompard, "Prediction of cleavage fracture for low-alloy steel in the ductile-to-brittle transition temperature range", Materials Sience and Engineering, Vol. A 391 (2005), pp. 188-197.

[HOR 00] P. Hornet, "Prise en compte de l'effet mismatch dans le comportement mécanique des structures soudés fissurées", Séminaire sur la prévention de la rupture dans des joints soudés, Institut de soudure, 9 mars 2000.

[HUT 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.

[IRW 57] G. R. Irwin, "Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate " Journal of Applied Mechanics, Vol. 24 (1957), pp. 361-364.

[KAE 69] L.E. Kaechele, A.S. Teteman, "A statistical investigation of microcrack formation", Acta Metall., Vol.17 (1969), pp. 463-475.

[KIM 01] J.H. Kim, Y.J. Oh, I.S. Hwang, D.J. Kim and J.T. Kim, "Fracture behavior of heat affected zone in low alloy steel", Journal of Nuclear Materials (2001), 299 : 132-139.

[KIM 01-a] Y.J. Kim and K.H. Schwalbe, "Mismatch effect on plastic yield loads in idealised weldments - I. Weld centre cracks", Engineering Fracture Mechanics (2001), Vol. 68, pp. 163-182.

[KIM 01-b] Y.J. Kim and K.H. Schwalbe, "Mismatch effect on plastic yield loads in idealised weldments - II. Heat affected zone cracks", Engineering Fracture Mechanics (2001), Vol. 68, pp. 183-199.

[KNO 95] J.F. Knott, "Chacracteristic microstructural features of different types of fractue", Proceeding of the conference, The institute of material, Second Griffith conference (1995), pp. 3-14.

[LAMB 01] A. Lambert-Perlade, "Rupture par clivage de microstructures d'aciers bainitiques obtenues en conditions de soudage," Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (2001).

[LAMB 04] A. Lambert-Perlade, A.F. Gourgues, J. Besson, T. Sturel, A. Pineau, Metall. Mater. Trans. A 35 (2004) 1039-1053.

[LAMT 03] L. LamThanh, "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).

[LAN 99] R. Langlois, M.H. Lacire and S. Marie "Modélisation de la déchirure ductile d'éprouvettes CT et TPB à l'aide de l'approche G_{fr} et du modèle de Rousselier" Rapport interne CEA (1999), SEMT/LISN/RT/99-084/A.

[LAU 80] J.C. Lautridou "Etude de la déchirure ductile d'acier à faible résistance influence de la teneur inclusionnaire" Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (1980).

[LEC 06] V. Le Corre, "Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile : application de la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés," Thèse de Doctorat, l'Ecole Centrale de Lille (2006).

[MAC 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",Eng. Fract. Mech. Vol. 9 (1977), pp. 167-188.

[MAR 85] B. Marini, J.C. Devaux, F. Myry et A. Pineau, "Experimental stady of cavity growth in ductile rupture",Eng. Fract. Mech. (1985), 22(6) : 989-996.

[MAR 01] B. Marini, "Etude bibliographique de la Fragilisation des Zones Affectées par la Chaleur de l'acier de cuve REP," Rapport interne CEA, NT SRMA 2001-2422 (2001).

[MARG 97-a] B. Z. Margolin, V. A. Shvetsova, and 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.

[MARG 97-b] B. Z. Margolin, V. A. Shvetsova, and 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.

[MARG 98-a] B. Z. Margolin, A.G. Gulenko, V. A. Shvetsova, "Probabilistic model for fracture toughness prediction base on new local fracture criteria" International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol 75 (1998), pp. 307-320.

[MARG 98-b] B. Z. Margolin, A.G. Gulenko, V. A. Shvetsova, "Improved probabilistic model for fracture toughness prediction for nuclear pressure vessel steels"

International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol 75 (1998), pp. 843-855.

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

[MARI 02] S. Marie and S. Chapuliot "2D crack growth simulation with an energetic approach" Nuclear Engineering and Design (2002), pp. 31-40.

[MART 94] A. Martin-Meizozo, I.O. Arizcorreta, J.G. Sevillano, M.F. Peres "Modelling cleavage fracture of bainitic steels " Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 42, N°6 (1994), pp. 2057-2068.

[MIA 95] D. Miannay, "Mécanique de la rupture" Les éditions de physique (1995), pp. 104-150.

[MIC 07] A. Michel, "Pièces mécaniques soudées : Traitements thermiques et mécaniques," Techniques de l'Ingénieur BM 5 190v (2007).

[MIN 01] F. Minami, T. Katou, and H. Jing, "Application of the local approach to fracture in the brittle-to-dutile transition region of mismatched welds" Fatigue and Fracture Mechanics (2001), V. 32, pp. 195-213.

[MUD 82] F. Mudry, "Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'acier faiblement alliés" Thèse de Doctorat es Sciences, Université de Tecnologie de Compiègne (1982).

[NF 01] NE EN ISO 14556 (2001), "Aciers - Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy à entaille en V - Méthode d'essai instrumenté".

[PAN 96] T.L. Panontin and M.R. Hill, "The effect of residual stresses on brittle and ductile fracture initiation predicted by micromechanical models", International journal of Fracture (1996), 82 : 317-333.

[RAO 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).

[REN 97] S. Renevey, "Approche globale et locale de la rupture dans le domaine de transition fragile-ductile d'un acier faiblement allié", Thèse de Doctorat, Université Paris XI Orsay (1997).

[RIC 68-a] 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.

[RIC 68-b] 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.

[RIC 69] J. R. Rice and 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.

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

[RIT 79] R. O. Ritchie, W. Server and R. Wullaert, "Critical fracture stress and fracture strain models for the prediction of lower and upper shelf toughness in nuclear pressure vessel steels" Met. Tran. A (1979), 10A, pp. 1557-1570.

[ROS 98] A. Rossol, "Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture", Séminaire internationale sur l'approche locale de la rupture (1986), Moret-sur-Loing, pp. 257-284.

[ROS 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 (2002), pp. 205-226.

[ROU 86] G. Rousselier, "Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture", Séminaire internationale sur l'approche locale de la rupture (1986), Moret-sur-Loing, pp. 257-284.

[ROU 87] G. Rousselier, "Détermination de la ténacité d'un acier faiblement allié à partir de l'essai Charpy instrumenté" Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Paris (1987).

[SEI 92] M. Seidenfuss, "Untersuchungen zur Beschreibung des Vesagensverhaltens mit Hilfe von Schadigungsmodellen am Beispiel des Werktoffes 20 MnMoNi 5 5" PhD Thesis, MPA Stuttgart, Germany (1992).

[SIH 74] G. C. Sih and B. Macdonald, "Fracture mechanics applied to engineering problems - strain energy density fracture criterion," Engng Fract. Mech, Vol. 6 (1974), pp. 361-386.

[SMI 66] E. Smith, "The nucleation and growth of microcracks in mild steel," Proceedings of the conference : The physical basicof yield and fracture, Institute of Physics and Physical Society, Oxford (1966), pp. 36-46.

[STA 00] A. Stacey, J.Y. Barthelemy, R.H. Legatt, R.A. Ainsworth, "Incorporation of residual stresses in to the SINTAP defect assessment procedure", Engineering Fracture Mechanics, Vol.67 (2000), pp. 573-611.

[THO 93] A. Thompson and J. Knott "Micromechanisms of brittle fracture" Metall. Transactions A (1993), pp. 523-534.

[TOY 88] M. Toyoda, "Fracture toughness evaluation of steel welds. Review part II" University of Osaka (1988).

[TUR 90] C.E. Turner, "A re-assessement of ductile tearing resistance. Part I and II" Fracture Behavior and Design of Materials and Structures. Eignt European Conference on Fracture (1990), EMAS, Warley, UK, Vol.II, pp.933-949, 951-968.

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

[WAL 84] K. Wallin, "The scatter in Kic results," Engineering Fracture Mechanics, Vol.19 (1984), pp. 1085-1093.

[WAL 85] K. Wallin, "The size effect in Kic results," Engineering Fracture Mechanics, Vol.22 (1985), pp. 149-163.

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

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

[WAN 03] G.Z. Wang, J.W. Wang, J.H. Chen, "Effects of geometry of notched specimens on the local cleavage fracture stress σ_f of C-Mn steel" Engineering Fracture Mechanics 70 (2003), pp. 2499-2512.

[WAN 04] 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 Egineering A369 (2004), pp. 181-191.

[WAN 05] G.Z. Wang, Y.L Wang, J.H. Chen, "Effects of loading rate on the local cleavage fracture stress σ_f in notched specimens" Engineering Fracture Mechanics 72 (2005), pp. 675-689.

[WAS 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 (2006), pp. 1046-1069.

[WEI 51] W. Weibull, "A statiscal distribution function of wide applicability " Journal of Applied Mechanics, 18 (1951), 293-297.

[WU 03] S.J. Wu, J.F. Knott "Effects of degradation on the mechanical properties and fracture toughness of pressure vessel steel " International journal of pressure vessel and piping, Vol. 80 (2003), pp. 807-815.

[XIA 96] L. Xia, C.F. Shih "Ductile crack growth-III-Transition to cleavage fracture incorporating statistics" Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 44, N° 4 (1996), pp. 603-639.

[XIA 97] L. Xia, L. Cheng, "Transition from ductile tearing to cleavage fracture: A cell modèle approche" International journal of Fracture, Vol. 87 (1997), pp. 289-306.

[YAN 03] W.J. Yang, B.S. Lee, M.Y. Huh, H.J. Hong "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 (2003), pp. 234-242.

[YU 06] S.R. Yu, Z.G. Yan, R.Cao, J.H. Chen "On the change of fracture mechanism with test temperature" Engineering Fracture Mechanics, 73 (2006), pp. 331-347.

CHAPITRE II

MODELE EN CONTRAINTE SEUIL DE RUPTURE FRAGILE. DEMARCHE D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES

SOMMAIRE

II.1. Introduction **83**

II.2. Modèle en contrainte seuil - Notions de base **83**
II.2.1. Contrainte seuil et volume seuil de susceptibilité au clivage 83
II.2.2. Relation entre le volume seuil et la probabilité de rupture 84

II.3. Modèle en contrainte seuil identifié pour l'acier de cuve allemand 22NiMoCr37 dans la zone de transition fragile/ductile **85**
II.3.1. Détermination de la contrainte seuil 86
II.3.2. Relation entre le volume seuil V_{th} et la probabilité de rupture 87
II.3.2.1. Mise en évidence de la relation entre P_r et V_{th} 88
II.3.2.2. Identification de la fonction F 89
II.3.3. Forme finale du modèle en contrainte seuil 90

II.4. Identification du modèle en contrainte seuil pour l'acier TU42C dans le haut de la transition fragile/ductile **91**
II.4.1. Détermination de la contrainte seuil 92
II.4.2. Relation entre le volume seuil V_{th} et la probabilité de rupture 92
II.4.3. Forme finale du modèle en contrainte seuil pour l'acier TU42 C 93

II.5. Application du modèle en contrainte seuil à un tube en acier TU42 C sollicité en flexion **94**

II.6. Conclusion **97**

II.7. Références **98**

Chapitre II : Modèle en contrainte seuil de rupture fragile. Démarche d'identification des paramètres

II.1. Introduction

Ce chapitre a pour but de présenter le modèle en contrainte seuil de rupture fragile par clivage [CHA 08-a], que nous appellerons de manière plus concise « modèle en contrainte seuil», et la démarche adoptée pour déterminer les paramètres du modèle. Nous présenterons dans un premier temps le modèle et ses notions de base. Nous présenterons ensuite la démarche adoptée par V. Le Corre [LEC 06] pour appliquer ce modèle à l'acier de cuve allemand 22NiMoCr37, dont une large base de données expérimentales était disponible. Puis nous présenterons la démarche adoptée par V. Le Corre pour appliquer ce modèle à l'acier TU42 C, et sa validation par un essai sur tube. Les travaux relatés dans ce chapitre constituaient l'essentiel du travail de thèse de Vincent Le Corre [LEC 06]. La démarche d'identification du modèle en contrainte seuil comporte trois étapes : une étape expérimentale, comprenant de nombreux essais de mécanique de la rupture, une étape de simulation par éléments finis des essais réalisés, et une étape d'identification des paramètres du modèle. Ces mêmes trois étapes seront ensuite suivies pour développer le modèle pour son application au joint soudé de l'acier TU42 C, objectif de ce travail de thèse.

II.2. Modèle en contrainte seuil - Notions de base

Le Laboratoire d'Intégrité des Structures et de Normalisation (LISN) au Service d'Etudes Mécaniques et Thermiques (SEMT) du CEA à Saclay travaille depuis quelques années sur le développement d'un modèle de rupture fragile pour décrire la probabilité de rupture fragile d'un composant de structure. L'approche mise en œuvre est intermédiaire entre une approche locale et une approche globale type « Master Curve ». Son principal intérêt est de s'intéresser aux faibles probabilités de rupture, voire à la définition de seuils de non-rupture fragile pour garantir l'absence de risque de clivage.

II.2.1. Contrainte seuil et volume seuil de susceptibilité au clivage

L'instabilité des microfissures est un phénomène critique qui entraîne la rupture totale de la structure. Curry [CUR 80] et Chen [CHE 03] supposent l'existence d'une contrainte critique nécessaire à cette instabilité. Cette contrainte critique est supposée indépendante de la géométrie et de la nature du chargement, donc transposable d'une géométrie d'éprouvette à une autre, voire à une structure. Dans la continuité de ces travaux, Chapuliot [CHA 08-a] propose une *contrainte seuil*, σ_{th}, définie comme la borne minimale des contraintes critiques en-dessous de laquelle le clivage ne peut plus apparaître.

En présence d'une fissure, seul le volume ayant subi une contrainte principale supérieure ou égale à cette contrainte seuil est susceptible de voir s'y amorcer le clivage ; il est appelé volume seuil V_{th}. Plus précisément, il existe deux volumes seuil : un volume seuil

instantané, $v_{th}(t)$, sur lequel les contraintes principales maximales dépassent la contrainte seuil à l'instant t, et un volume seuil cumulé, $V_{th}(t)$, lieu des points où la contrainte a dépassé la contrainte seuil à un moment quelconque 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 de fissure se déchargent. Du point de vue de la probabilité de rupture globale, c'est le volume seuil cumulé, $V_{th}(t)$, qui est représentatif du risque de rupture à l'instant t. C'est donc ce volume, noté V_{th} et nommé *volume seuil*, que l'on utilisera par la suite.

II.2.2. Relation entre le volume seuil et la probabilité de rupture

L'hypothèse du maillon le plus faible considère que la rupture complète d'un ensemble de N volumes élémentaires V_0 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 :

$$1 - P_r = \prod_{i=1}^{N} (1 - p_{ri}) \qquad (2.1)$$

où p_{ri} est la probabilité de rupture d'un volume élémentaire, et P_r est la probabilité de rupture du volume V.

Conformément à l'hypothèse du maillon le plus faible, le modèle en contrainte seuil fait l'hypothèse que tous les volumes élémentaires ont la même probabilité de rupture, que cette probabilité est nulle sous une contrainte inférieure à la contrainte seuil σ_{th}, tandis qu'elle est égale à p_0 sous une contrainte supérieure à $\sigma_{th.}$ La probabilité de rupture est alors directement reliée au volume seuil. Par soucis de simplification, la probabilité de rupture d'un volume élémentaire, p_{ri}, est alors supposée constante, égale à p_0 dans le volume seuil, et égale à 0 ailleurs :

$$p_{ri} = \begin{cases} p_0 \ si \ \sigma_{11} > \sigma_{th} \\ 0 \ sinon \end{cases} \text{ au cours du chargement.}$$

La probabilité p_0 représente la probabilité moyenne de rupture des volumes élémentaires soumis à une contrainte supérieure à la contrainte seuil. Mais, les niveaux de contrainte dépendent nécessairement de la température. La probabilité p_0 dépend donc *a priori* également de la température. La probabilité de rupture P_R du volume V est donc égale à la probabilité de rupture du volume V_{th} où la contrainte principale maximale dépasse ou a dépassé la contrainte seuil σ_{th}.

En posant $N_{th} = V_{th}/V_0$, nombre de volumes élémentaires dans le volume V_{th}, la probabilité de non rupture du volume V_{th} s'écrit :

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

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

Soit, en posant :

$$F=\frac{1}{V_0}.Ln\left(\frac{1}{1-p_0}\right) \tag{2.2}$$

on obtient :

$$-Ln(1-P_r)=F.V_{th} \tag{2.3}$$

soit :

$$P_r=1-exp(-F.V_{th}) \tag{2.4}$$

Le logarithme de la probabilité de non-rupture est donc proportionnel au volume seuil V_{th} via une fonction F, appelée *fonction de sensibilité*. Lorsque la sollicitation est faible (partout, $\sigma_{11} < \sigma_{th}$), le volume critique V_{th} est nul, alors la probabilité de rupture est nulle.

II.3. Modèle en contrainte seuil identifié pour l'acier de cuve allemand 22NiMoCr37 dans la zone de transition fragile/ductile

Dans cette partie, nous rappelons la démarche utilisée par Le Corre [LEC 06] pour déterminer les paramètres du modèle en contrainte seuil et le valider dans le haut de la zone de transition fragile/ductile. Rappelons que dans le haut de la transition, la rupture brutale est généralement précédée d'une déchirure ductile plus ou moins longue. La démarche consiste en la détermination de la contrainte seuil et l'établissement de la relation entre le volume seuil et la probabilité de rupture, ce qui revient à l'identification de la fonction de sensibilité F.

En se basant sur une base de données existante [HEE 02], Le Corre valide le modèle en contrainte seuil dans le haut de la transition, pour l'acier de cuve allemand 22NiMoCr37. La base de données concernée est produite dans le cadre du Groupe européen ESIS et mise à disposition de la communauté scientifique. Elle est constituée d'un grand nombre d'essais sur diverses géométries d'éprouvettes de mécanique de la rupture, sur une large plage de températures, et pour différentes tailles d'éprouvettes. Le [Tableau II-1] définit les essais disponibles dans cette base de données : géométries des éprouvettes, températures et nombre d'essais réalisés pour chaque série. Les températures d'essai choisies couvrent tout le domaine de transition de rupture du matériau. De plus, pour chaque série d'essais réalisés, le nombre d'essais est suffisamment important pour traiter du problème de la dispersion liée à la rupture fragile.

Nb d'essais par T°et Géométrie		Température							
		-150°C	-110°C	-90°C	-60°C	-40°C	-20°C	0°C	20°C
Géométrie	Traction	4		5	4	5	5	4	4
	AE1.6	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-1 : Essais disponibles dans la base de données ESIS [HEE 02].

II.3.1. Détermination de la contrainte seuil

Comme présenté précédemment, cette contrainte seuil est la borne en dessous de laquelle le clivage ne peut apparaître, elle correspond à la contrainte minimale nécessaire à l'instabilité de microfissures dans la matrice ferritique. La contrainte seuil doit être déterminée à basse température, là où la phase d'instabilité des microfissures est la phase critique, et en l'absence de fissure macroscopique. Les essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) sont choisis pour évaluer cette contrainte seuil. Pour chaque essai, la force et la contraction diamétrale de la section minimale à fond d'entaille sont enregistrées au cours du chargement jusqu'à la rupture.

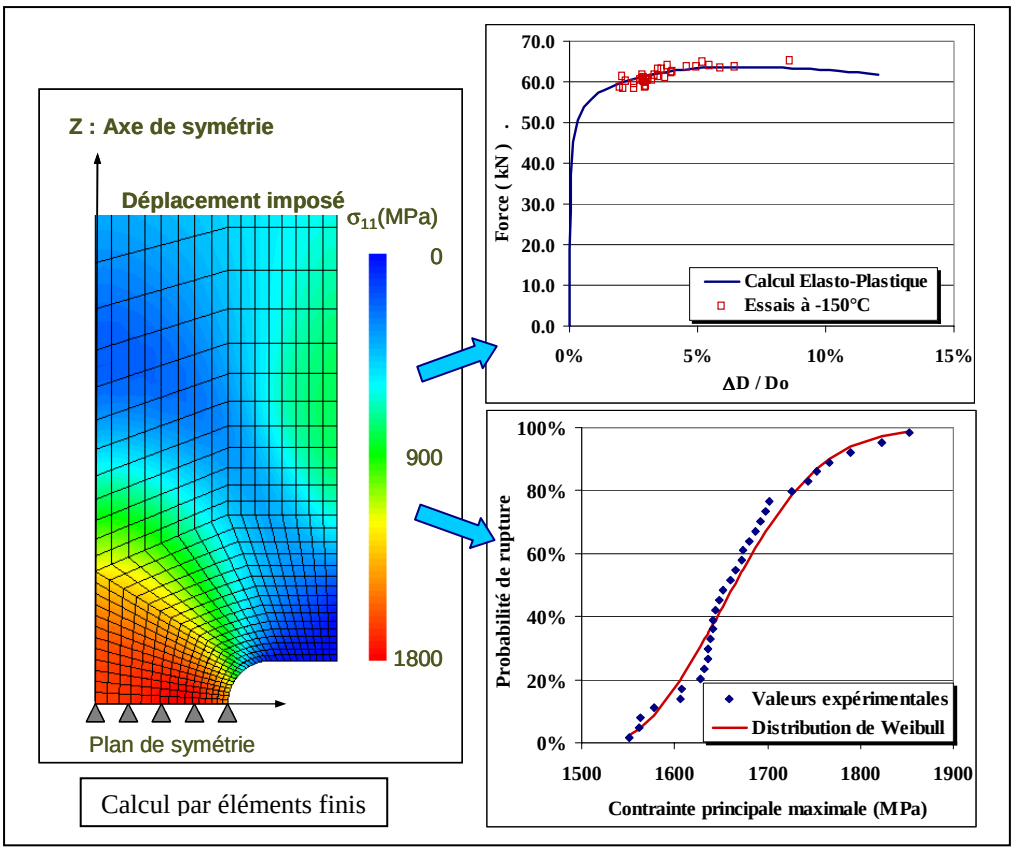


Figure II-1 : Détermination de la contrainte seuil pour l'acier 22NiMoCr37 à partir des 32 essais réalisés sur éprouvettes AE1.6 rompues à -150°C (base de données ESIS) [LEC 06].

L'interprétation des 32 essais réalisés sur éprouvettes AE1.6 à -150°C [Tableau II-1] est réalisée grâce à une simulation par éléments finis. Elle consiste, pour chaque essai, à déterminer la contrainte principale maximale correspondant à la charge à rupture [Figure II-1].

Les essais sont ensuite classés par ordre croissant des contraintes principales maximales à rupture et une probabilité de rupture expérimentale leur est associée :

$$P_{r_i} = \frac{i - 0.5}{N} \tag{2.5}$$

où i : rang de l'essai dans le classement.
N : nombre total d'essais (N=32).

La distribution obtenue est ensuite « lissée » par un modèle de Weibull à trois paramètres [Figure II-1] :

$$P_r = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_{11} - \sigma_{th}}{\sigma_{u_AE}} \right)^{m_{AE}} \right] \tag{2.6}$$

Les paramètres obtenus sont les suivants : σ_{th} = 1520 MPa, σ_{u_AE} = 170 MPa, m_{AE}= 2.23. L'analyse des essais sur éprouvettes AE semble confirmer l'existence d'une contrainte seuil en dessous de laquelle le clivage ne peut plus apparaître. La contrainte seuil σ_{th} obtenue (1520 MPa) est proche de la valeur minimale expérimentale des σ_{11} à rupture (1550 MPa). Elle aurait pu également être obtenue par une extrapolation à probabilité nulle des points de rupture expérimentaux. *La contrainte seuil pour l'acier 22NiMoCr37 est donc* σ_{th} *= 1520 MPa.*

II.3.2. Relation entre le volume seuil V_{th} et la probabilité de rupture

Selon la formule (2.4), l'établissement de la relation entre le volume seuil V_{th} et la probabilité de rupture consiste à déterminer la fonction de sensibilité F.

Une interprétation des essais de rupture sur éprouvettes CT [Tableau II-1] est réalisée grâce à leur simulation tridimensionnelle par éléments finis. Le volume seuil V_{th}, confiné au voisinage de la fissure, est calculé en prenant la contrainte seuil égale à 1520 MPa.

Pour chaque série d'essais sur éprouvettes CT [Tableau II-1], les volumes seuil calculés sont classés par ordre croissant puis une probabilité de rupture expérimentale leur est associé :

$$P_{r_i} = \frac{i - 0.5}{N_i} \tag{2.7}$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement.
N_i : nombre d'éprouvettes ayant soit clivé, soit atteint un volume au moins égal au volume seuil de l'éprouvette de rang i.

Ce mode de classement permet de prendre en compte l'ensemble de la population, que les essais aient conduit à la rupture fragile ou non.

II.3.2.1. Mise en évidence de la relation entre P_r et V_{th}

Pour chaque couple (géométrie ; température) parmi les essais sur éprouvettes CT [Tableau II-1], l'évolution de la probabilité de non-rupture est tracée en fonction de V_{th}. Les résultats montrent que l'on peut effectivement approximer les relations entre -Ln(1-Pr) et V_{th} par des droites passant par l'origine.

Selon la relation (2.2), les coefficients de proportionnalité (fonction F) sont évalués. Le [Tableau II-2] résume les valeurs obtenues. Ces valeurs semblent relativement peu dépendre de la taille de l'éprouvette, mais dépendent fortement de la température.

	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	1.7e-03	
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-2 : Coefficient de proportionnalité obtenus par la méthode des moindres carrés pour chaque couple (géométrie ; température) d'éprouvettes CT [LEC 06].

Ces résultats incitent à tracer l'évolution de -ln(1-P_r) pour les 4 géométries CT réunies, à une même température. Il est alors possible de calculer la probabilité de rupture expérimentale pour la série complète des éprouvettes CT à une même température, compte tenu de la manière de classer les essais définie plus haut, à savoir par ordre croissant de V_{th}. Le résultat à 0°C est donné en [Figure II-2]. On retrouve une bonne proportionnalité entre -ln(1-P_r) et V_{th}. De plus on observe que les essais s'intercalent dans la distribution, indépendamment de la taille de l'éprouvette.

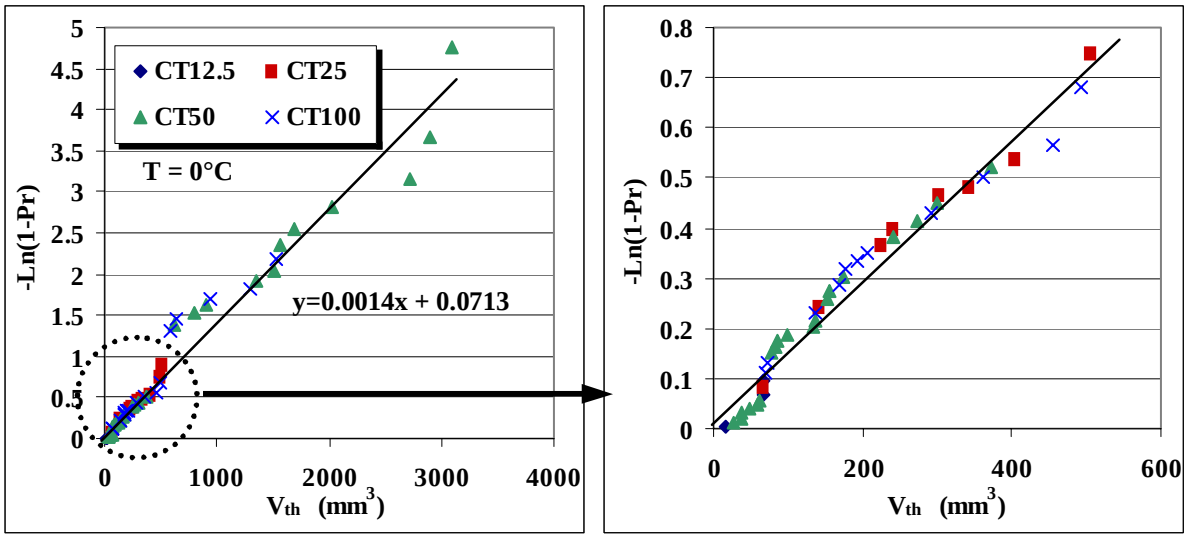


Figure II-2 : Evolution du logarithme de la probabilité de non rupture avec le volume seuil V_{th} pour toutes les éprouvettes CT rompues à 0°C, quelles que soient leurs dimensions [LEC 06].

II.3.2.2. Identification de la fonction F

Ainsi, Le Corre [LEC 06] a montré que la fonction de sensibilité F est peu sensible à l'effet d'échelle : une valeur commune convient en effet pour les 4 géométries d'éprouvettes CT homothétiques. En revanche, F évolue avec la température. En s'inspirant de la démarche adoptée pour l'analyse des résultats sur éprouvettes AE, il établit une corrélation entre F et la limite d'élasticité σ_y, supposée représenter la relation F(T) via la fonction σ_y(T). La [Figure II-3] présente la variation de F avec la limite d'élasticité en distinguant chaque géométrie d'éprouvette CT. Etant donné la forte dépendance en température, seule une échelle logarithmique en F permet de proprement représenter tous les points. La faible dépendance à la taille de l'éprouvette est observée ici encore.

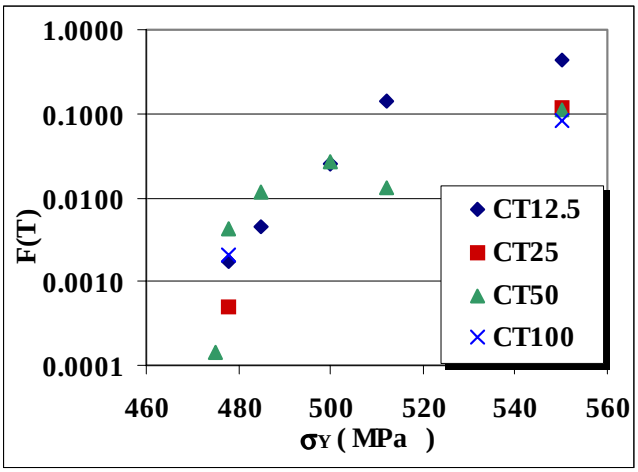


Figure II-3 : Evolution de la fonction de sensibilité F en fonction de la limite d'élasticité σ_y (fonction de la température) [LEC 06].

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

$$-Ln(1-P_R) = \left(\frac{\sigma_{11} - \sigma_{th}}{\sigma_{u_AE}} \right)^{m_{AE}} \tag{2.8}$$

Pour les éprouvettes CT, selon la description du champ des contraintes en déformation plane proposée par [McM 95] pour un matériau parfaitement plastique, la contrainte principale maximale atteinte pour r = 0, c'est-à-dire en fond de fissure, est proportionnelle à la limite d'élasticité :

$$\frac{\sigma_{11}}{\sigma_y} = \alpha \tag{2.9}$$

Le Corre a évalué le coefficient α au moment de l'amorçage ductile : α=3,25, pour l'acier 22NiMoCr37 étudié ici.

L'auteur propose alors l'évolution suivante de F avec la limite d'élasticité :

$$F(\sigma_Y) = \frac{1}{V_0}\left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_{u_CT}}\right)^{m_{CT}} \tag{2.10}$$

avec $\sigma_{y0} = \frac{\sigma_{th}}{\alpha} = \frac{1520}{3.25} = 468$ MPa.

La [Figure II-4] présente la corrélation obtenue entre Ln(F) et Ln(σ_y-σ_{y0}). L'auteur constate que la forme choisie pour F permet de représenter correctement l'ensemble des valeurs de F obtenues [Tableau II-2] avec : m_{CT}=2.34 et $\sigma_{u_CT}.V_0^{1/m}$=156 MPa.mm$^{3/m}$.

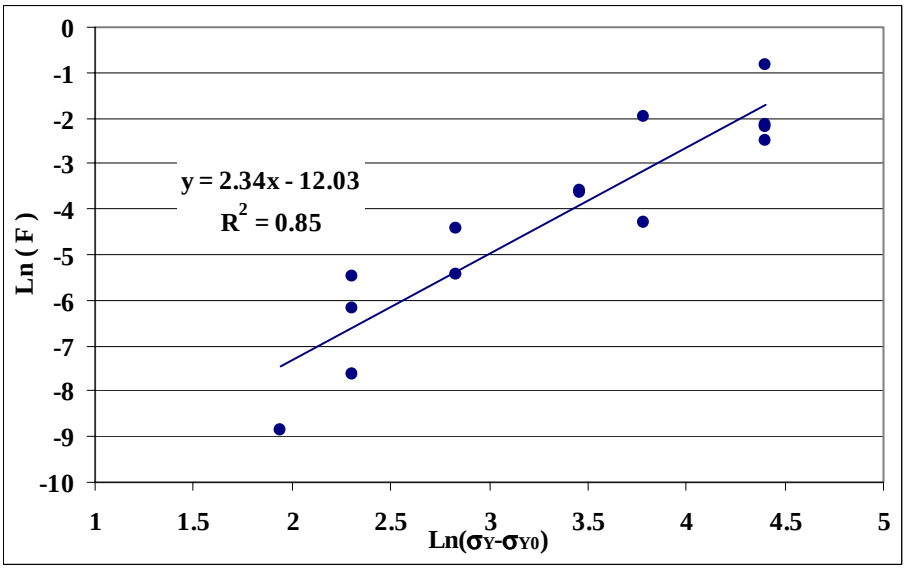


Figure II-4 : Corrélation entre la fonction F et la limite d'élasticité [LEC 06].

Le module m_{CT} obtenu ici, m_{CT}=2,34, est très proche du module obtenu sur les éprouvettes AE : m_{AE}=2.23. L'auteur considère alors que ces modules sont égaux : $m_{CT} = m_{AE}$ = 2.3 pour le matériau 22NiMoCr37.

II.3.3. Forme finale du modèle en contrainte seuil

Finalement, la probabilité de rupture fragile tirée des essais de la base de données ESIS pour l'acier de cuve allemand 22NiMOCr37 peut s'écrire selon l'expression :

$$Pr = 1 - exp\left[-F(\sigma_y)\cdot V_{th}\right] \tag{2.11}$$

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

$$F(\sigma_Y) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_{u_CT}\cdot V_0^{1/m_CT}}\right)^{m_CT} \tag{2.12}$$

avec σ_Y : limite d'élasticité (MPa),

σ_{Y0} : limite d'élasticité seuil, représentative de la température en dessous de laquelle le clivage ne peut avoir lieu,
m_{CT} : module (déduit des essais sur éprouvette AE),
V_0 : volume élémentaire (mm^3),
σ_{u_CT} : contrainte de normalisation (MPa).

Dans cette formulation, le volume seuil V_{th} rend compte des effets d'échelle et de la déchirure ductile préalable. La fonction F est représentative des propriétés du matériau. La sensibilité au clivage s'exprime à travers les paramètres m, σ_u et V_0. La dépendance en température apparaît par la dépendance en température de la limite d'élasticité σ_y.

La [Figure II-5] compare les probabilités de rupture expérimentales (points) à celles obtenues par le modèle en contrainte seuil (courbe continue) pour la série d'essais sur CT100 à 20°C [Tableau II-1]. On constate un bon accord à cette température de 20°C située dans le haut de la transition fragile/ductile. Rappelons que les essais à 20°C ne font pas partie des essais utilisés pour le calage des paramètres du modèle. Ces résultats sont prometteurs, en ce qui concerne la validité du modèle proposé.

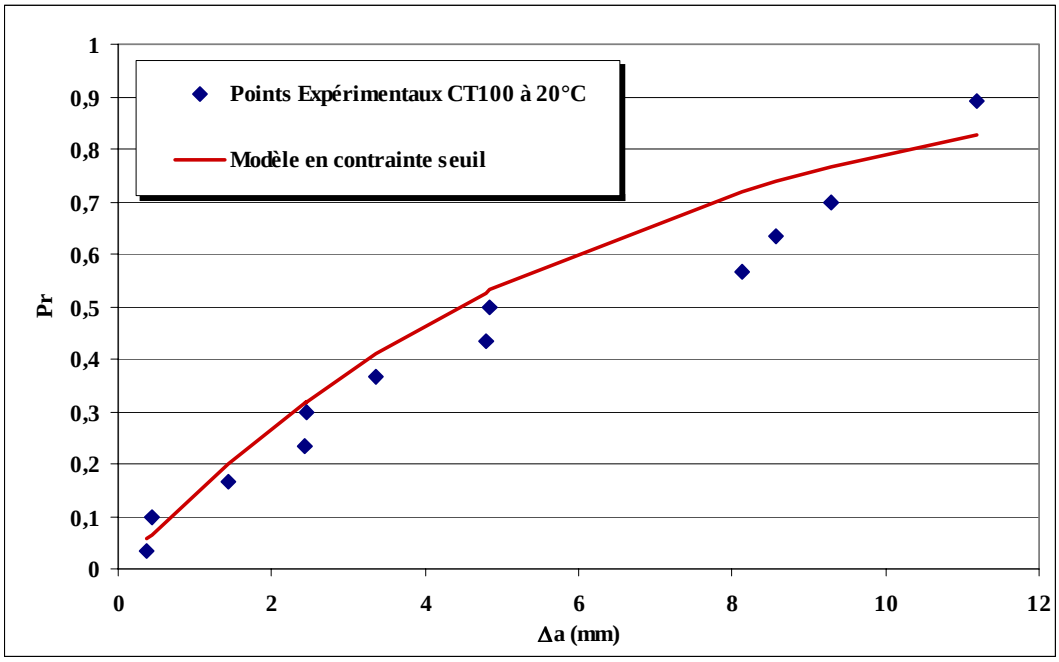


Figure II-5 : Comparaison des probabilités de rupture par clivage expérimentales et obtenues par le modèle pour la série d'essais sur CT100 à 20° ne faisant pas partie des essais utilisés pour le calage des paramètres [LEC 06].

II.4. Identification du modèle en contrainte seuil pour l'acier TU42C dans le haut de la transition fragile/ductile

En utilisant la même démarche d'identification des paramètres que pour l'acier de cuve allemand 22NiMoCr37, Le Corre [LEC 06] applique le modèle en contrainte seuil à l'acier TU42 C dans le haut de la transition fragile/ductile, malgré le faible nombre de résultats d'essais disponibles.

II.4.1. Détermination de la contrainte seuil

Pour déterminer la contrainte seuil, une série de 15 essais sur éprouvettes AE2 à -175°C a été réalisée. Après interprétation des essais à partir de leur simulation par éléments finis, les paramètres obtenus pour l'ajustement de la distribution de Weibull sur les contraintes principales maximales sont les suivants : σ_{th} = 1300 MPa, σ_{u_AE} = 156 MPa, m_{AE}= 3.02. Le module m est supposé transférable à d'autres géométries d'éprouvettes.

II.4.2. Relation entre le volume seuil V_{th} et la probabilité de rupture

L'établissement de la relation entre le volume seuil et la probabilité de rupture consiste à déterminer 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 selon :

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

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

$$F\left(\sigma_Y\right) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_u \cdot V_0^{1/m}}\right)^m$$

Le module m est pris égal à m_{AE} (§II.3.2.2). L'identification des autres paramètres, $\sigma_u.V_0^{1/m}$ et σ_{Y0}, a nécessité une série d'essais de rupture sur éprouvettes préfissurées. Pour cela, Le Corre a réalisé trois séries d'essais sur éprouvettes CT12, SENB05, SENB01 à différentes températures entre -50°C et l'ambiante (haut de la transition fragile/ductile). La température de disparition du clivage se situe entre -25°C et -10°C. Les volumes seuils relatifs à ces essais ont été calculés grâce à des simulations par éléments finis.

Le Corre montre que la fonction F est très sensible à la valeur de σ_{y0}. Il définit une valeur de σ_{y0} pour chaque géométrie d'éprouvette, puis la valeur de $\sigma_u V_0^{1/m}$ à partir des résultats sur toutes les géométries et toutes les températures, par minimisation de la différence entre probabilités expérimentales et probabilités analytiques :

$$F\left(\sigma_u V_0^{1/m};\sigma_{y0}\right).V_{th} - Ln\left(1 - Pr\left(\sigma_u V_0^{1/m};\sigma_{y0}\right)\right) = 0 \qquad (2.13)$$

où les probabilités analytiques sont définies à partir d'un classement itératif de tous les essais (quel qu'ait été leur mode de rupture) par ordre croissant du potentiel $F.V_{th}$. Un bon accord est obtenu pour $\sigma_u\ V_0^{1/m}$ = 58.7 MPa.mm$^{3/m}$ [Figure II-6].

Finalement, les paramètres du modèle en contrainte seuil obtenus pour l'acier du circuit secondaire TU42 C sont : σ_{th} = 1300 MPa, m = 3.02, $\sigma_u\ V_0^{1/m}$ = 58.7 MPa.mm$^{3/m}$.

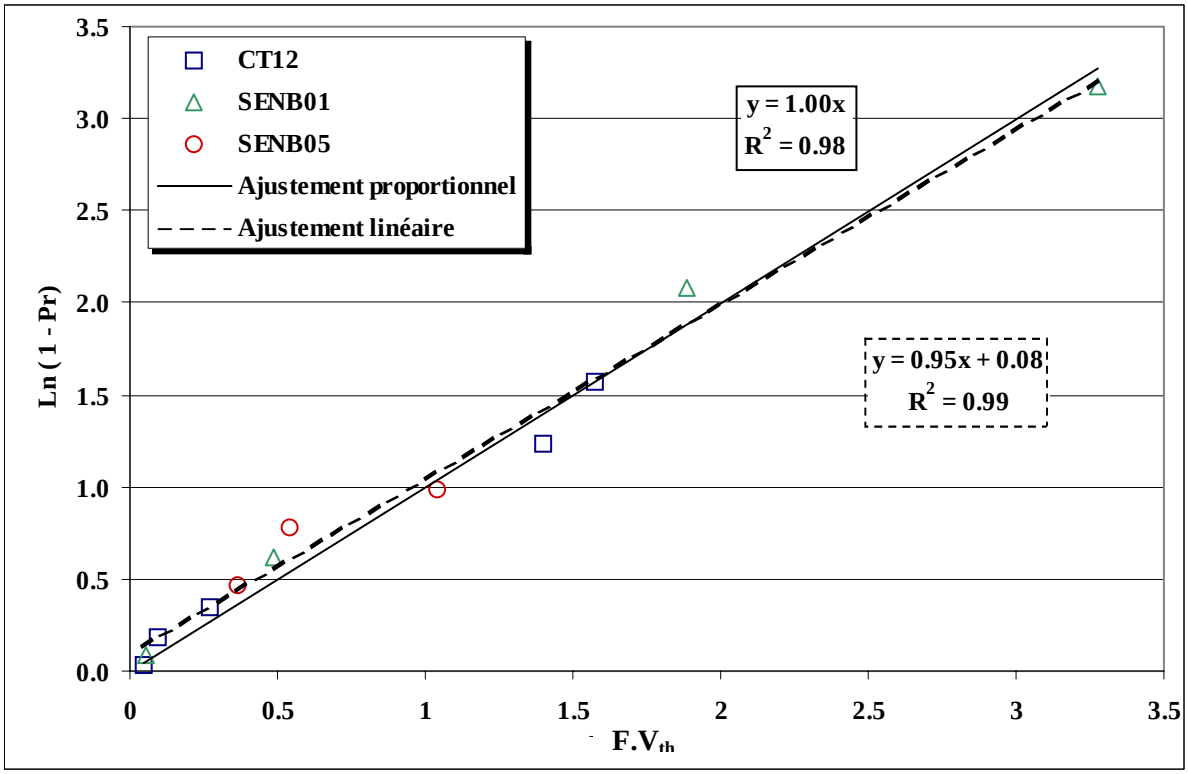


Figure II-6 : Corrélation entre les probabilités de rupture expérimentales dans la partie haute du domaine de transition fragile/ductile et les potentiels $F.V_{th}$ obtenus par ajustement du paramètre $\sigma_u V_0^{1/m}$ à partir de l'ensemble des essais de rupture [LEC 06].

Le travail d'identification du modèle en contrainte seuil réalisé sur l'acier TU42 C, comparé à celui réalisé sur l'acier 22NiMoCr37, a montré que les paramètres du modèle pouvaient être identifiés sur un nombre restreint d'essais, et sur des éprouvettes de géométrie non normalisée. Ce résultat est primordial vis-à-vis de notre travail ultérieur d'identification du modèle pour le joint soudé, puisque les géométries normalisées des éprouvettes ne peuvent pas être respectées, compte tenu des faibles dimensions des joints soudés.

II.4.3. Forme finale du modèle en contrainte seuil pour l'acier TU42 C

Finalement, la probabilité de rupture fragile pour l'acier ferritique TU42 C du circuit secondaire REP peut s'écrire selon l'expression :

$$Pr = 1 - exp\left[-F\left(\sigma_y\right)\cdot V_{th}\right] \tag{2.14}$$

où la fonction de sensibilité F vaut :

$$F\left(\sigma_Y\right) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_{u_CT}\cdot V_0^{1/m_CT}}\right)^{m_CT} = \left(\frac{\sigma_y - 336}{58{,}7}\right)^{3{,}02} \tag{2.15}$$

II.5. Application du modèle en contrainte seuil à un tube en acier TU42 C sollicité en flexion

Le Corre [LEC 06] a réalisé un essais sur tube sans soudure en acier TU42 C représentatif des structures en fonctionnement en centrale nucléaire. Par cet essai, l'auteur a pour objectif de :

- montrer qu'il existe, sur la structure, une marge de sécurité entre la température minimale de fonctionnement en service (environ 7°C d'après [SEM 01]) et la température d'apparition du clivage, marge plus importante que celle évaluée sur éprouvettes de laboratoire [Figure II-7] ;
- montrer que le critère en contrainte seuil permet d'estimer de manière simple la température à laquelle le risque de clivage apparaît au moment de l'amorçage ductile, et permet donc d'estimer la marge précédemment définie, démontrant ainsi l'absence de risque de clivage.

La température choisie pour l'essai est une température basse pour laquelle on observe une rupture fragile sur éprouvette et pour laquelle le modèle ne prédit aucun risque de rupture fragile. L'auteur souhaite ainsi illustrer l'effet de la géométrie sur le mode de rupture, et la capacité du modèle à le prédire. Le choix de la température est fait de telle sorte que la contrainte principale maximale reste en dessous de la contrainte seuil (σ_{th} = 1300 MPa pour l'acier TU42) pour un chargement correspondant à l'amorçage ductile de la propagation : le modèle ne prédit ainsi aucun risque de clivage, mais une propagation ductile. La température d'essai retenue est de -50°C. La température, la taille du défaut et l'épaisseur du tube sont fixés à :

T = -50°C	a_0 = 4 mm	t = 11 mm

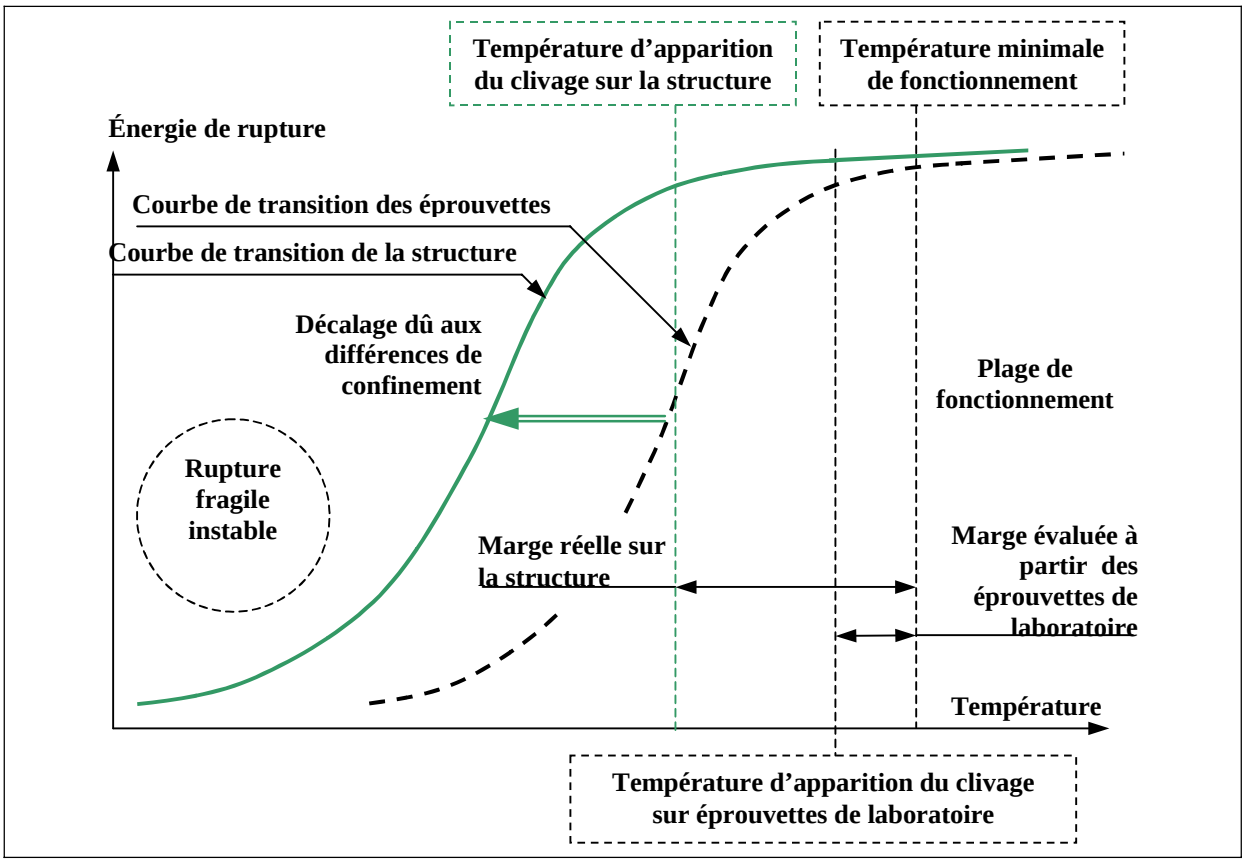


Figure II-7: Schéma de définition de la marge à rupture entre la température minimale de fonctionnement en service et la température d'apparition du clivage sur éprouvettes ou sur structure [LEC 06].

Après rupture du tube, l'observation du faciès de rupture montre 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 du tube. La rupture fragile s'est produite dès le percement, comme en attestent les deux branches elliptiques du défaut ductile, tangentes à la peau interne du tube [Figure II-8].

Une simulation par éléments finis est réalisée pour calculer la contrainte principale maximale et le volume V_{th} en fond de défaut sur le tube, juste avant et après percement. Les calculs donnent une explication plausible de la rupture brutale au moment du percement : à cet instant, la configuration géométrique change et il en résulte une augmentation conséquente des contraintes principales : le volume V_{th} a quasi doublé et la contrainte principale maximale a augmenté de 19%, dépassant alors la contrainte seuil. Au cours de la propagation ductile, la contrainte principale maximale reste voisine du seuil sur les 3 premiers millimètres de propagation, puis elle augmente quasi-linéairement jusqu'à une valeur maximale de 1600 MPa, plus grande que la contrainte seuil (1300 MPa). D'après le modèle, le risque de rupture fragile devient significatif. Il est cependant reconnu que la contrainte critique de clivage augmente avec la plasticité. Beremin [BERE 83] et Chen [CHE 03] expliquent cela par un émoussement des microfissures, diminuant ainsi leur nocivité, et, à l'inverse, augmentant la contrainte nécessaire pour les rendre instables. Pour le tube, la plasticité dans le ligament avant percement étant très importante, c'est sans doute cet effet qui conduit à l'absence de rupture avant percement. Le modèle simplifié proposé, qui s'appuie sur une

contrainte seuil déterminée à très basse température pour éviter la plasticité et ainsi déterminer une enveloppe inférieure, est donc conservatif.

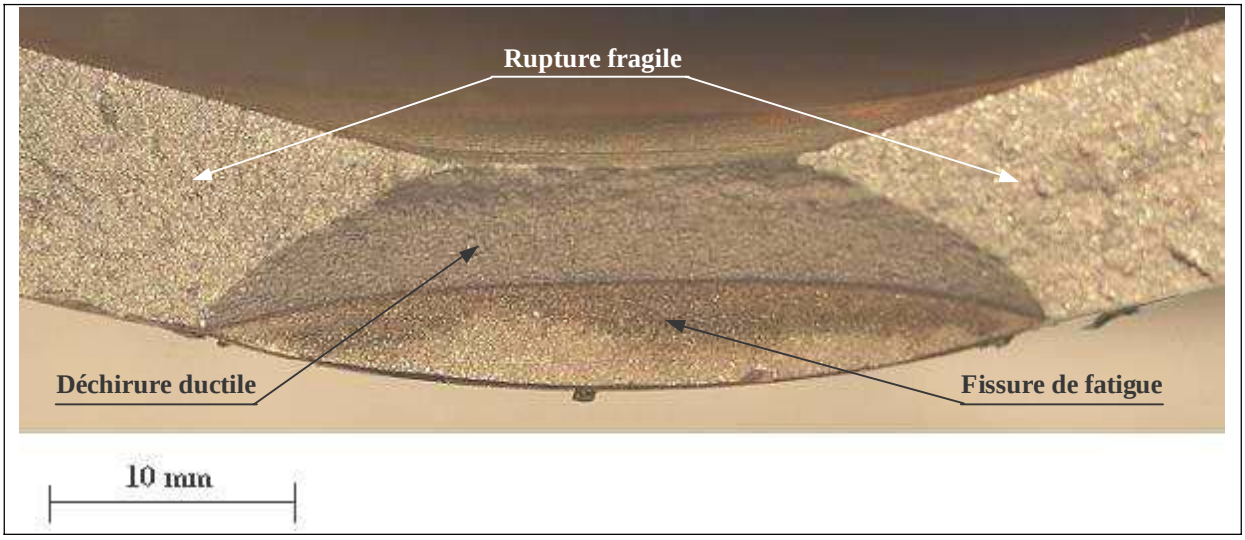


Figure II-8 : Faciès de rupture du tube en acier TU42 C sans soudure : déchirure ductile jusqu'au percement, puis rupture fragile [LEC 06].

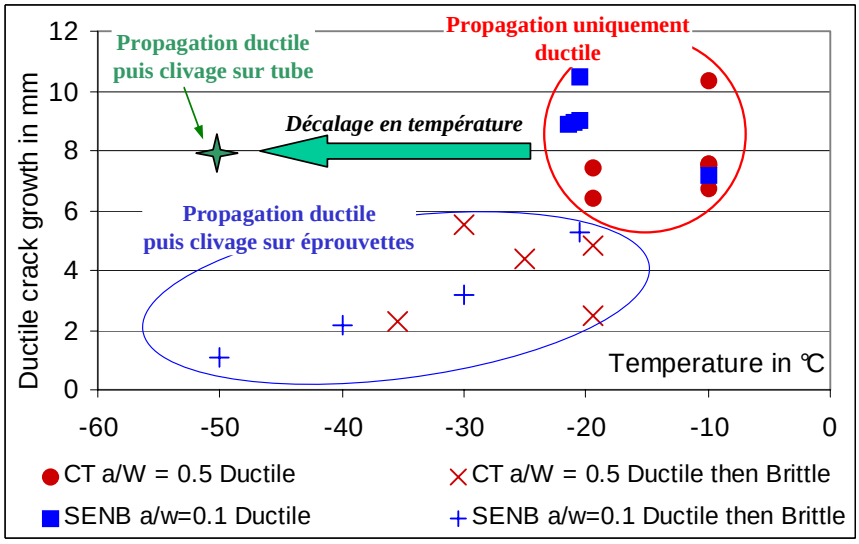


Figure II-9: Illustration de l'effet de géométrie : il existe un décalage en température du domaine de transition fragile/ductile du tube par rapport à celui sur éprouvettes de laboratoire [CHA 08-b].

Le résultat de l'essai sur tube est donc concluant. Il montre que :

- il existe un décalage important en température du domaine de transition fragile/ductile du tube par rapport à celui relatif aux éprouvettes de laboratoire, de l'odre de 30 à 40°C [Figure II-9]. Ce décalage est dû au faible confinement de plasticité rencontré dans les structures minces,
- la température d'apparition du clivage sur le tube est plus basse que sur les éprouvettes de laboratoire,

- la condition de contrainte seuil permet d'estimer de manière simple la température d'apparition du clivage dans le tube.

II.6. Conclusion

Ce chapitre avait pour but de présenter la démarche de détermination des paramètres du modèle en contrainte seuil. Pour cela, premièrement, nous avons rappelé les notions de base du modèle : la contrainte seuil σ_{th} est définie comme la borne minimale des contraintes critiques en dessous de laquelle le clivage n'apparaît plus, quelle que soit la température. Le volume seuil V_{th} est le volume ayant subi une contrainte principale supérieure à la contrainte seuil. La relation entre le volume seuil et la probabilité de rupture par clivage s'exprime via une fonction de sensibilité F :

$$P_r = 1 - exp\left(-F.V_{th}\right)$$

Dans un deuxième temps, nous avons présenté la démarche d'identification des paramètres du modèle pour l'acier de cuve allemand 22NiMoCr37 dans la zone de transition fragile/ductile [LEC 06]. La contrainte seuil est déterminée à partir d'une série d'essais sur éprouvettes AE rompues à basse température, là où la phase d'instabilité des microfissures est la phase critique. Les volumes seuil sont calculés par éléments finis par simulation des essais à différentes températures dans la zone de transition fragile/ductile sur éprouvettes CT fissurées. La fonction de sensibilité F est évaluée et exprimée en fonction de la limite d'élasticité σ_y :

$$F\left(\sigma_y\right) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_u \cdot V_0^{1/m}}\right)^m$$

L'identification du modèle en contrainte seuil pour l'acier TU42 C du circuit secondaire dans le haut de la transition fragile/ductile, réalisée par Le Corre [LEC 06], a été présentée. Un essai sur tube en acier TU42 C a permis de montrer qu'il existe un décalage important en température du domaine de transition fragile/ductile du tube par rapport à celui des éprouvettes de laboratoire, et que le critère en contrainte seuil permettait d'estimer de manière simple ce décalage.

En continuité avec le travail de Le Corre sur l'intégrité des circuits secondaires des REP, notre objectif est de mener l'étude de la rupture des joints soudés dans le tube en acier TU42 C. La validité du modèle en contrainte seuil sur éprouvettes et sur la structure en acier TU42 C a été montrée. Les résultats nous donnent des arguments pour appliquer le même critère à l'étude de la rupture des joints soudés de l'acier TU42 C. Nous allons donc développer le modèle en contrainte seuil pour la soudure de l'acier C-Mn TU42 C. Les paramètres du modèle seront déterminés selon la démarche suivie précédemment pour l'acier de base, comprenant une étape expérimentale, une étape de simulation par éléments finis et une étape d'identification des paramètres. Ces étapes font l'objet des chapitres III, IV et V que nous présentons par la suite.

II.7. Références

[CHA 08-a] S. Chapuliot and V. Le Corre, "A simplified expression for low cleavage probability calculation," Engineering Fracture Mechanics 75 (2008), pp. 1488-1506.

[CHA 08-b] S. Chapuliot, "Compétition entre la déchirure ductile et la rupture fragile dans les tubes en acier C-Mn et leurs joint soudés", Rapport interne SEMT/LISN/RT/08-004/A.

[CHE 03] J. H. Chen et al, "Fracture behaviour at crack tip - a new framework for cleavage mechanism of steel", Acta Metarialia, 51 (2003), pp. 1841-1855.

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

[CUR 80] D. A. Curry, "Cleavage micromechanisms of crack extension in steels", Meta Science, (1980), pp. 319-326.

[HEE 02] Heerens and D. Hellmann, "Development of the Euro fracture toughness dataset", Engineering fracture mechanics, 69 (2002), pp. 421-449.

[LEC 06] V. Le Corre, "Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile : application de la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés," Thèse de Doctorat, l'Ecole Centrale de Lille (2006).

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

[SEM 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.

CHAPITRE III

CARACTERISATION METALLURGIQUE ET MECANIQUE DU JOINT SOUDE DE L'ACIER TU42 C – RESISTANCE A LA RUPTURE

SOMMAIRE

III.1. Introduction 101

III.2. Caractérisation du joint soudé de l'acier TU42 C 101
III.2.1. Microstructure du joint soudé 101
III.2.1.1. Microstructure du métal de base TU42 C 102
III.2.1.2. Microstructure du métal déposé 103
Zones fondues brutes de solidification (ZFBS) 104
Zones fondues recuites (ZFR) 105
III.2.1.3. Microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) 106
III.2.1.4. Remarques sur les microstructures du joint soudé étudié 109
III.2.2. Propriétés mécaniques du joint soudé 109
III.2.2.1. Comportement en traction monotone 109
III.2.2.2. Cartographie des microduretés 112
III.2.2.3. Cartographie des contraintes résiduelles 114

III.3. Essais de traction monotone sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) prélevées dans le joint soudé 118
III.3.1. Conditions d'essai 118
III.3.2. Courbes Force-Contraction diamétrale 119
III.3.3. Observation des faciès de rupture 121
III.3.3.1. Repérage des différentes zones métallurgiques 121
III.3.3.2. Localisation des sites d'amorçage du clivage 123
III.3.3.3. Nature des inclusions amorçantes 129
III.3.4. Conclusion sur les essais sur éprouvettes AE 129

III.4. Essais de rupture sur éprouvettes «Compact Tension» (CT) prélevées dans le joint soudé 130
III.4.1. Conditions d'essai 130
III.4.2. Essais de rupture sur éprouvettes CT12 132
III.4.3. Observation des faciès de rupture 133
III.4.3.1. Repérage des différentes zones métallurgiques 133
III.4.3.2. Front de la préfissure par fatigue 134
III.4.3.3. Localisation des sites d'amorçage du clivage 134
III.4.4. Conclusion sur les essais sur éprouvettes CT 138

III.5. Conclusion 139

III.6. Réferences 141

Chapitre III : Caractérisation métallurgique et mécanique du joint soudé de l'acier TU42 C - Résistance à la rupture

III.1. Introduction

Ce chapitre a pour but de caractériser le matériau étudié et de présenter les essais de mécanique de la rupture réalisés. Dans un premier temps, nous présenterons le joint soudé de l'acier au carbone-manganèse TU42 C du circuit secondaire, ses microstructures et ses propriétés mécaniques. Dans un deuxième temps, nous présenterons les essais de mécanique de la rupture réalisés sur les éprouvettes prélevées dans le métal déposé. Ces essais nous serviront pour l'identification des paramètres du modèle en contrainte seuil. Les faciès de rupture des éprouvettes rompues seront ensuite observés par microscopie électronique à balayage (MEB) pour identifier les mécanismes de rupture par clivage dans le métal déposé.

III.2. Caractérisation du joint soudé de l'acier TU42 C

III.2.1. Microstructure du joint soudé

Le circuit secondaire des réacteurs à eau sous pression (REP) est constitué de tubes de diamètre externe 219.1 mm pour une épaisseur de 16 mm en acier C-Mn TU42 C. Ce tube comporte plusieurs joints soudés [Figure III-1], soudures d'aboutement, non-arasées et non-détensionnées. Le tube étudié a été approvisionné par le Laboratoire d'Intégrité des Structures et de Normalisation (LISN) auprès du fournisseur ESSINOX S.A. et répond à la spécification imposée par le code RCC-M M1141 Niveau 2 Ed. 2000. 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. Les trois zones du joint soudé, le métal de base (MB), le métal déposé (MD) et la zone affectée thermiquement (ZAT) seront étudiées successivement.

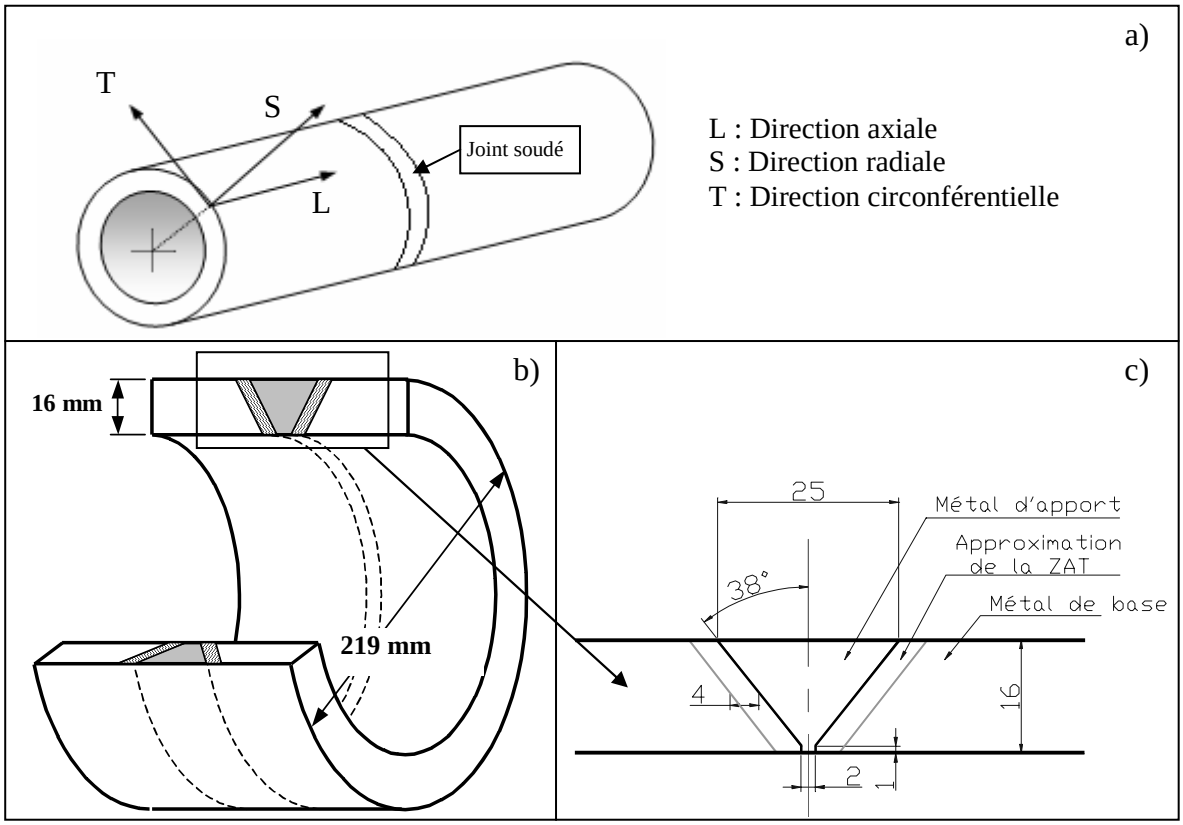


Figure III-1 : a) Schéma et directions de référence du tube; b) Joint circonférentiel de raboutement du tube; c) Géométrie idéalisée de la section du joint soudé.

III.2.1.1. Microstructure du métal de base TU42 C

La composition chimique du métal de base, donnée par le fabricant (Mannesmann Röhr), est indiquée dans le Tableau III-1.

% Elément	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cu	% Sn	% Fe
	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, conforme à la spécification du RCC-M M1141.

Un examen métallographique du matériau a été réalisé au microscope optique après polissage et attaque chimique au Nital (2%). Les micrographies en Figure III-2 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, en plus foncé.

Entre les grains de ferrite, on distingue un liseré de cémentite tertiaire, dû à la diminution de la solubilité du carbone dans la ferrite α entre 723°C et l'ambiante. La microstructure allongée dans le sens axial (L) du tube résulte de la mise en forme par extrusion à chaud. On évalue sur ces micrographies une taille moyenne des grains de ferrite de 25µm.

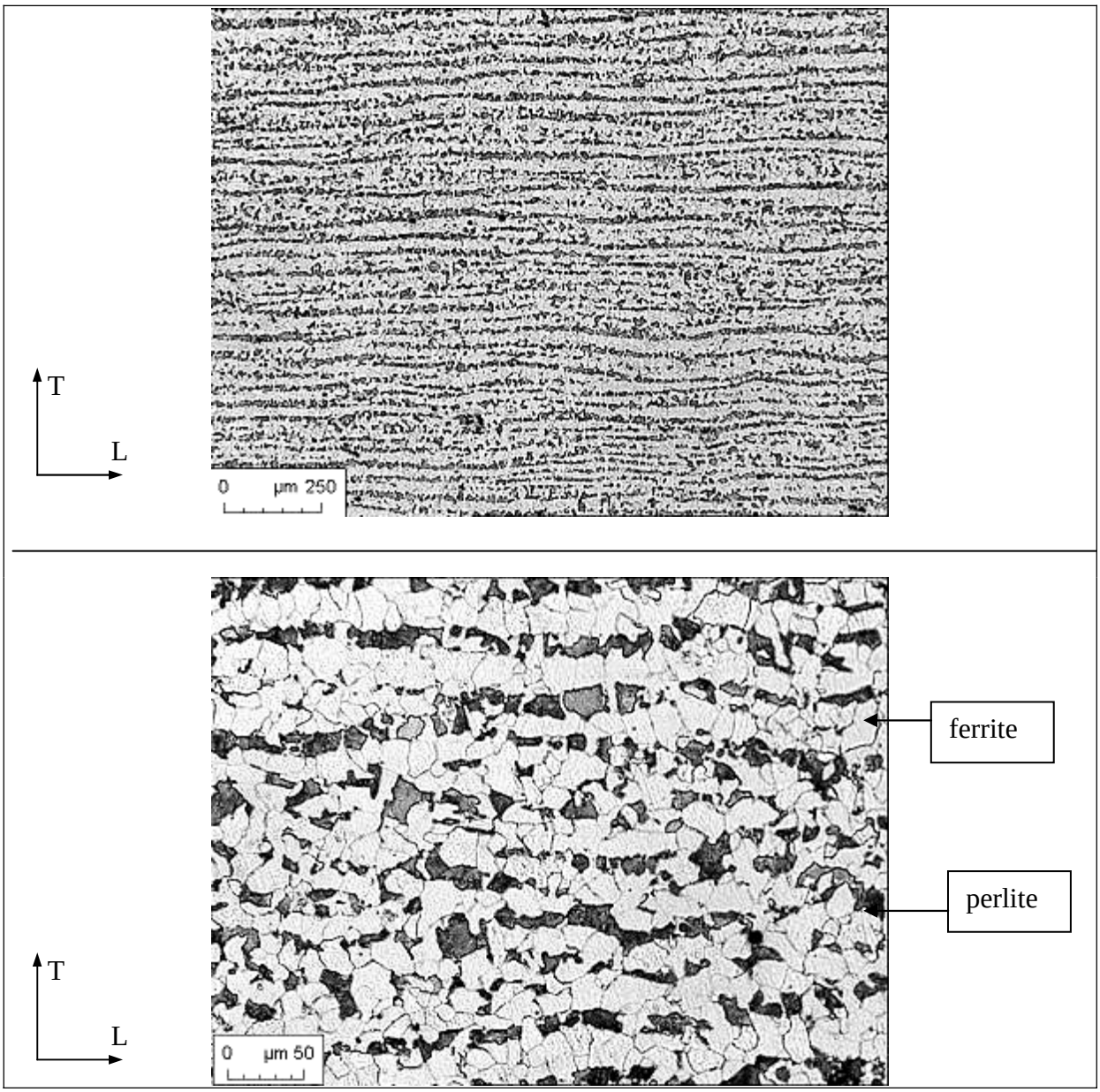


Figure III-2 : Micrographie du métal de base TU42 C, plan LT.

III.2.1.2. Microstructure du métal déposé

Le joint soudé est réalisé en plusieurs passes (soudage multi-passes). La première passe est réalisée par une technique TIG (Tungsten Inert Gas). Le matériau d'apport se présente à l'origine sous la forme d'un fil (de dénomination ER70S3 selon la classification AWS). Les passes suivantes sont réalisées à l'arc par électrode enrobée (métal d'apport de dénomination E7018 selon la classification AWS). Les compositions chimiques des deux métaux d'apport sont données dans le Tableau III-2. Elles sont très proches. La plus grande partie du métal déposé est celle déposée par électrode enrobée. Par la suite, étant donné que les métaux d'apport ont des compositions chimiques très voisines, on fera l'hypothèse d'un seul métal déposé.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Co	V	Fe
ER70S3	0,049	0,59	1,05	0,005	0,008	0,03	0,03	0,01	0,03	Balance
E7018	0,050	0,48	0,95	0,012	0,009	0,04	0,02	0,01	0,03	Balance

Tableau III-2 : Compositions chimiques en pourcentages massiques des métaux déposés.

Deux types de zones fondues coexistent [Figure III-3]. Les premières ont conservé une structure brute de solidification, tandis que les secondes ont été ré-austénitisées durant l'exécution des passes successives, elle sont appelées zones fondues recuites. Les zones brutes de solidification sont reconnaissables macroscopiquement, sur images à la loupe binoculaire, à leur taille de grains importante et à leurs grains colonnaires.

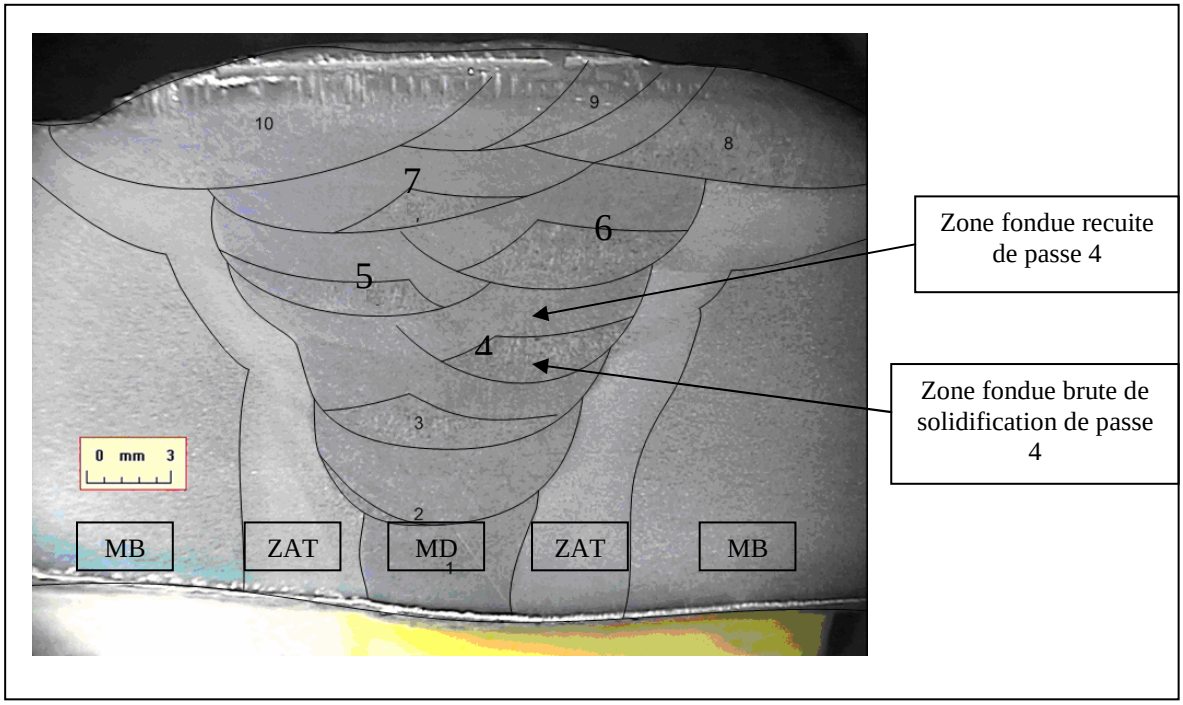


Figure III-3 : Localisation des zones fondues brutes de solidification et des zones fondues recuites dans le métal déposé.

Zones fondues brutes de solidification (ZFBS)

Ces zones présentent des grains très allongés de longueur de l'ordre de 100 µm dans le sens du gradient de température (direction voisine de la direction S) (zone à gros grains). Elles sont constituées de deux phases [Figure III-4]:

- la ferrite présente aux joints de grains,
- la bainite. Cette phase se présente sous forme d'un agrégat de plaquettes de ferrite séparées par des 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.

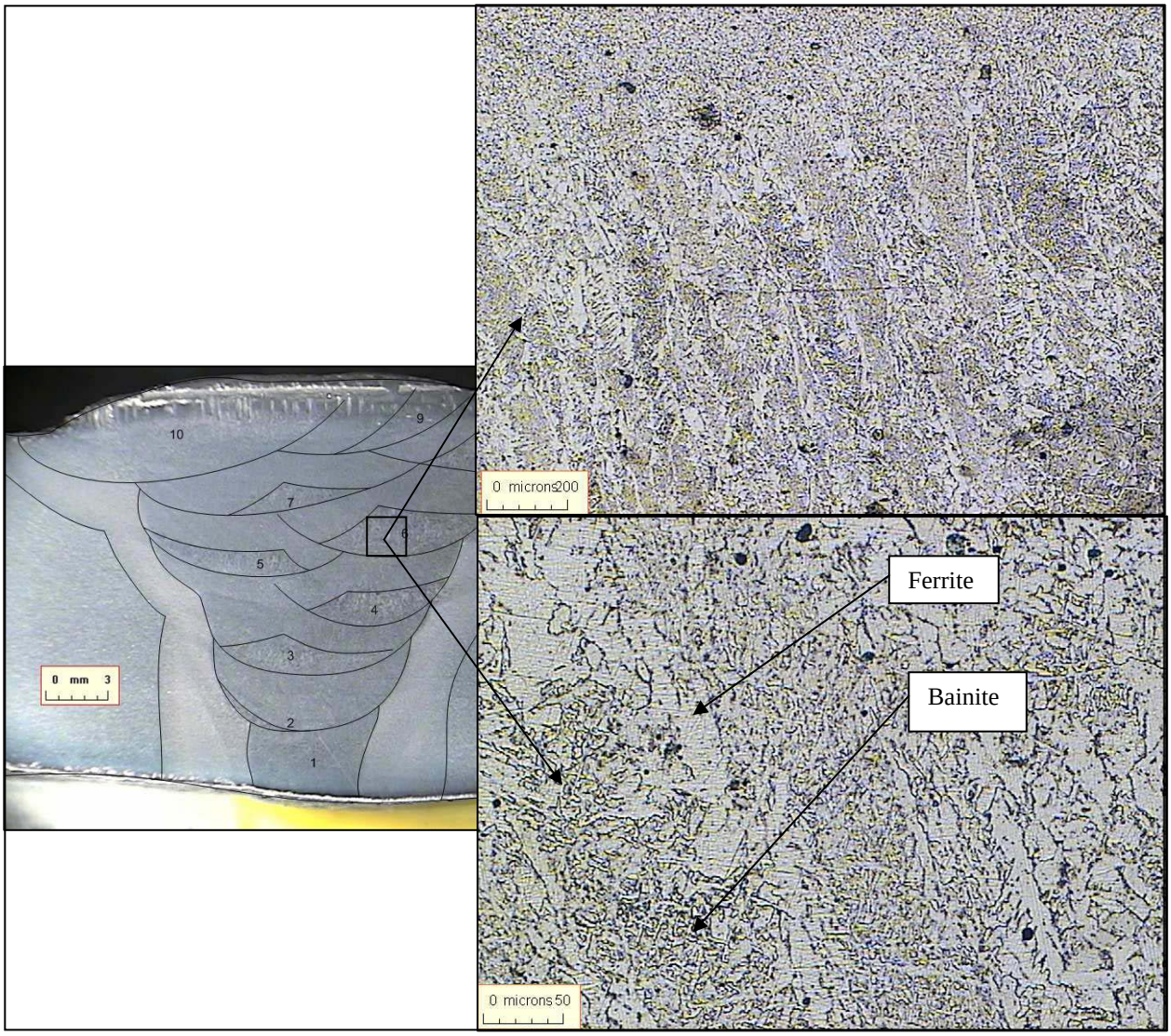


Figure III-4 : Micrographies d'une zone fondue brute de solidification.

Zones fondues recuites (ZFR)

Une partie de la zone fondue d'une passe intermédiaire 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 grain diminue au cours de refroidissement, puis l'austénite se transforme en ferrite et perlite avec une taille de grain d'environ 25 µm (zone à fins grains) [Figure III-5].

Les phases en présence sont donc:

- la ferrite α,
- 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.

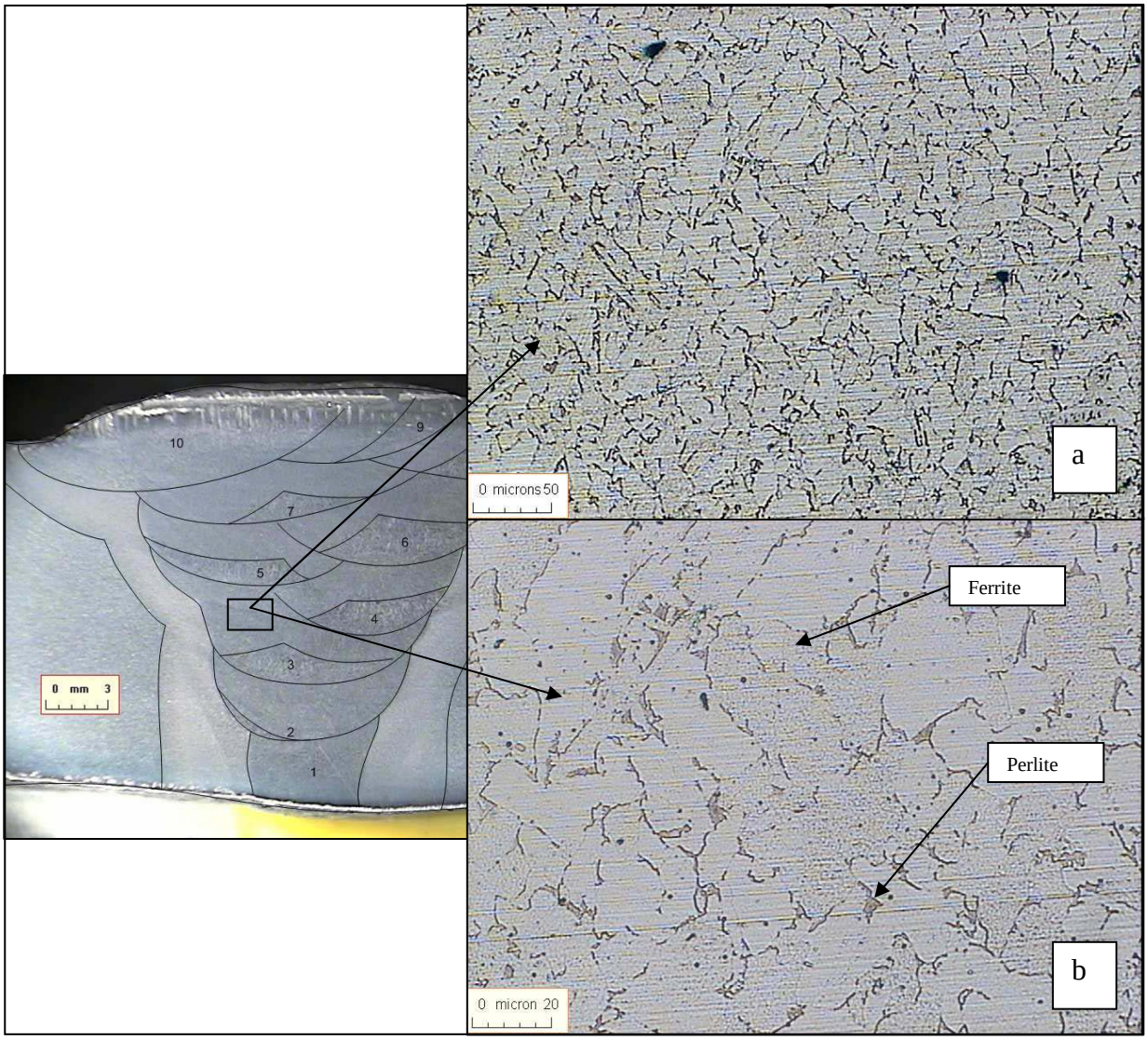


Figure III-5 : Micrographie d'une zone fondue recuite.

III.2.1.3. Microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT)

La succession des passes crée dans la ZAT un phénomène de réchauffement jusqu'à atteindre éventuellement la phase liquide. Au final, certaines parties de la ZAT restent brutes de solidification, alors que d'autres subissent l'influence de la passe suivante [Figure III-6]. Chacune de ces zones se divise ensuite en sous-zones suivant la température atteinte.

La ZAT brute de solidification comporte trois sous-zones [Figure III-7] :

- une zone de globulisation de la perlite qui a atteint une température comprise entre 650 et 750°C. Les lamelles de cémentite dans la perlite tendent à se globuliser progressivement [Figure III-8(a)] ;
- 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 a été complet. Au refroidissement, les grains d'austénite n'ont pas eu le temps de grossir et les carbures ne se sont pas totalement dissous. 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 n'a été que partielle [Figure III-8(b)] ;

- une zone de grossissement de grain qui a atteint une température comprise entre 1100°C et la température de fusion de l'acier. Là, 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. Dans cette zone, la taille de grain varie entre 25 à 50 µm [Figure III-8(c)].

Localement, la ZAT subit l'influence des passes successives [Figure III-6]. La ré-élévation de 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 µm [Figure III-8(d)].

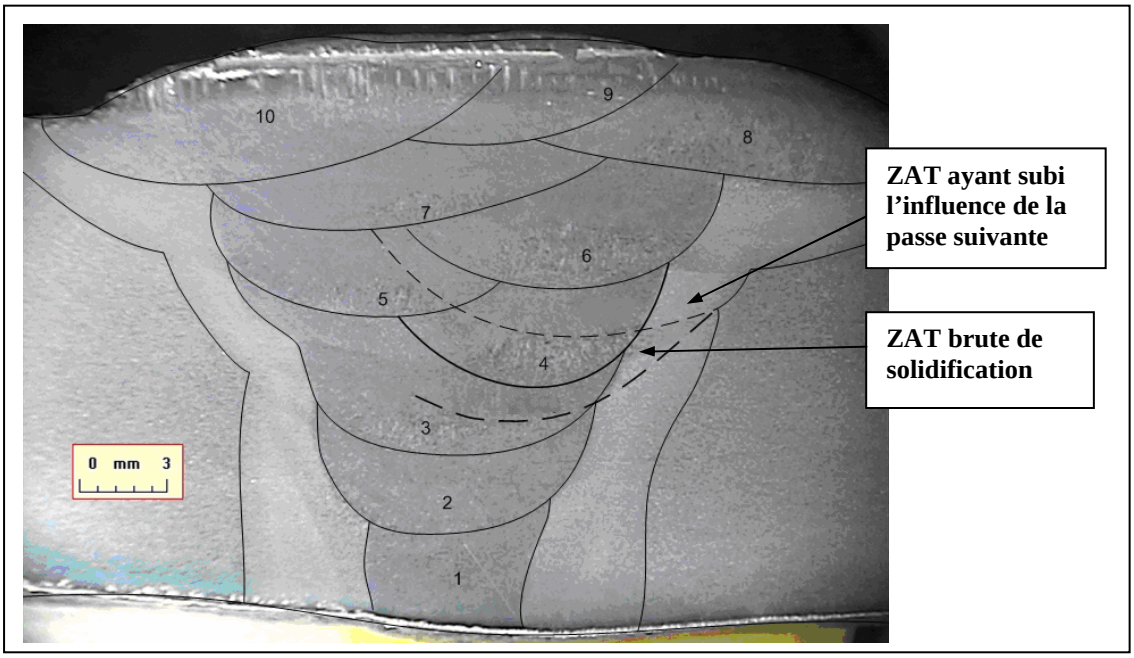


Figure III-6 : ZAT brute de solidification et ZAT ayant subi l'influence de la passe suivante.

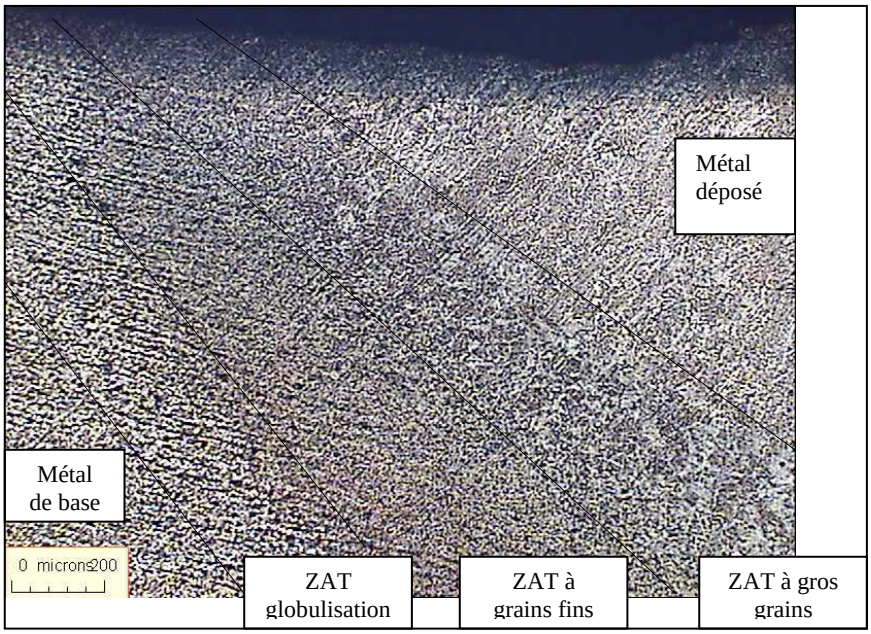


Figure III-7 : Trois sous-zones de la ZAT brute de solidification.

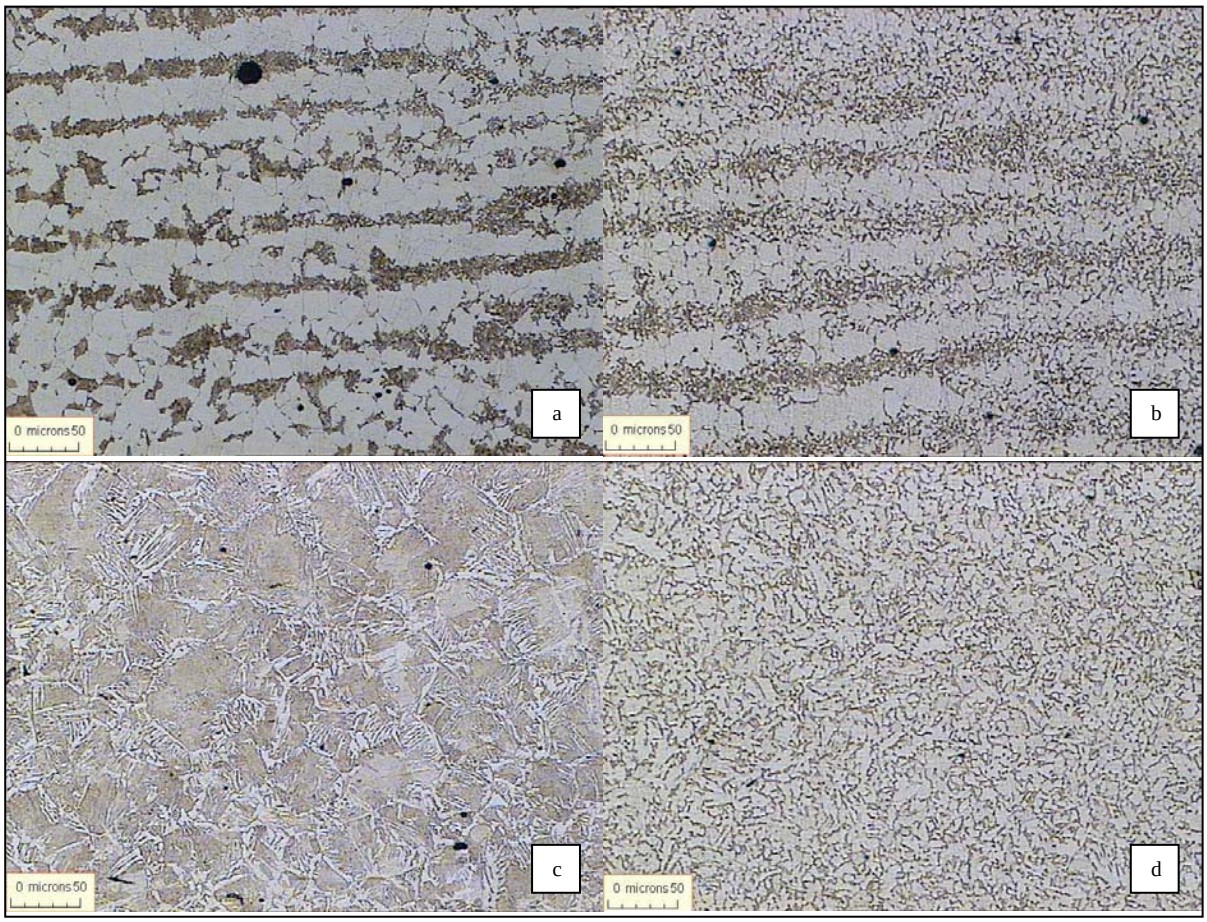


Figure III-8 : Micrographies de la ZAT : (a) zone de globulisation, (b) zone d'affinage de grain, (c) zone à gros grains, (d) zone ayant subi l'influence de la passe suivante.

III.2.1.4. Remarques sur les microstructures du joint soudé étudié

Le joint soudé étudié présente des microstructures très variées. Le métal déposé comporte deux sous-zones et la ZAT comporte quatre sous-zones, de microstructures différentes. Dans l'ensemble du joint soudé, on constate que la taille des grains dans la zone fondue brute de solidification est la plus grande. Outre l'influence de la quantité d'impuretés présentes dans l'acier, le clivage est généralement favorisé par une grande taille de grain. La ZFBS devrait donc être la plus susceptible de cliver. Dans l'objectif d'étudier la rupture et de développer le modèle en contrainte seuil pour le joint soudé en acier TU42 C, notre travail va se concentrer sur le métal déposé où se trouve la ZFBS. Les études dans les parties suivantes porteront donc sur le joint soudé, et plus particulièrement sur le métal déposé.

III.2.2. Propriétés mécaniques du joint soudé

III.2.2.1. Comportement en traction monotone

D'un point de vue mécanique, nous distinguons donc 3 zones dans le joint soudé : le métal de base (MB), le métal déposé (MD), et la ZAT. Chacune possède ses caractéristiques mécaniques propres. Les comportements mécaniques du MB et de la ZAT ont été caractérisés à diverses températures et présentés en détail dans la thèse de Le Corre [LEC 06]. Les propriétés en traction ont été évaluées pour les besoins de simulation des essais de rupture réalisés ultérieurement. Pour les essais sur le MB, deux géométries d'éprouvettes de traction lisses et cylindriques ont été utilisées : éprouvette de diamètre utile 4 mm prélevée dans le sens T (circonférentiel) et éprouvette de diamètre utile 10 mm prélevée dans le sens L (axial). Le Corre a montré l'homogénéité du comportement de traction monotone du MB dans les deux directions L et T. Pour les essais sur la ZAT, à cause de l'étroitesse de la ZAT, des éprouvettes de traction cylindriques de section utile 6 mm x 2 mm ont été utilisées. A cause du nombre limité des éprouvettes, Le Corre n'a réalisé les essais sur la ZAT qu'à quelques températures dans le haut de la transition fragile/ductile, zone qui l'intéressait. Nous rappelons ci-dessous les courbes rationnelles de traction monotone du MB et de la ZAT obtenues par Le Corre à diverses températures [MB, Figure III-9] [ZAT, Figure III-10].

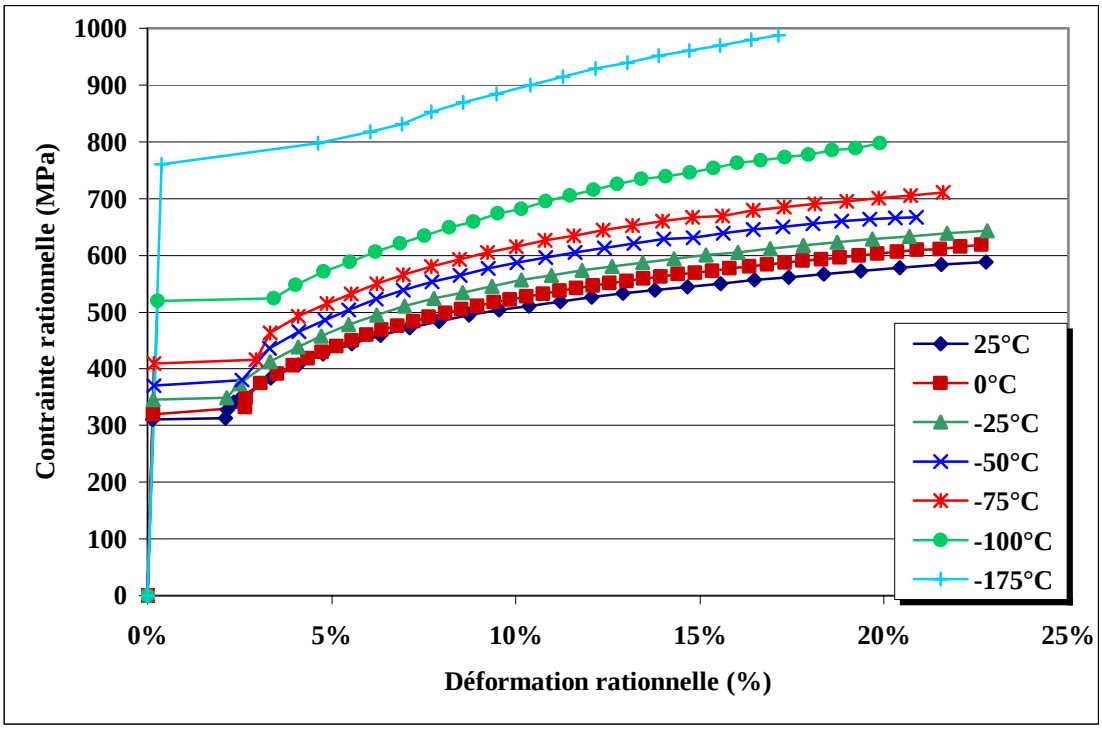


Figure III-9 : Courbes rationnelles de traction monotone du métal de base TU42 C à différentes températures [LEC 06].

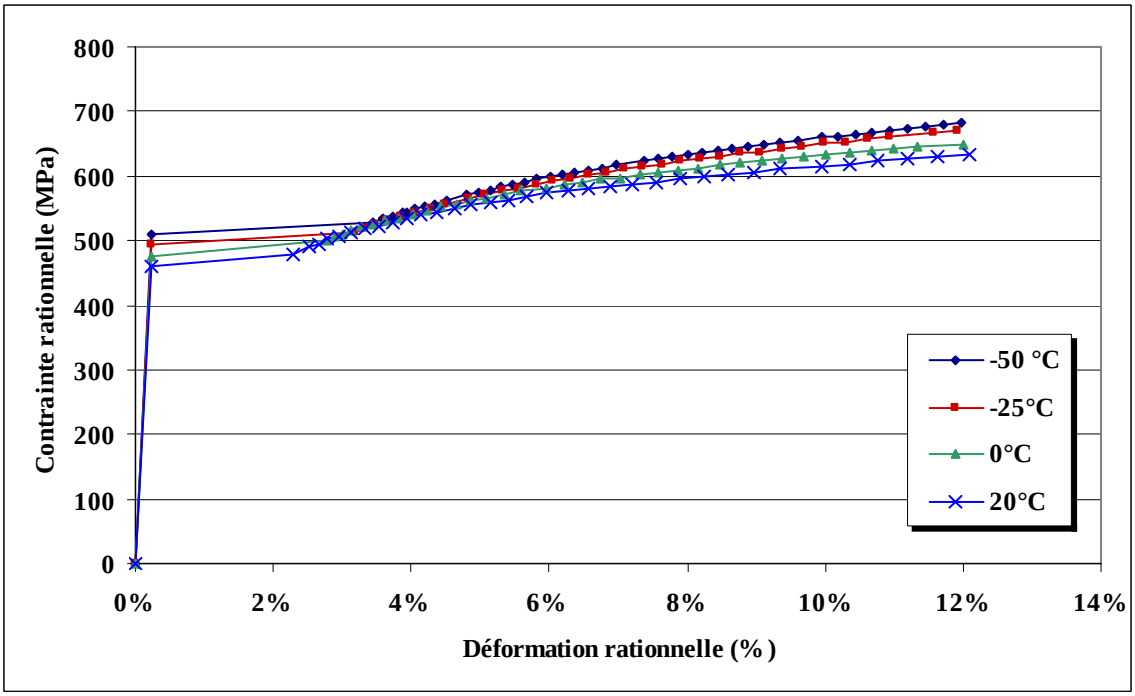


Figure III-10 : Courbes rationnelles de traction monotone de la ZAT à différentes températures [LEC 06].

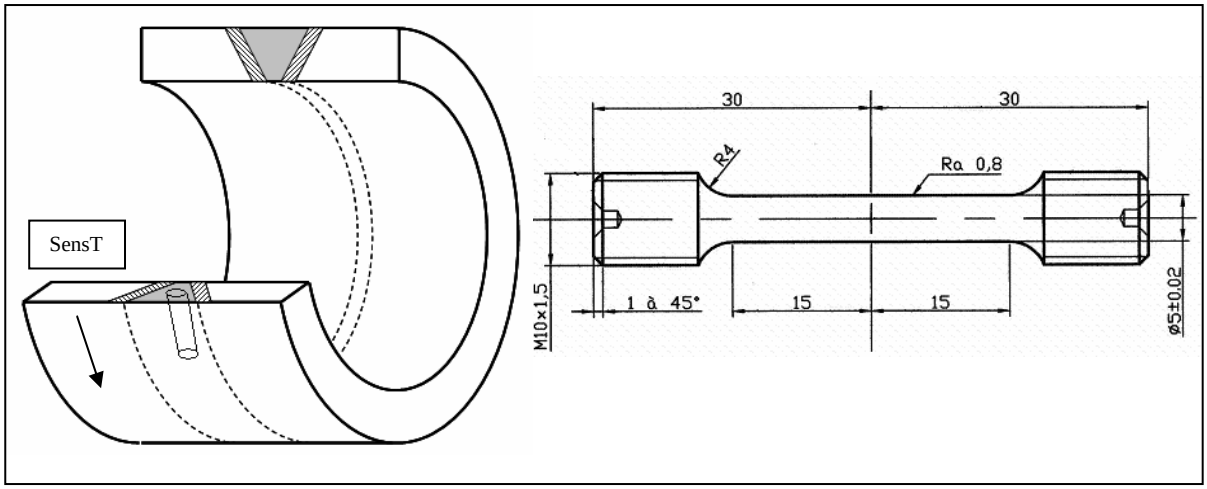


Figure III-11 : Positionnement et dimensions des éprouvettes de traction monotone prélevées dans le métal déposé.

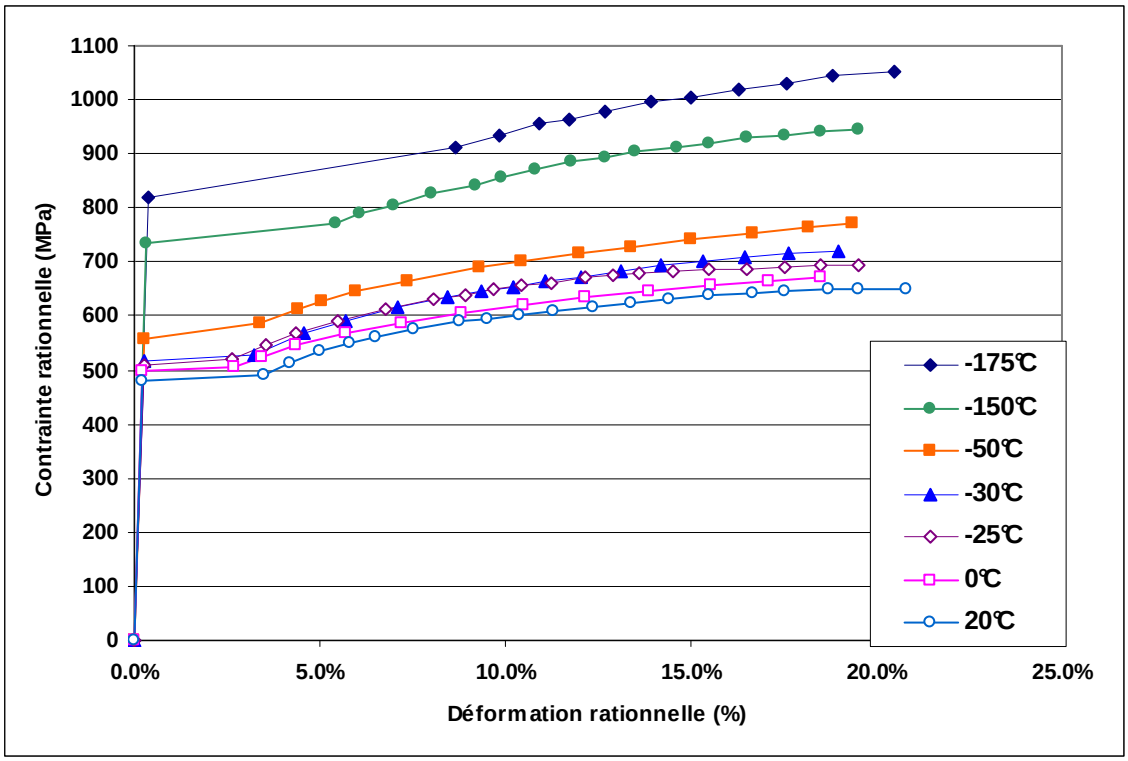


Figure III-12 : Courbes rationnelles de traction monotone du métal déposé.

Notre travail va se concentrer sur le MD où se trouve la ZFBS, zone la plus susceptible de cliver. Pour les essais de traction monotone sur le MD, nous avons utilisé des éprouvettes cylindriques prélevées directement dans le MD. A cause de la taille limitée de la zone du MD, des éprouvettes cylindriques de diamètre utile 5mm ont été prélevées dans le sens T [Figure III-11]. Il est impossible de prélever des éprouvettes dans le sens L. Dans la suite de l'étude, nous utiliserons donc les courbes de traction trouvées dans le sens T aussi bien pour un comportement dans le sens T que pour un comportement dans le sens L. Etant donné le nombre restreint d'éprouvettes, nous avons réalisé 2 essais par température, sur une machine servo-hydraulique de capacité 250kN, à différentes températures, de -175°C à

l'ambiante. La vitesse de déplacement de la traverse était fixée à 1.8 mm/min, ce qui correspond à une vitesse de déformation de $1.10^{-3}s^{-1}$ dans la partie utile de l'éprouvette. Ces essais de traction sont décrits plus en détail en Annexe A (géométries des éprouvettes, conditions d'essais, liste des éprouvettes, etc.). La [Figure III-12] présente les courbes rationnelles de traction monotone du métal déposé pour les différentes températures testées.

L'observation des courbes de traction monotone amène plusieurs remarques [Figures III-9, 10 et 12] :

- A cause des difficultés de prélèvement des éprouvettes de traction monotone dans le sens L, dans la ZAT et dans le métal déposé, les essais ont été réalisés uniquement dans le sens T pour ces zones.
- Le palier relatif au phénomène des bandes de Lüders est très long, autour de 3% de déformation, pour les 3 zones, et sa longueur augmente lorsque la température diminue.
- La limite d'élasticité dépend fortement de la température : de 315 MPa à 760 MPa pour le métal de base et de 480 MPa à 850 MPa pour le métal déposé dans la gamme de températures de l'ambiante à -175°C. Celle de la ZAT en dépend moins. De plus, la limite d'élasticité de la ZAT est plus faible que celle du métal déposé.
- Les courbes de traction obtenues pour la ZAT et pour le métal déposé, matériaux hétérogènes, sont des courbes moyennes du comportement des différentes microstructures de la zone de prélèvement.

- Il existe un fort Mismatch (défini par le rapport des limites d'élasticité σ_y) entre le métal déposé et le métal de base, qui augmente avec la température [Tableau III-3].

Température	20°C	0°C	-25°C	-50°C	-175°C
Mismatch = $\frac{\sigma_{Y_MD}}{\sigma_{Y_MB}}$	1.52	1.51	1.46	1.45	1.10

Tableau III-3:Valeurs du mismatch entre le métal déposé et le métal de base, pour diverses températures.

III.2.2.2. Cartographie des microduretés

L'analyse de la cartographie des microduretés du joint soudé s'appuie sur les travaux de Gaubert [GAU 06]. L'objectif était de caractériser les microduretés des différentes zones observées sur micrographies, les zones les plus dures étant susceptibles d'être les plus fragiles.

Des mesures de microdureté Vickers ont été effectuées. L'essai de microdureté Vickers utilise une pyramide de diamant à base carrée comme pénétrateur, la dureté est calculée suivant la formule :

$$H_v = 1854{,}4 \times \frac{P}{d^2} \tag{3.1}$$

où P : charge ou force appliquée,
d : dimension moyenne des diagonales de l'empreinte du pénétrateur ($= \frac{d_1 + d_2}{2}$).

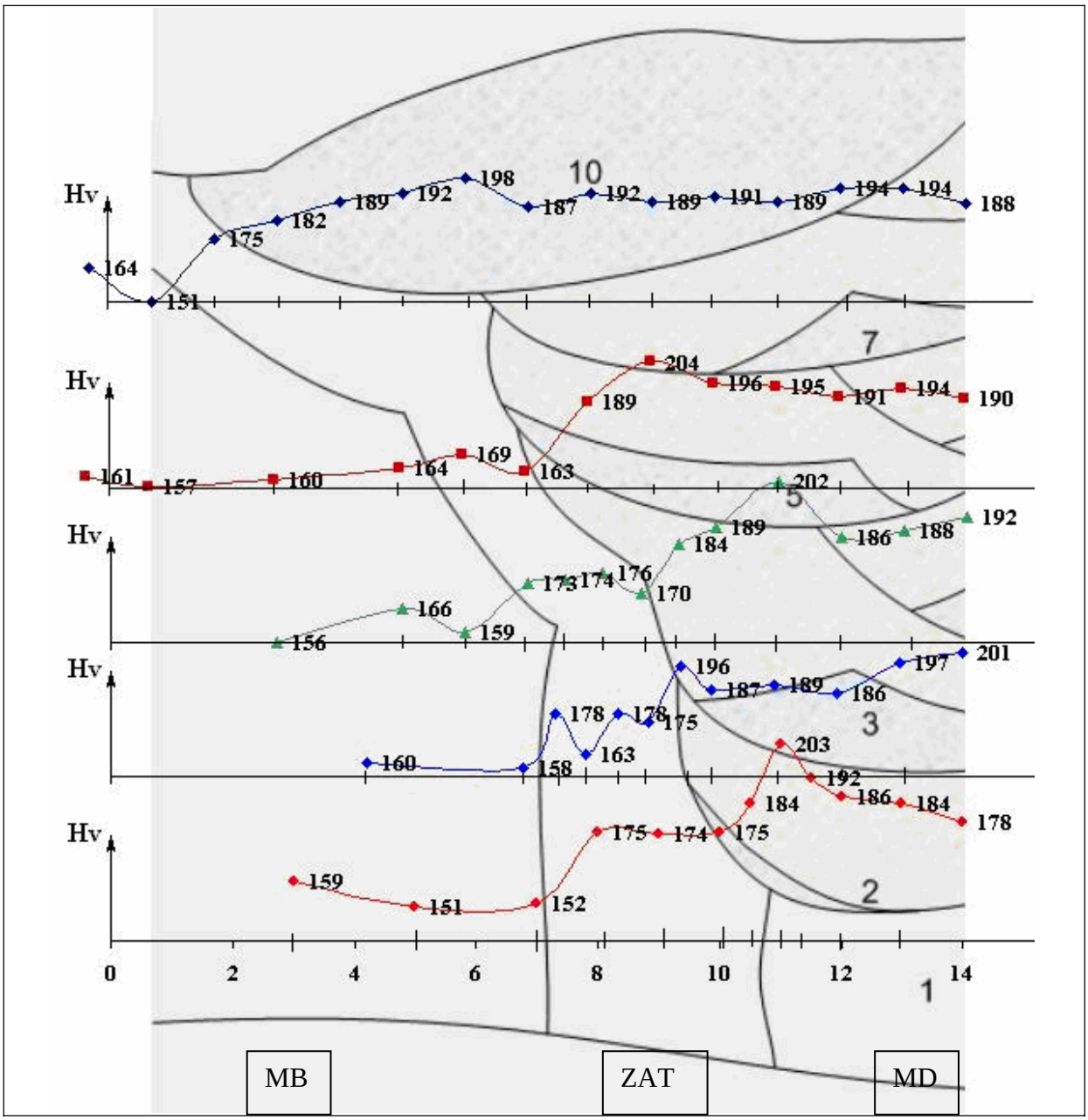


Figure III-13 : Cartographie des microduretés Vickers. Les lignes de mesure de microduretés sont représentées par la ligne des abscisses de chaque courbe. L'échelle des microduretés est commune, mais les zéros en ordonnées sont différents [LEC 06].

Cet essai nécessite une surface d'échantillon la plus lisse possible. L'échantillon a donc été soigneusement poli jusqu'à une granulométrie de pâte diamantée de 3 µm. Une légère attaque au Nital a ensuite été réalisée pour révéler la microstructure. La charge utilisée était de 200g. Cette valeur a été retenue car elle permet d'obtenir des empreintes de diagonales de l'ordre de 40 à 50 microns sur l'échantillon. En supposant le joint soudé symétrique, la cartographie a été réalisée sur une moitié de la section du joint. Chaque microdureté indiquée est la moyenne d'un minimum de deux mesures. Dans les cas où la dispersion entre les deux mesures était importante, des mesures complémentaires étaient effectuées pour affiner le résultat.

La cartographie réalisée montre une augmentation de la dureté de la ZAT vers le métal déposé [Figure III-13] : les microduretés mesurées dans le MB sont comprises entre 151 et 178 Hv, celles dans la ZAT sont comprises entre 175 et 198 Hv et celles dans le métal déposé sont comprises entre 178 et 204 Hv. La grande dispersion des valeurs est due au fait que les matériaux sont hétérogènes et que la taille des empreintes est de l'ordre de la taille de grain. L'augmentation de la microdureté à la traversée de la ZAT n'est pas régulière. Néanmoins, les microduretés les plus importantes ont été observées dans le métal déposé, et plus particulièrement dans les zones fondues brutes de solidification [Figure III-14].

En conclusion, cette analyse des mesures de microduretés Vickers montre que les microduretés les plus élevées se situent dans le métal déposé. Si l'on considère que la rupture fragile est favorisée par une dureté élevée et par une grande taille de grain, les zones qui devraient être les plus favorables au clivage devraient être les zones fondues brutes de solidification (ZFBS) du métal déposé. Cette remarque nous mène une fois encore à diriger notre étude vers le métal déposé où se situent les ZFBS.

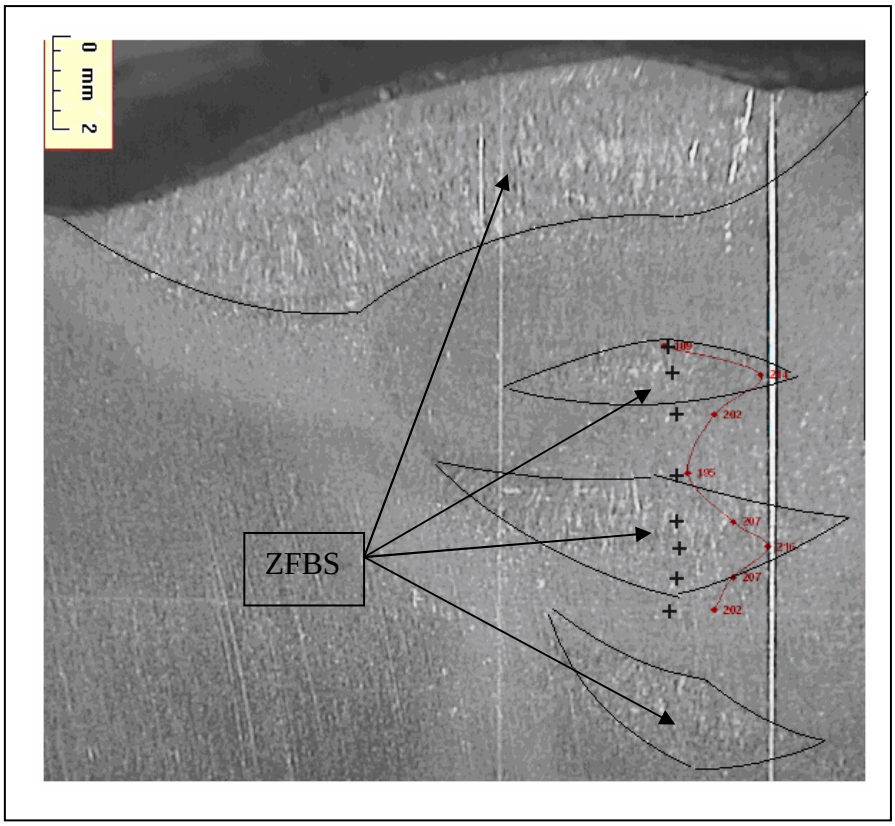


Figure III-14 : Mesure des microduretés Vickers dans différentes zones du métal déposé [GAU 06].

III.2.2.3. Cartographie des contraintes résiduelles

Une cartographie des contraintes résiduelles a été obtenue dans le cadre du travail de Y. Kayser et C. Gourdin [KAY 07]. Les contraintes résiduelles dans le joint soudé ont été mesurées par la méthode de diffraction des neutrons au sein du réacteur Orphée au Laboratoire Léon Brillouin au CEA Saclay. Les mesures ont été effectuées à 4 profondeurs (2mm, 6mm, 10mm et 14mm), et en traversée jusqu'à 17 mm du centre de la soudure d'un

coté et 2 mm de l'autre coté. Les [Figure III-15], [Figure III-16] et [Figure III-17] montrent les configurations de mesures adoptées pour obtenir les contraintes résiduelles circonférentielles, radiales et axiales respectivement.

Les mesures ont fourni dans un premier temps des contraintes résiduelles radiales de l'ordre 500 MPa, alors qu'elles doivent logiquement être très faibles. Ceci a été attribué à une erreur sur la distance interréticulaire de référence utilisée pour le calcul des contraintes résiduelles. Une correction a donc été effectuée avec une distance interréticulaire de référence en chaque point du joint soudé, évaluée avec l'hypothèse d'un champ de contraintes radiales nulles (ce qui est probablement peu éloigné de la réalité).

La correction de distance interréticulaire de référence permet d'obtenir des résultats physiquement plus significatifs. Les [Figure III-18] et [Figure III-19] présentent les cartographies des isovaleurs de contraintes résiduelles axiales σ_{zz} et circonférentielles $\sigma_{\theta\theta}$ après la correction de distance interréticulaire. Les contraintes aux points intermédiaires entre les points de mesure sont calculées par interpolation linéaire. Les contraintes entre les points mesurés extérieurs et les bords ne sont pas présentées ; à cause des effets de bord, ces valeurs ne peuvent pas être calculées.

Les contraintes circonférentielles atteignent 350 MPa en traction dans le MD, et 200 MPa en compression dans la ZAT. Les contraintes axiales sont de compression. Elles sont quasi-nulles dans le plan moyen du cordon de soudure, et atteignent 200 MPa au pied du cordon dans la ZAT.

Dans le cadre de notre étude, nous faisons des essais sur des éprouvettes prélevées dans le joint soudé ; les contraintes résiduelles dans les éprouvettes se relaxent probablement lors de l'usinage. Par conséquent, par la suite, nous ne prendrons pas en compte les contraintes résiduelles dans nos calculs et interprétations. Mais il serait indispensable de les prendre en compte si l'on étudiait un tube comportant un joint soudé complet.

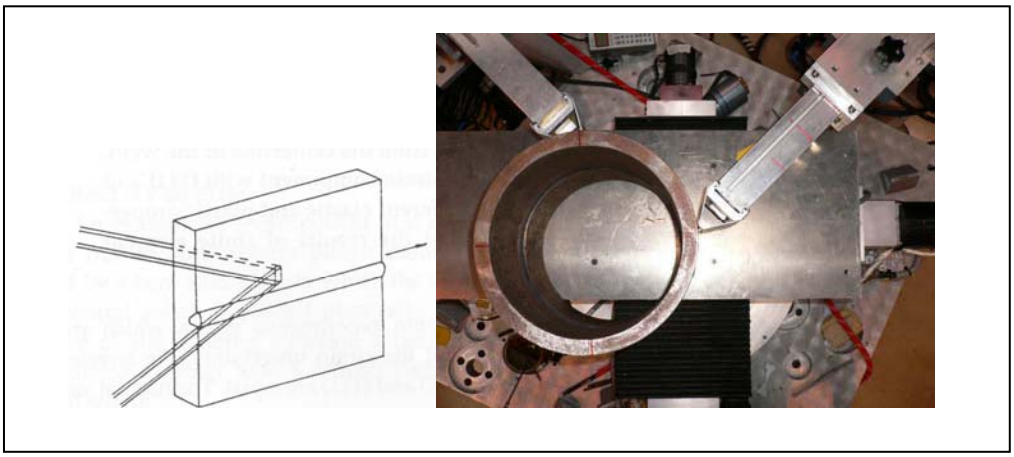


Figure III-15 : Configuration de mesure des contraintes résiduelles circonférentielles $\sigma_{\theta\theta}$ [KAY 07].

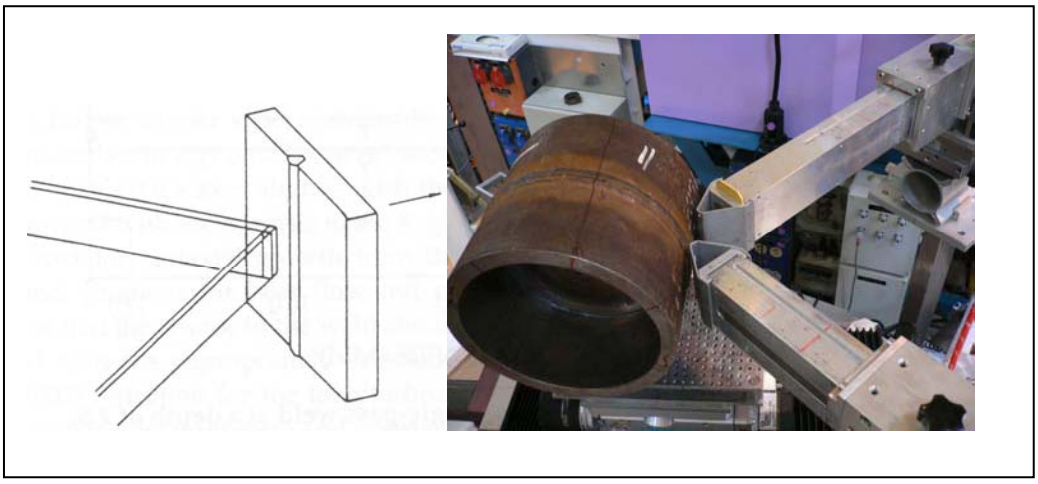


Figure III-16 : Configuration de mesure des contraintes résiduelles radiales σ_{rr} [KAY 07].

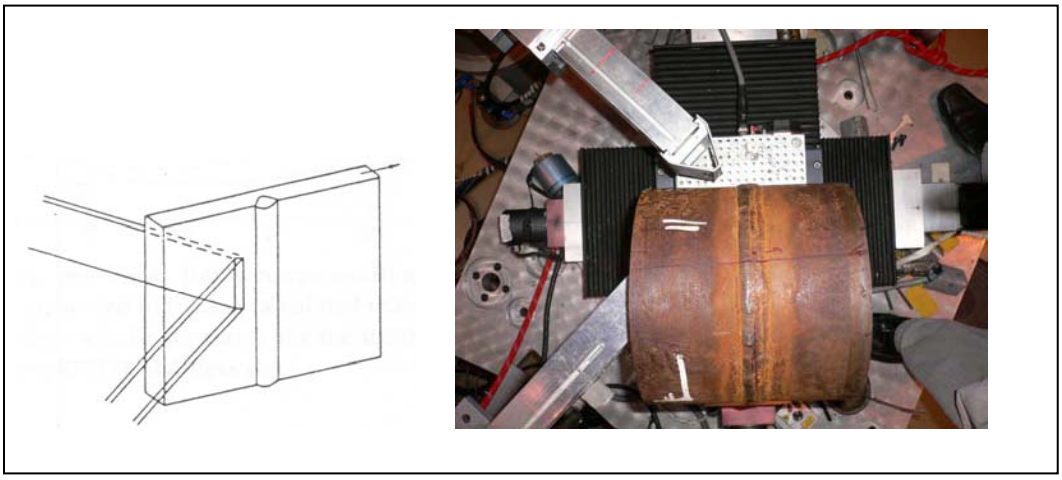


Figure III-17 : Configuration de mesure des contraintes résiduelles axiales σ_{zz} [KAY 07].

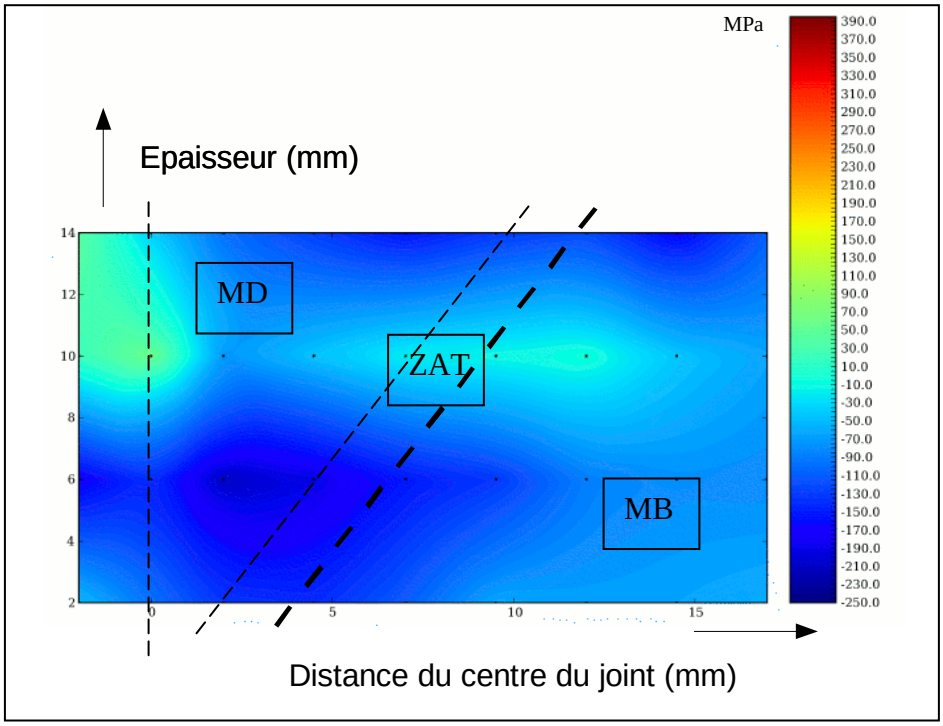


Figure III-18 : Cartographie des isovaleurs de contraintes résiduelles axiales σ_{zz} par interpolation linéaire, après correction de distance interréticulaire [KAY 07] (repérage approximatif des 3 zones MD, ZAT et MB).

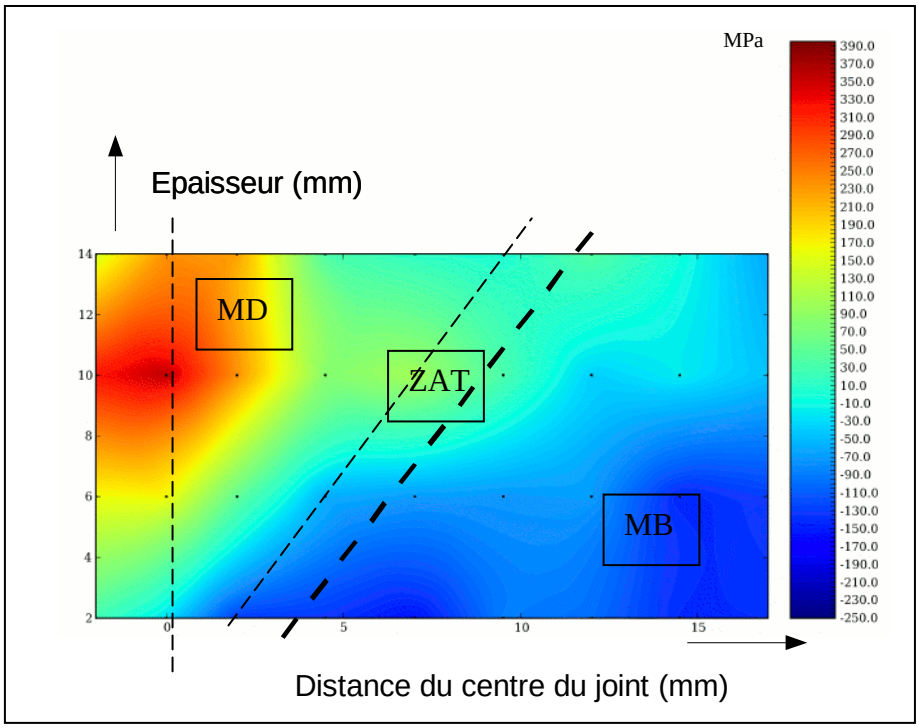


Figure III-19 : Cartographie des isovaleurs de contraintes résiduelles circonférentielles $\sigma_{\theta\theta}$ par interpolation linéaire, après correction de distance interréticulaire [KAY 07] (repérage approximatif des 3 zones MD, ZAT et MB).

III.3. Essais de traction monotone sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) prélevées dans le joint soudé

L'étude des microstructures et des propriétés mécaniques du joint soudé de l'acier TU42C nous montre que le métal déposé est la zone la plus susceptible de cliver. Nous décidons donc de développer le modèle en contrainte seuil pour cette zone. Dans cette partie, nous présentons la première série d'essais de mécanique de la rupture nécessaire à notre démarche expérimentale de développement du modèle. Ce sont des essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) prélevées dans le joint soudé. Ces essais réalisés à basse température serviront à la détermination de la contrainte seuil (cf. Chapitre II). Les faciès de rupture des éprouvettes rompues sont ensuite observés sous microscopie électronique à balayage (MEB) pour identifier le mécanisme de rupture par clivage dans le métal déposé.

III.3.1. Conditions d'essai

Les éprouvettes AE sont prélevées dans le sens L, l'entaille de l'éprouvette se situe dans le plan de symétrie du métal déposé [Figure III-20]. La contrainte seuil, paramètre du modèle, doit être déterminée à basse température, là où la phase d'instabilité des microfissures est la phase critique. Compte tenu des dispositifs d'essais disponibles au LISN, les températures d'essai de -175°C et de -150°C sont choisies. Les résultats obtenus à ces 2 températures permettront une analyse du mécanisme de rupture à ces 2 températures.

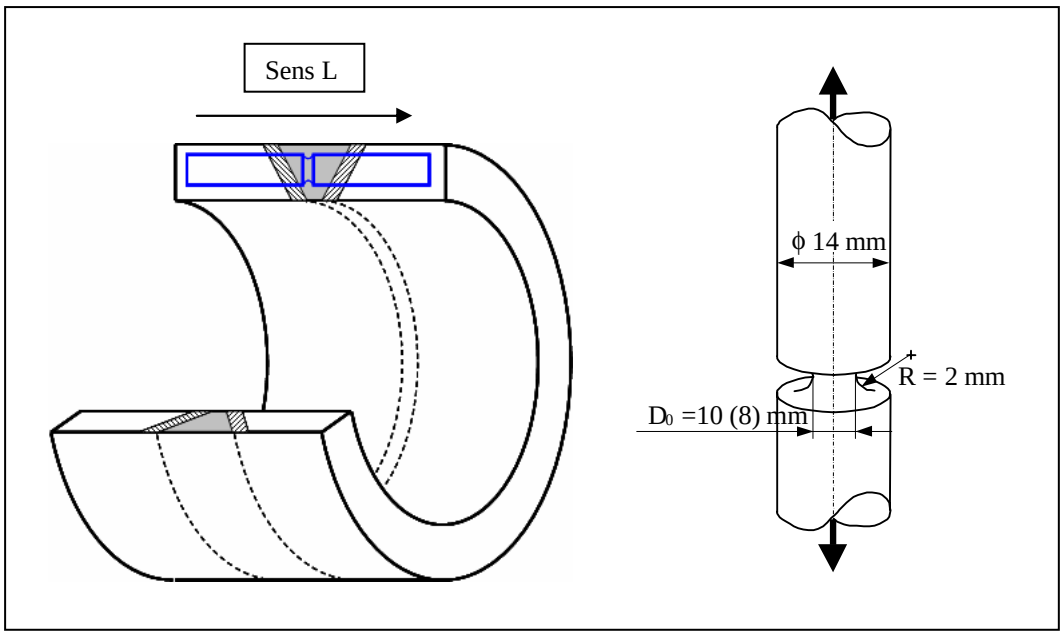


Figure III-20 : Prélèvement et géométries des éprouvettes AE, nommées AE2_10 (D_0=10 mm) et AE2_8 (D_0=8 mm) respectivement.

En raison de la faible épaisseur du tube (16 mm) et pour faciliter le prélèvement des éprouvettes, nous avons choisi une éprouvette AE de diamètre de corps 14 mm, de rayon d'entaille R = 2 mm et de diamètre à fond d'entaille D_0=10 mm [Figure III-20]. Au cours des premiers essais, des éprouvettes ont cassé dans un des filetages nécessaires à l'ancrage au vérin de la machine servo-hydraulique et non dans l'entaille. Ce phénomène s'explique par le problème de concentration de contraintes en fond de filet et également par le fait que le

matériau dans l'entaille (métal déposé) est plus résistant que le matériau au niveau du filetage (métal de base) (§III.2.2.1). Pour éviter ce phénomène, la section de l'entaille des autres éprouvettes a été diminuée de 10mm à 8mm (R est toujours égal à 2 mm). Nous avons donc utilisé 2 types d'éprouvettes AE, respectivement désignées AE2_10 (D_0=10 mm) [Figure III-21(a)] et AE2_8 (D_0=8 mm) [Figure III-24(b)]. Une quinzaine d'essais ont été réalisés, à vitesse de déplacement du vérin imposée de 0.5 mm/min. La charge et la contraction diamétrale de la section minimale à l'entaille étaient enregistrées au cours du chargement jusqu'à la rupture. Ces essais sont plus largement détaillés en annexe B.

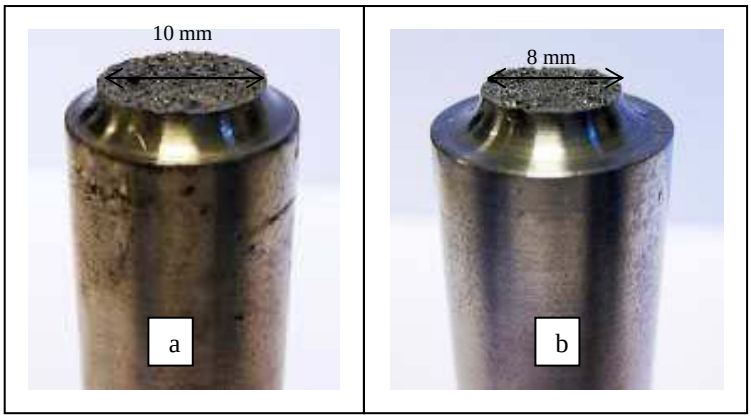


Figure III-21 : (a) demi-éprouvette AE2_10 rompue à -175°C (D_0=10 mm); (b) demi-éprouvette AE2_8 rompue à -175°C (D_0=8 mm).

III.3.2. Courbes Force-Contraction diamétrale

Toutes les éprouvettes ont rompu par rupture fragile (clivage) comme le révèlent les observations au MEB présentées dans ce mémoire. Les éprouvettes rompues dans l'entaille ont été étudiées. Les courbes *Force-Contraction diamétrale* [Figure III-22] relatives aux éprouvettes AE2_10 présentent une irrégularité de l'effort après le coude de plastification. Cette irrégularité peut être due au comportement du matériau au dépassement de la limite d'élasticité, caractérisé par un palier de Lüders important (§III.2.2.1). En raison de leurs géométries différentes, à une même température, la force à rupture pour les éprouvettes AE2_10 est logiquement plus grande que celle pour les éprouvettes AE2_8 (environ 1,5 fois plus grande). Par ailleurs, elle augmente lorsque la température diminue.

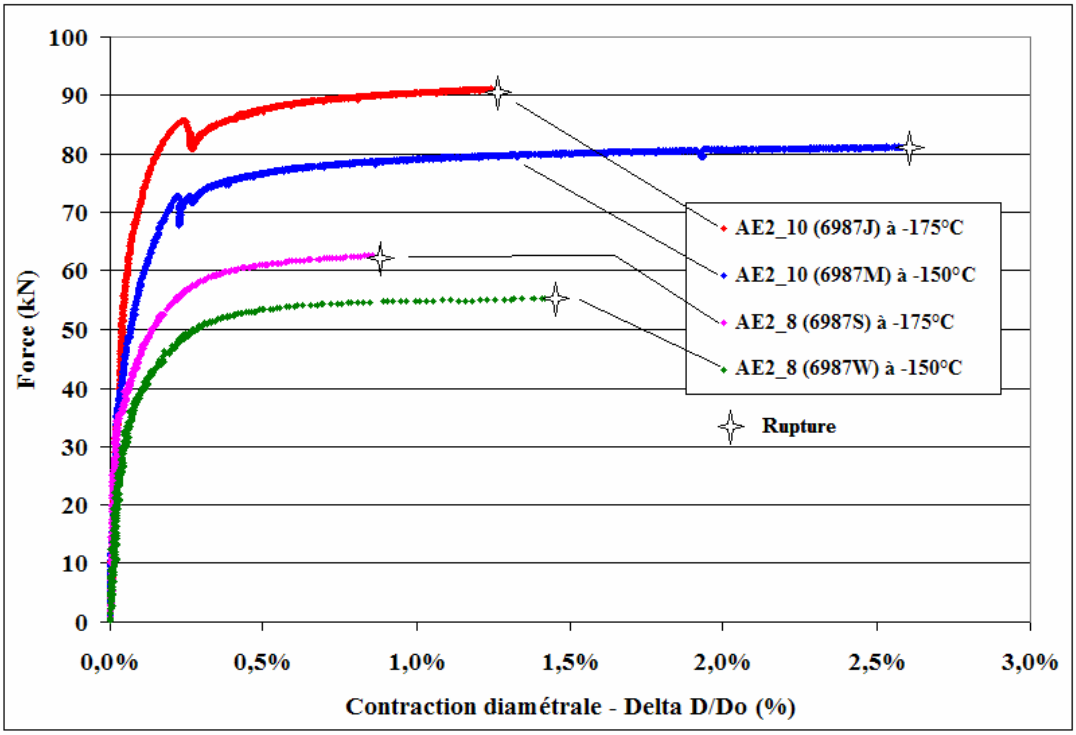


Figure III-22 : Courbes « Force-Contraction diamétrale » enregistrées lors des essais sur des éprouvettes AE2 à -150°C et -175°C.

Les contraintes et déformations moyennes dans la section de l'entaille en cours d'essai sont calculées par :

$$\sigma_{moy} = \frac{4.F}{\pi.D_0^2.(1-\frac{\Delta D}{D_0})^2} \tag{3.2}$$

$$\varepsilon_{moy} = -2.Ln(1-\frac{\Delta D}{D_0}) \tag{3.3}$$

où F : force imposée,

$\Delta D/D_0$: réduction diamétrale relative avec $\Delta D = D_0 - D > 0$.

La [Figure III-23] présente les contraintes moyennes à rupture et les déformations moyennes à rupture des AE2 prélevées dans le joint soudé. Pour une même température, la déformation moyenne à rupture des AE2_10 est plus élevée que celle des AE2_8. La déformation moyenne à rupture des AE2 à -175°C est très faible, de 1% à 3%, tandis qu'elle était comprise entre 12% et 25% pour les AE2 prélevées dans le métal de base [LEC 06]. Ce résultat confirme que le métal déposé a un comportement plus fragile que le métal de base.

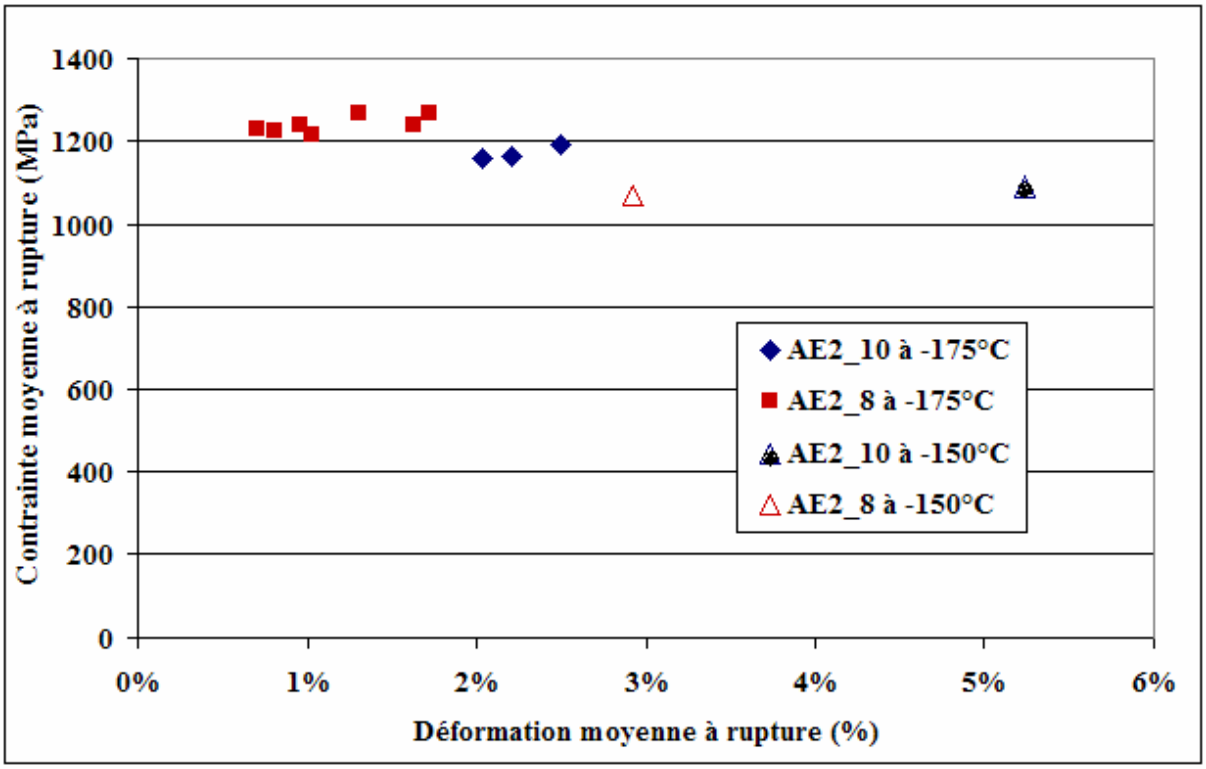


Figure III-23 : Contraintes moyennes à rupture et déformations moyennes à rupture des éprouvettes AE2 rompues à -150°C et -175°C.

III.3.3. Observation des faciès de rupture

III.3.3.1. Repérage des différentes zones métallurgiques

Les éprouvettes AE2 prélevées dans le joint soudé l'ont été de façon à ce que l'entaille se situe dans le plan de symétrie du métal déposé. La section de l'entaille coupe donc plusieurs passes de soudage, dont plusieurs ZFBS et ZFR. Les faciès de rupture des éprouvettes AE2 rompues montrent que la section de l'entaille garde sa forme circulaire à la rupture. Sur ces faciès, nous constatons des bandes brillantes à côté de zones mates [Figure III-24].

Une éprouvette AE2 a été coupée selon un plan de symétrie axial perpendiculaire aux bandes brillantes (facette A) [Figure III-25(a)] et une autre a été coupée parallèlement au faciès de rupture (facette B) [Figure III-25(b)], pour pouvoir relever précisément la forme des passes de soudage sur les faciès de rupture, sans les endommager. Les deux facettes A et B ont ensuite été polies et attaquées au Nital pour relever la microstructure. L'observation montre que les bandes brillantes correspondent à des zones fondues brutes de solidification (ZFBS, zones à gros grains) et que les zones mates correspondent à des zones fondues recuites (ZFR, zones à fins grains) [Figure III-25(c)], [Figure III-25(d)].

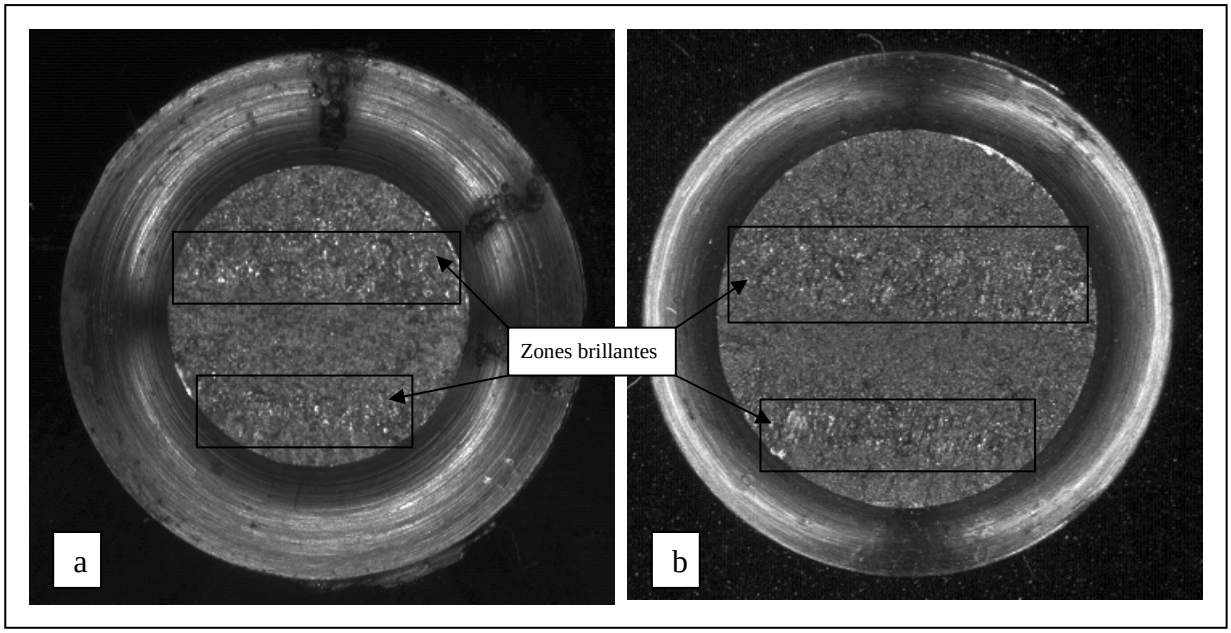


Figure III-24 : Faciès d'éprouvettes AE2 rompues à -175°C : (a) éprouvette AE2_8 (6987Q; (b) éprouvette AE2_10 (6987H). Observation des zones respectivement brillantes et mates.

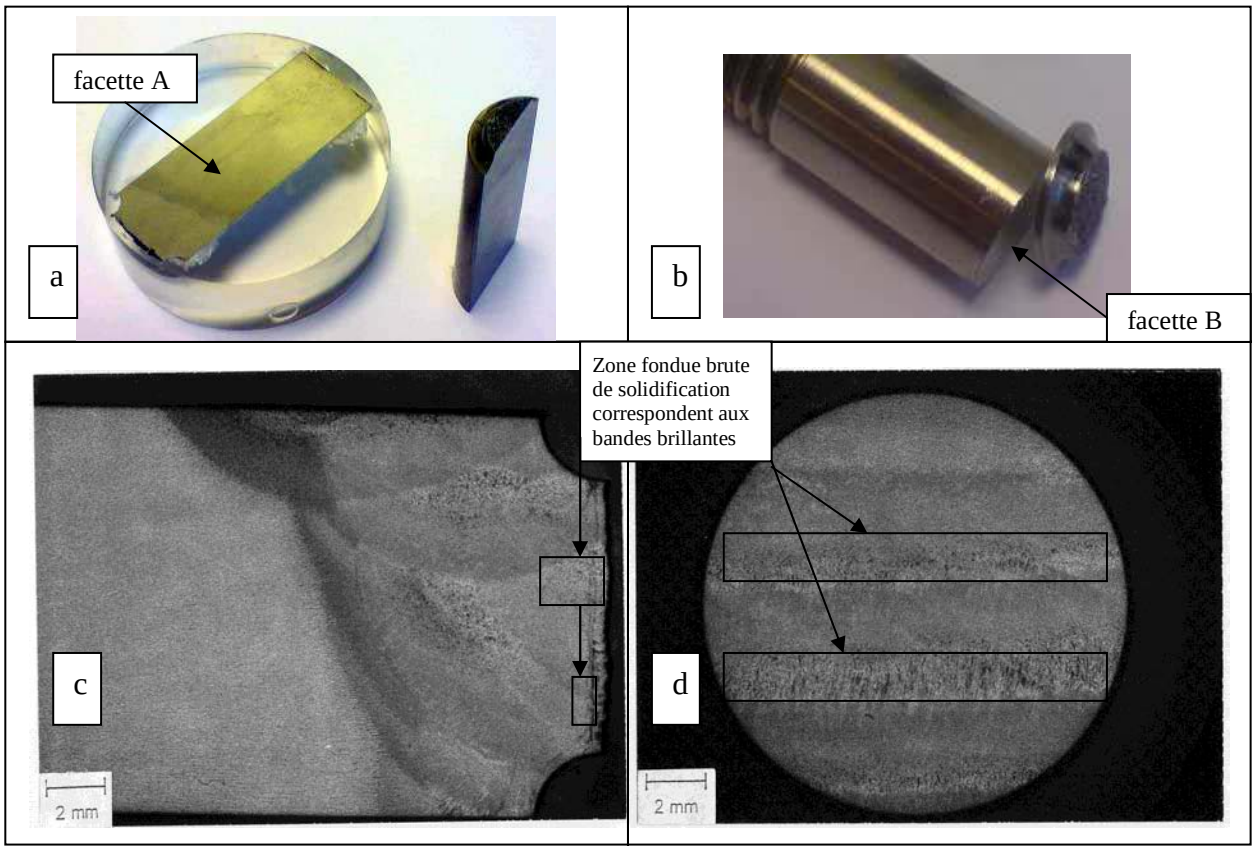


Figure III-25 : Identification des ZFBS et ZFR dans l'éprouvette AE2_10 (6987H) (a) Coupe selon un plan de symétrie axial, (b) coupe parallèle au faciès de rupture, (c) ZAT et passes de soudage observées sur la facette A, (d) bandes brillantes (ZFBS) et mates (ZFR) observées sur la facette B.

Sur la facette A [Figure-25(a)] (perpendiculaire au faciès), nous observons des microfissures au voisinage du faciès de rupture [Figure III-26(a)]. Ces microfissures correspondent sans doute aux microfissures observées sur le faciès de rupture au MEB [Figure III-26(b)]. Ces microfissures sont probablement des clivages, chacune étant délimitée par les joints de grains [Figure III-26(c)]. Ces microfissures apparaissent plus souvent dans les ZFBS, ou zones à gros grains. Dans les ZFR, où la microstructure est plus fine, il y a moins de microfissures. Mais nous ne pouvons pas encore savoir si les microfissures sont apparues au cours du chargement ou au moment de la rupture.

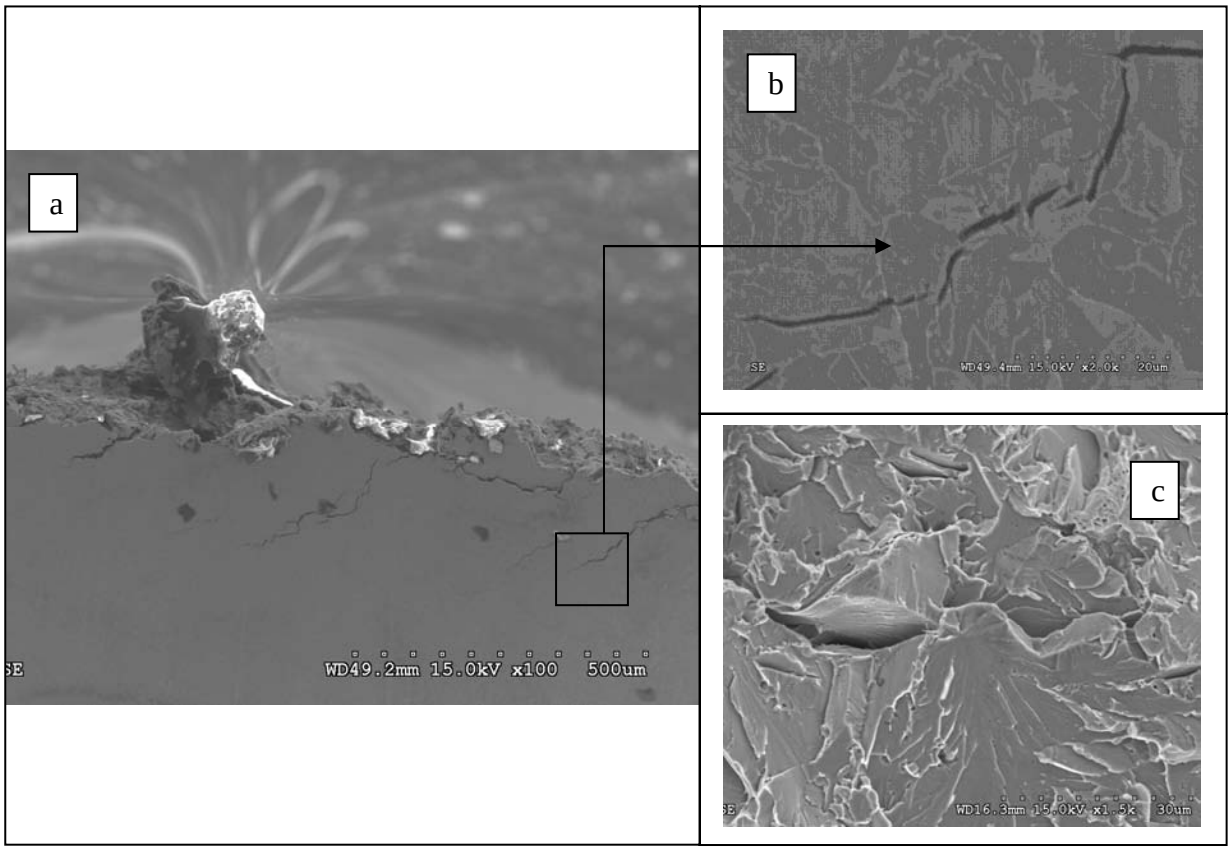


Figure III-26 : Observation de la facette A : (a) Microfissures au voisinage du faciès de rupture; (b) détail de microfissures; (c) microfissures observées au MEB sur le faciès de rupture.

III.3.3.2. Localisation des sites d'amorçage du clivage

Toutes les éprouvettes AE testée à -175°C et à -150°C ont rompu par clivage. Des faciès de rupture ont été ensuite observés au MEB avec deux objectifs :

- localiser les sites d'amorçage du clivage et en relever la position,
- identifier les mécanismes d'amorçage du clivage.

Ces observations portent sur 6 éprouvettes AE2 [Tableau II-4], 3 éprouvettes AE2_10 et 3 éprouvettes AE2_8. Elles ont été réalisées au Laboratoire de Mécanique de Lille, à l'Ecole Centrale de Lille, sur un microscope HITACHI S3600 en électrons secondaires, sous une tension d'accélération de 15 kV.

Essai	Repère	Température d'essai (°C)	Déformation moyenne à rupture	Contrainte moyenne à rupture (MPa)	Particule au site principal d'amorçage (µm)
07-068	AE2_10 (6987H)	-175	2,21%	1239	6
07-069	AE2_10 (6987I)	-175	2,03%	1232	15
07-077	AE2_8 (6987Q)	-175	1.03%	1212	6
07-079	AE2_8 (6987S)	-175	1.72%	1256	8
07-073	AE2_10 (6987M)	-150	5,24%	1118	3
07-116	AE2_8 (6987W)	-150	2,92%	1134	4

Tableau III-4 : Eprouvettes AE2 observées au MEB et données à rupture.

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 détectée à la loupe binoculaire par observation de convergence des macro-rivières. Ces macro-rivières sont généralement visibles facilement parce qu'elles forment des « rainures » rayonnant autour de la zone d'amorçage du clivage [Figure III-27]. 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.

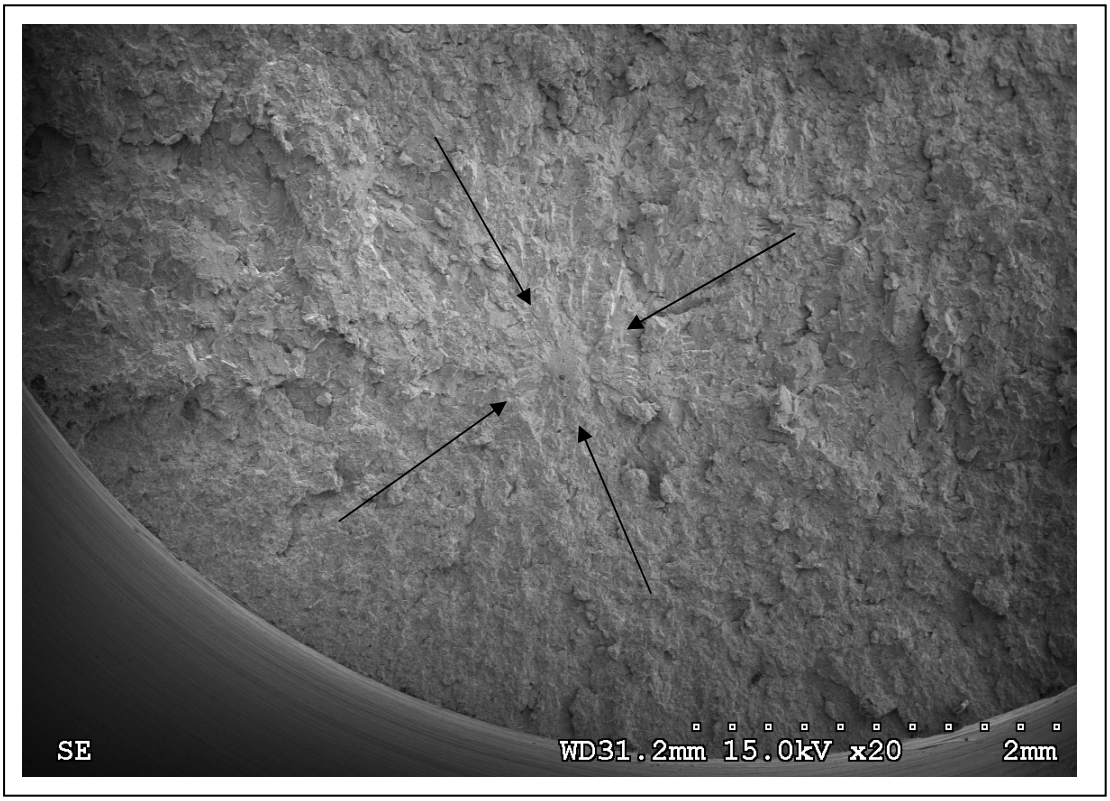


Figure III-27 : Vue globale du site principal d'amorçage du clivage sur le faciès de l'éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C (observation MEB).

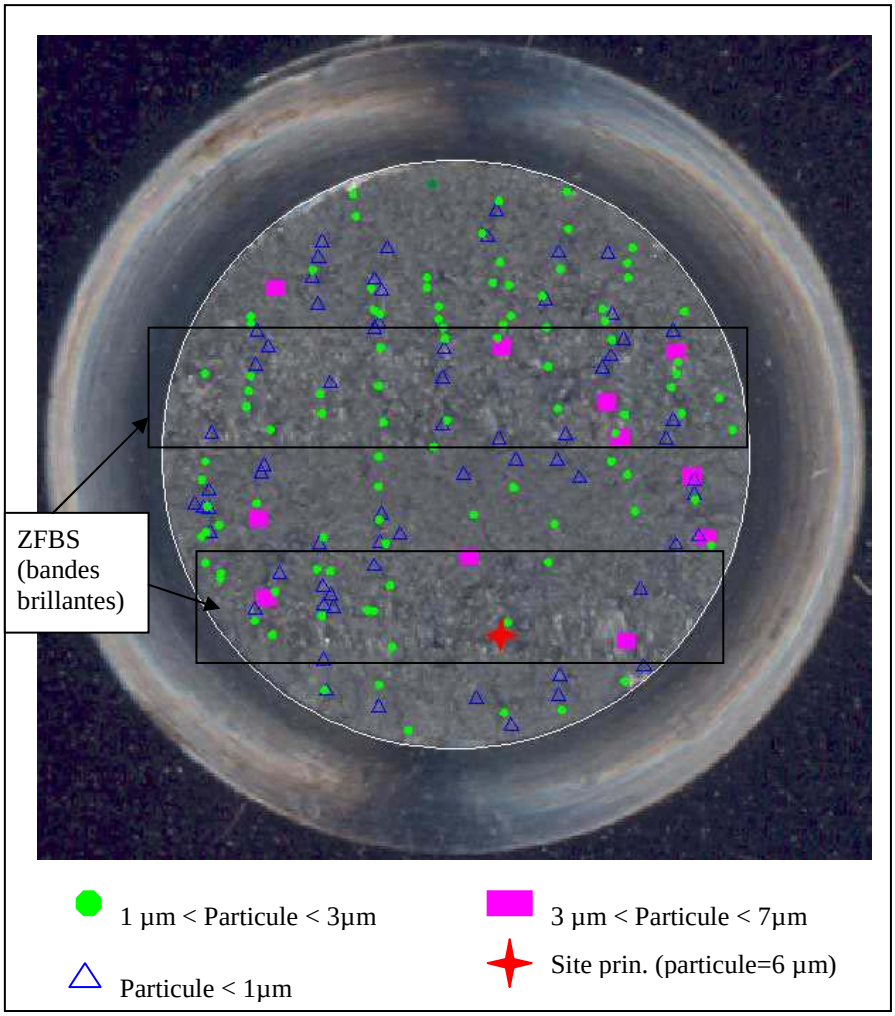


Figure III-28 : Observation au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C. Sites d'amorçages principal et secondaires, et tailles des particules ayant amorcé le clivage.

L'observation des 6 éprouvettes [Tableau III-4] nous conduit aux remarques suivantes : chaque faciès présente un site principal d'amorçage du clivage et beaucoup (jusqu'à une centaine) d'autres sites d'amorçage (secondaires) dont la taille de la zone de convergence est de quelques dizaines à quelques centaines de µm, répartis sur tout le faciès de rupture [Figure III-28] [Figure II-29]. Une grande particule sphérique se trouve au niveau du site principal d'amorçage du clivage. Le clivage des 6 éprouvettes semble amorcé par la décohésion d'une particule à un joint triple de grains, voire multiple [Figure II-29]. La rupture ou la décohésion de cette particule aurait précédé la rupture de l'éprouvette. Ces particules sphériques ont un diamètre supérieur à 3 µm. Les particules observées aux sites principaux d'amorçage sur 2 éprouvettes AE2 rompues à -150°C sont plus petites que celles observées sur 4 éprouvettes rompues à -175°C. La figure III-30 montre que la taille de ces particules augmente avec la contrainte moyenne à rupture, mais il est difficile de conclure sur sa relation avec la déformation moyenne à rupture [Figure III-31].

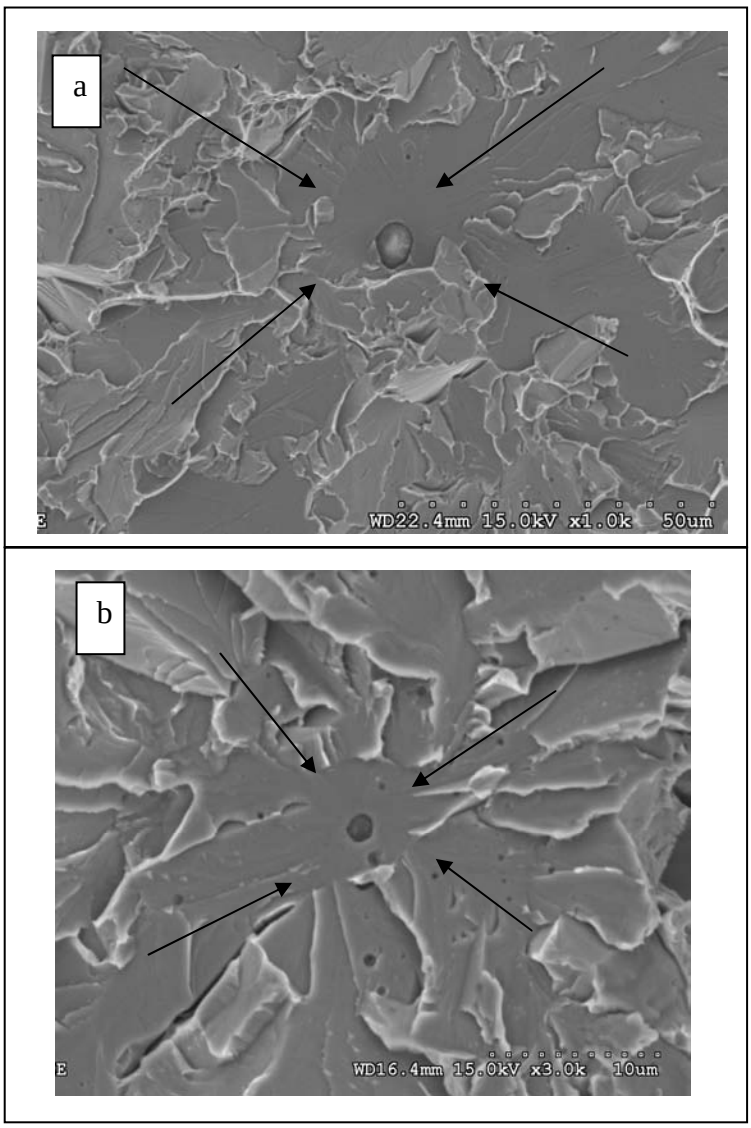


Figure III-29 : Observation au MEB des faciès de rupture des éprouvettes rompues à -175°C : (a) Amorçage principal du clivage sur une particule de 8 µm (éprouvette AE2_8 6987S); (b) Amorçage secondaire du clivage sur une particule de 1,5 µm (éprouvette AE2_10 6987H).

De nombreuses particules sphériques sont également visibles sur le faciès de rupture, à côté ou au niveau des sites d'amorçage secondaires. Leur taille est plus petite que celle des particules soupçonnées d'avoir déclenché le clivage : leur diamètre est compris entre 0,5 µm et 3 µm. Dans les éprouvettes AE2 prélevées dans le métal de base, très peu de particules étaient observées sur le faciès de rupture et aucune particule n'était observée au niveau des sites principaux d'amorçage du clivage [LEC 06].

La position du site principal d'amorçage du clivage a été repérée sur chaque faciès observé au MEB. Sur chacun des faciès, le site principal se trouve dans une bande brillante, donc dans une ZFBS [Figure III-32]. L'amorçage du clivage a bien lieu dans une zone à gros grain de forte dureté, deux paramètres réputés favoriser la rupture par clivage (§III.2.2.2).

Un relevé de position d'une centaine de sites secondaires d'amorçage sur le faciès de rupture de l'éprouvette AE2_10 6987H rompue à -175°C a été fait, ces sites secondaires se trouvent au voisinage de particules de taille de 1 µm à 7 µm. Les sites d'amorçage au voisinage des particules de taille inférieure à 3 µm sont également répartis dans les ZFBS et dans les ZFR. La plupart des sites au voisinage des particules de taille supérieure à 3 µm se situent dans une ZFBS [Figure III-28]. La [Figure III-33] présente le nombre et le pourcentage des sites d'amorçage correspondant aux différentes tailles de particules observées sur la faciès de rupture.

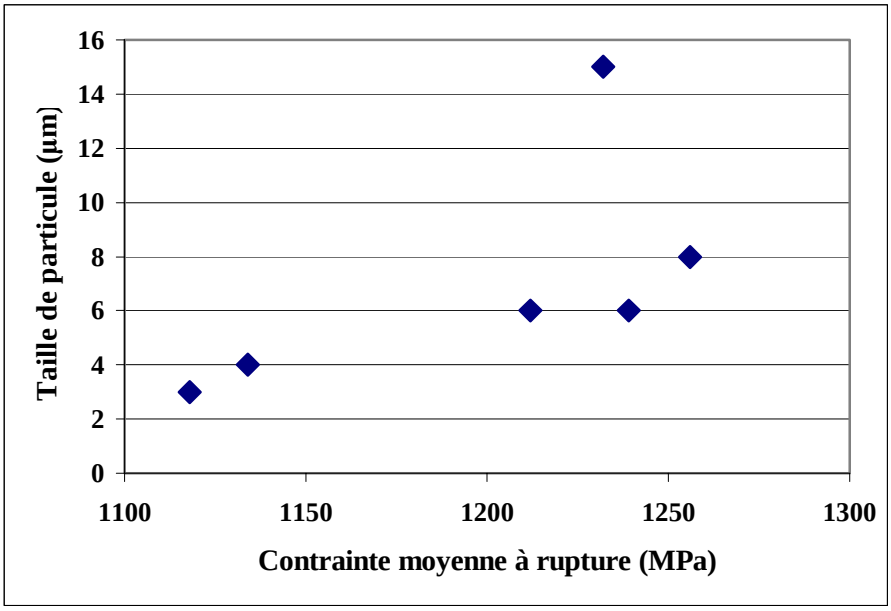


Figure III-30 : Relation entre la taille des particules aux sites principaux d'amorçage et la contrainte moyenne à rupture dans les éprouvettes AE2 rompues observées au MEB.

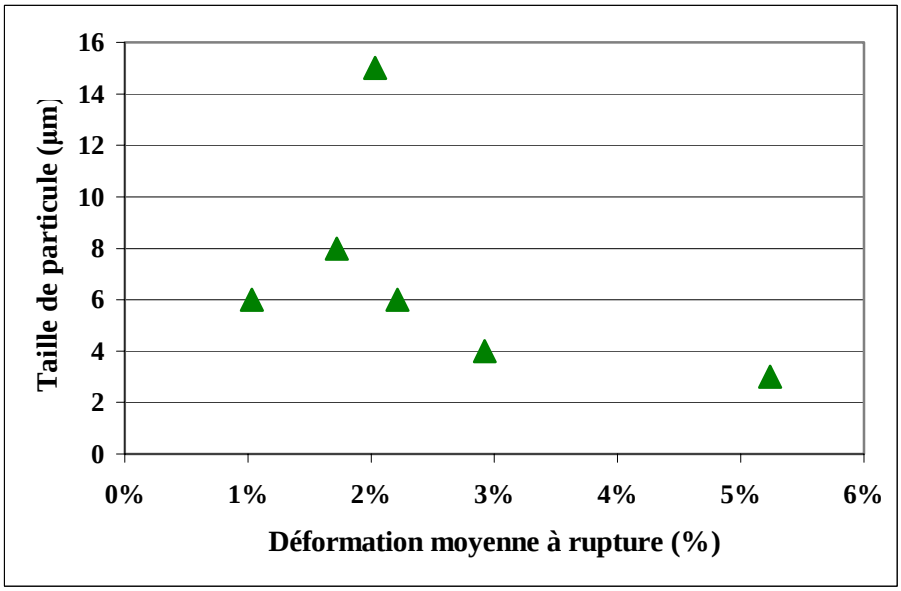


Figure III-31 : Relation entre la taille des particules aux sites principaux d'amorçage et la déformation moyenne à rupture dans les éprouvettes AE2 rompues observées au MEB.

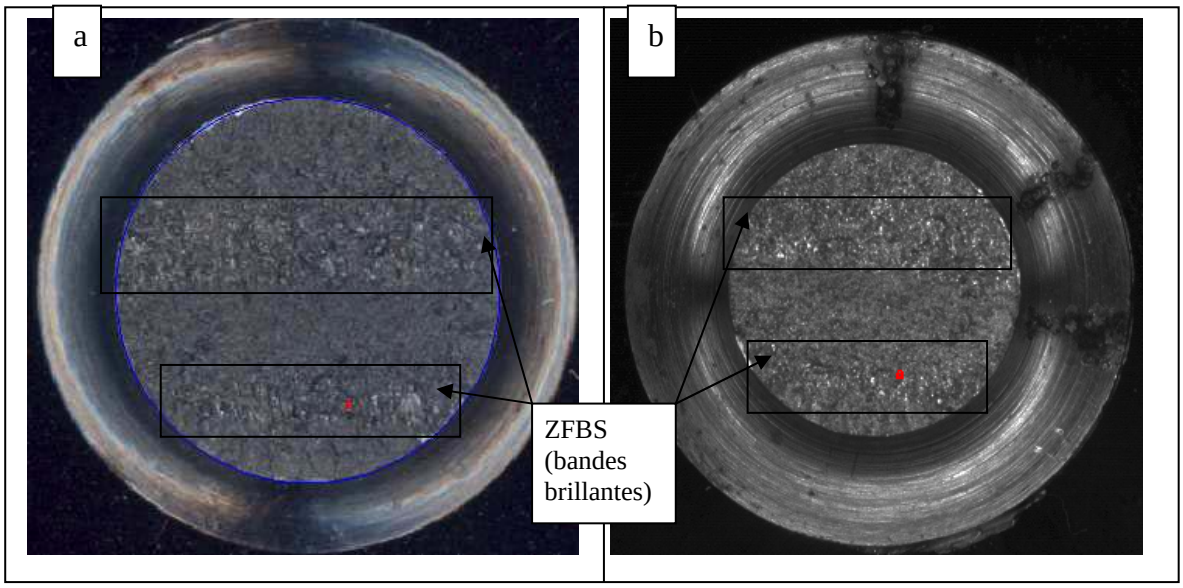


Figure III-32 : Observation au MEB des faciès de rupture des éprouvettes (a) AE2_10 (6987H) et (b) AE2_8 (6987Q) rompues à -175°C. Les sites principaux d'amorçage du clivage (points rouges) se situent dans une zone fondue brute de solidification.

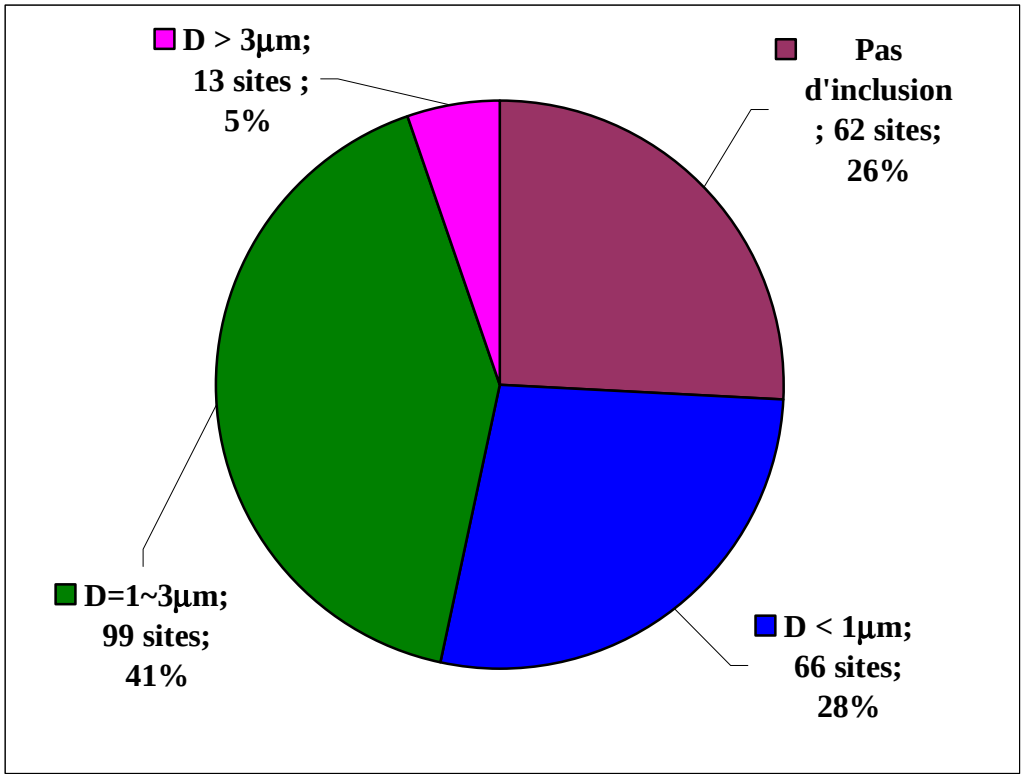
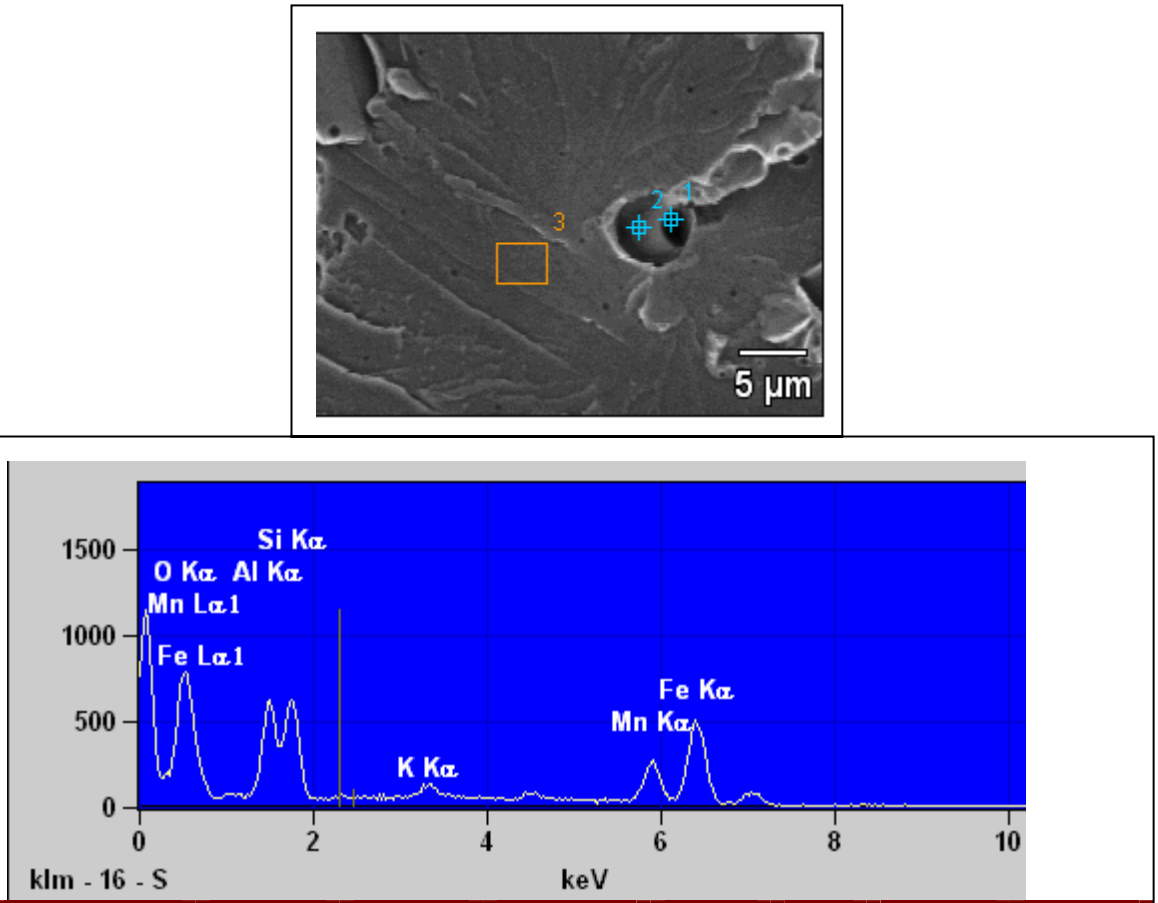


Figure III-33 : Nombre et pourcentage des sites d'amorçage correspondant aux différentes tailles des particules observées sur le faciès de rupture de l'éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C : D est le diamètre de la particule au voisinage du site d'amorçage.

III.3.3.3. Nature des inclusions amorçantes

Quelques particules ont été observées dans le métal de base [LEC 06], mais en quantité très nettement inférieure à celles observées sur les faciès de rupture dans le métal déposé. Dans le MD, les inclusions résultent très probablement du procédé de soudage. Elles fragilisent très vraisemblablement le métal déposé. Une analyse EDS a été menée afin de déterminer la nature des particules observées aux sites d'amorçage du clivage sur les 6 éprouvettes AE2 observées au MEB. Cette analyse révèle en particulier une forte présence d'oxygène [Figure III-34], il s'agit donc d'oxydes.



Elément	*O*	*Al*	*Si*	*K*	*Ti*	*Mn*	*Fe*
% Masse	21.96	9.25	10.19	1.66		16.59	40.36
% Atomique	43.64	10.90	11.53	1.35		9.60	22.98

Figure III-34 : Analyse EDS (point 1) d'une particule à un site d'amorçage du clivage de l'éprouvette AE2_8 (6987Q) rompue à -175°C.

III.3.4. Conclusion sur les essais sur éprouvettes AE

Les 16 essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) prélevées dans le métal déposé ont été réalisés à basse température pour la détermination de la contrainte seuil. Compte tenu des dispositifs d'essais disponibles au LISN, les températures d'essai de -175°C et de -150°C ont été choisies. La déformation moyenne à rupture des éprouvettes AE2 prélevées dans le MD rompues à -175°C est très faible, de 1% à 3%, tandis qu'elle était

comprise entre 12% et 25% pour les AE2 prélevées dans le MB [LEC 06]. Ce résultat confirme que le MD est plus fragile que le MB.

Les faciès de rupture de 6 éprouvettes AE2 ont été observés au MEB. Chaque faciès montre un site principal d'amorçage du clivage au voisinage d'une grande particule sphérique (3 µm à 15 µm). Le clivage des 6 éprouvettes semble amorcé par la décohésion de particule à un joint triple, voire multiple. La rupture ou la décohésion de cette particule aurait précipité la rupture de l'éprouvette. Ces sites principaux se situent dans une zone fondue brute de solidification. L'amorçage du clivage a bien eu lieu dans une zone à gros grain et de forte dureté, deux paramètres réputés favoriser la rupture par clivage.

L'observation du faciès de l'éprouvette AE2_10 6987H rompue à -175°C a montré qu'à part le site principal d'amorçage, il existe une centaine de sites secondaires. Ces sites se trouvent au voisinage de particules de taille de 1 µm à 7 µm. Les sites d'amorçage au voisinage des particules de taille inférieure à 3 µm sont également répartis dans les ZFBS (zone à gros grains) et dans les ZFR (zone à fins grains). La plupart des sites au voisinage des particules de taille supérieure à 3 µm se situent dans une ZFBS. L'analyse EDS a montré que ces particules sont des oxydes.

L'analyse des essais sur éprouvettes AE prélevées dans le métal déposé conforte notre choix d'étudier la rupture dans le métal déposé, zone du joint soudé de l'acier carbone-manganèse TU42 C la plus sensible au clivage. Dans la partie suivante, nous présenterons la deuxième série d'essais utilisés pour notre démarche expérimentale de développement du modèle en contrainte seuil.

III.4. Essais de rupture sur éprouvettes «Compact Tension» (CT) prélevées dans le joint soudé

La deuxième série d'essais de mécanique de la rupture utile à notre démarche expérimentale de développement du modèle en contrainte seuil est constituée des essais de rupture sur éprouvettes préfissurées «Compact Tension» (CT) prélevées dans le joint soudé. Dans le but d'étudier le haut de la zone de transition fragile/ductile, ces essais sont réalisés à différentes températures dans le haut de la transition. Ils permettent la détermination de la relation entre le volume seuil et la probabilité de rupture dans le haut de la transition fragile/ductile, présentée au Chapitre II. Des faciès de rupture des éprouvettes rompues sont ensuite observés via microscope électronique à balayage (MEB) pour étudier les mécanismes de rupture par clivage dans le métal déposé.

III.4.1. Conditions d'essai

Une campagne d'essais de rupture sur éprouvettes « compact tension » (CT) prélevées dans le joint soudé a été réalisée. Leur plan d'entaille se situe dans le plan de symétrie du métal déposé. La plus grande éprouvette CT qu'il était possible de prélever dans l'épaisseur du tube (16 mm) était une CT12 (épaisseur 12mm) dont la géométrie et la position de prélèvement sont rappelées [Figure III-35]. Deux types d'entaille mécanique ont été usinés. On disposait alors d'éprouvettes CT12 avec petite entaille mécanique (a_u/W = 0,35) qu'on appellera CT12-p et d'éprouvettes CT12 avec entaille mécanique normale (a_u/W = 0,5) qu'on appellera CT12-n. Les deux géométries différentes servent à étudier l'influence de la longueur d'entaille sur le comportement mécanique à rupture.

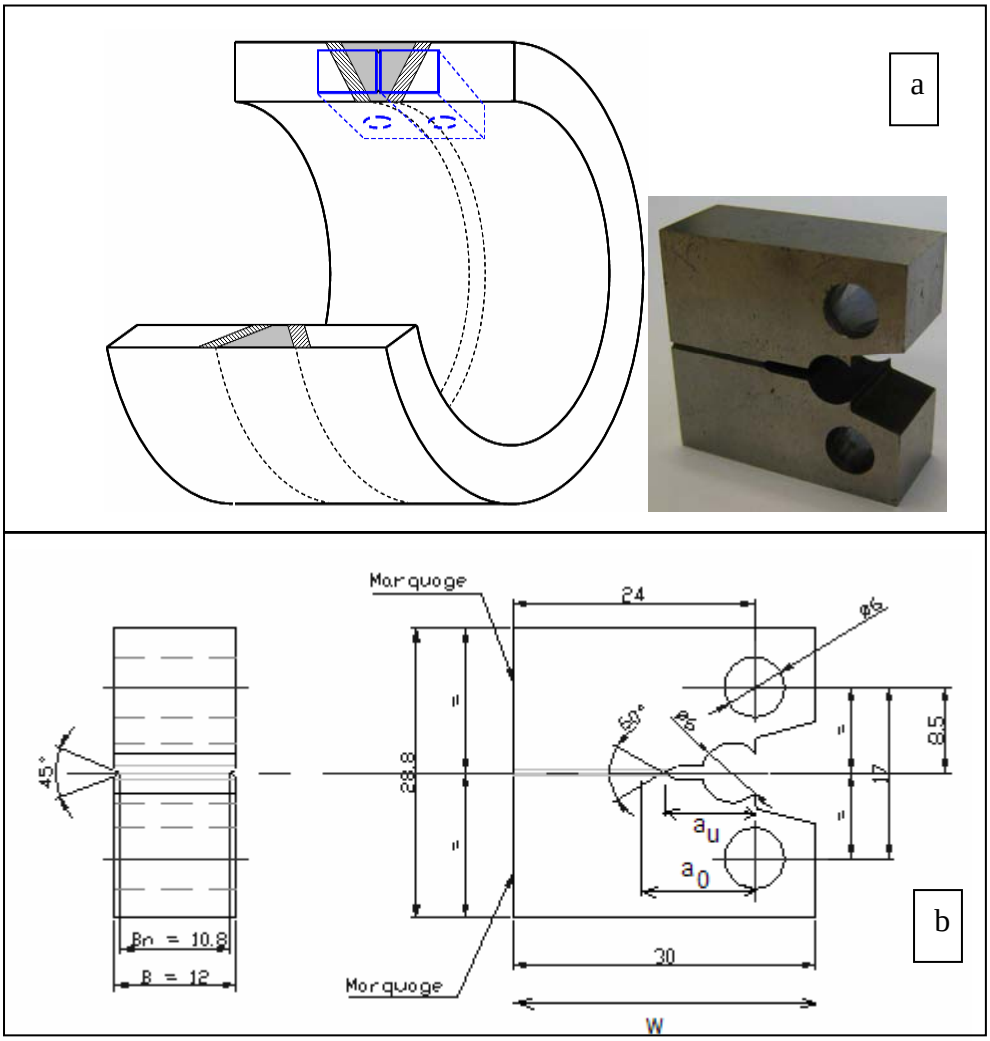


Figure III-35 : (a) Prélèvement et (b) géométrie des éprouvettes CT12 prélevées dans le métal déposé.

Comme présenté dans le chapitre II, la température d'apparition du clivage dans le métal de base TU42 C se situe entre -25°C et -10°C [LEC 06] ; on peut prévoir que cette température sera un peu plus élevée dans le métal déposé, à cause de la fragilité et du vieillissement thermique du matériau [FOR 98]. Dans le but d'étudier le haut de la zone de transition fragile/ductile, une gamme de températures d'essai de -30°C à +20°C a été choisie. 2 essais sur éprouvettes CT12-n ont été réalisés à -150°C, dans le cadre d'une étude parallèle. Nous avons inclus ces résultats dans le [Tableau III-5].

Les essais sur éprouvettes CT12 ont été réalisés suivant la norme ASTM 1820 [ASTM 99]. Une préfissuration par fatigue à ΔK décroissant de 20 à 10 MPa.$\sqrt{m}$ a été préalablement réalisée sur une longueur de 1.5 à 2 mm. Le ΔK a été choisi suffisamment faible pour qu'il n'y ait pas de plasticité à la pointe de fissure. L'essai de rupture a ensuite été mené sur une machine servo-hydraulique à une vitesse de déplacement du vérin imposée de 0.5 mm/min avec des décharges partielles pour les mesures de complaisance. Outre la force et le déplacement du vérin, on a enregistré également l'ouverture de fissure via un extensomètre, et la variation de DDP entre les lèvres de la fissure. Ces essais sont décrits en détail dans l'annexe C.

III.4.2. Essais de rupture sur éprouvettes CT12

Le [Tableau III-5] présente les conditions et résultats des essais effectués sur éprouvettes CT12. Toutes les éprouvettes ont rompu par rupture fragile (clivage). Mais trois d'entre elles (deux CT12-p rompues à -20°C et une CT12-n rompue à +20°C) ont rompu par rupture fragile après une petite déchirure ductile (< 2 mm). Les autres ont cassé par rupture fragile pure.

Essai	Repère	Température d'essai (°C)	Entaille mécanique usinée (au/W)	Préfissure ao/W	Déchirure ductile (mm)	Clivage	Ouverture à rupture (mm)	Force à rupture (kN)	Observé au MEB
07-021	CT12-p 69710DA	-30	0.375	0.46	-	x	0.187	13.2	
07-029	CT12-n 6972EY	-30	0.5	0.56	-	x	0.668	11.8	
07-031	CT12-n 6972FA	-30	0.5	0.58	-	x	0.372	10.3	
07-020	CT12-p 69710CZ	-20	0.375	0.44	1.65	x	4.404	22.3	x
07-025	CT12-p 69710DE	-20	0.375	0.46	0.27	x	1.441	19.7	
07-037	CT12-n 6987A	-20	0.5	0.57	-	x	0.264	9.7	x
08-011	CT12-n 6987C	-20	0.5	0.55	-	x	0.22	9.1	x
07-038	CT12-n 6987B	-10	0.5	0.57	-	x	0.248	9.6	x
07-042	CT12-n 6987F	20	0.5	0.57	-	x	0.384	11.2	x
08-012	CT12-n 6987D	20	0.5	0.55	1.78	x	4.459	11.7	x
08-013	CT12-n 6987E	20	0.5	0.58	-	x	0.906	11.1	
08-088	CT12-n 6972FB	-150	0.5	0.56	-	x	0.093	4.8	x
08-087	CT12-n 6972FC	-150	0.5	0.58	-	x	0.107	4.8	x

Tableau III-5 : Essais de rupture sur éprouvettes CT12 prélevées dans le métal déposé à différentes températures. Principales caractéristiques à rupture et éprouvettes dont les faciès ont été observés au MEB.

Parmi les 4 éprouvettes CT12 (2 CT12-p et 2 CT12-n) rompues à -20°C, nous constatons que les 2 CT12-n ont cassé par clivage pur, tandis que les 2 CT12-p ont rompu par clivage après une petite déchirure ductile [Figure III-36]. De plus, la force et l'ouverture de fissure à rupture des 2 CT12-p sont nettement plus élevées que celles des 2 CT12-n. On constate donc l'effet de la longueur d'entaille sur la rupture des éprouvettes CT12.

Quelle que soit la température, toutes les éprouvettes ont rompu par clivage, même les 3 éprouvettes testées à température ambiante, tandis que nous n'avions que de la déchirure ductile sur les faciès des éprouvettes CT12 prélevées dans le MB à et au-delà de -10°C [LEC 06]. Ce résultat confirme la fragilité du MD comparé au MB, même à température ambiante. La courbe de transition fragile/ductile du MD est donc vraisemblablement décalée vers les températures plus hautes, par rapport à celle du MB.

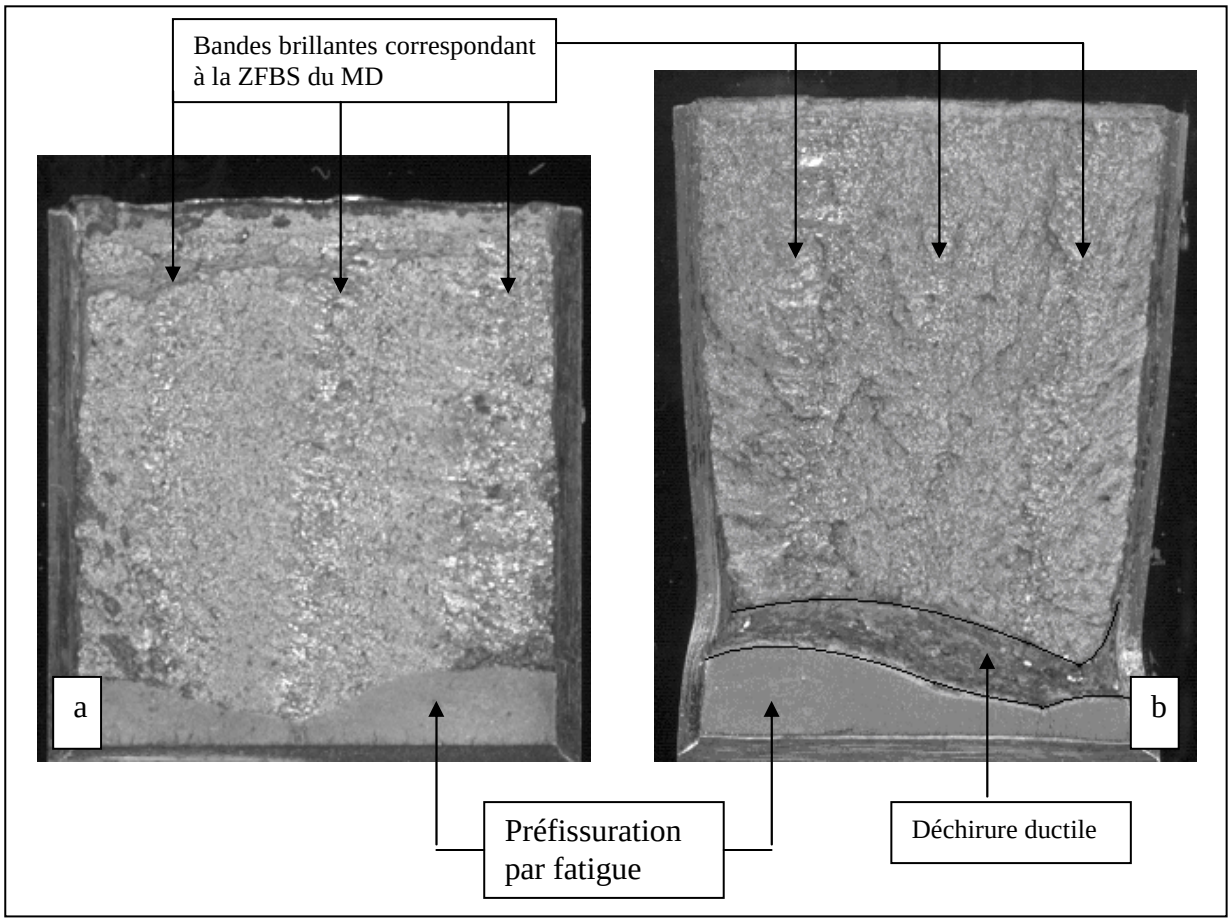


Figure III-36 : Faciès de rupture de 2 éprouvettes CT12 rompues à -20°C : (a) CT12-n 6987C rompue par clivage pur; (b) CT12-p 69710CZ rompue par clivage après déchirure ductile.

III.4.3. Observation des faciès de rupture

III.4.3.1. Repérage des différentes zones métallurgiques

Les éprouvettes CT12 sont prélevées de telle sorte que le plan moyen de l'entaille mécanique se situe dans le plan de symétrie du métal déposé. Le chemin de propagation traverse donc plusieurs passes de soudage. Comme sur les faciès des éprouvettes AE2, sur les faciès de rupture des CT12, nous observons des bandes brillantes à côté de zones mates [Figure III-36], qui correspondent aux ZFBS et aux ZFR respectivement.

Des éprouvettes CT12 ont été coupées perpendiculairement au plan d'entaille, juste à l'avant de la fissure [Figure III-37]. Ceci avait pour but de repérer précisément les passes de soudage par rapport au faciès de rupture, sans endommager celui-ci. La facette C [Figure III-37] était ensuite polie et attaquée au Nital pour relever la microstructure. Les bandes brillantes correspondent bien à des ZFBS (zones à gros grains) et les zones mates correspondent bien à des ZFR (zones à fins grains).

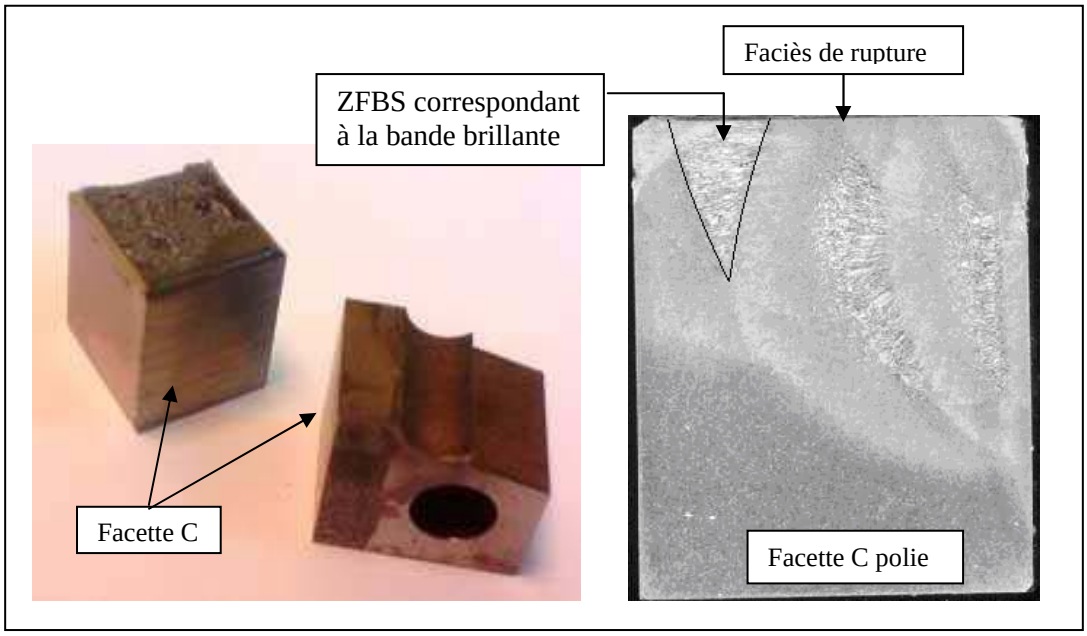


Figure III-37 : Position de la coupe à l'avant de la fissure et repérage des zones fondues brutes de solidification (éprouvette CT12-n 6972FA rompue à -30°C).

III.4.3.2. Front de la préfissure par fatigue

Les fronts de préfissure par fatigue ne sont jamais rectilignes dans les éprouvettes C12 prélevées dans le MD [Figure III-36], tandis que ces fronts étaient rectilignes pour les éprouvettes CT12 prélevées dans le métal de base. Dans les CT12 prélevées dans le MD, l'entaille initiale traverse plusieurs ZFBS et ZFR. Certes, l'hétérogénéité des microstructures dans le joint soudé (tailles de grain, duretés…) influence la propagation de la fatigue. Néanmoins la forme des fronts de préfissure est très variée et ne permet pas de conclure quant à une corrélation avec les différentes microstructures.

III.4.3.3. Localisation des sites d'amorçage du clivage

Les éprouvettes CT12 rompues par clivage, ont été observées au MEB avec deux objectifs :

- localiser les sites d'amorçage du clivage et relever leur position,
- identifier les mécanismes d'amorçage du clivage.

Les observations portent au total sur 8 éprouvettes CT12 [Tableau III-5]. Elles ont été réalisées au Laboratoire de Mécanique de Lille, à l'Ecole Centrale de Lille, sur un microscope HITACHI S3600 en électrons secondaires, sous une tension d'accélération de 15 kV. Comme pour les éprouvettes AE2, le site principal d'amorçage du clivage sur le faciès de chaque éprouvette est localisé en suivant la méthode de remontée des rivières de clivage [Figure III-38]. Sa localisation est repérée selon le schéma de la [Figure III-39].

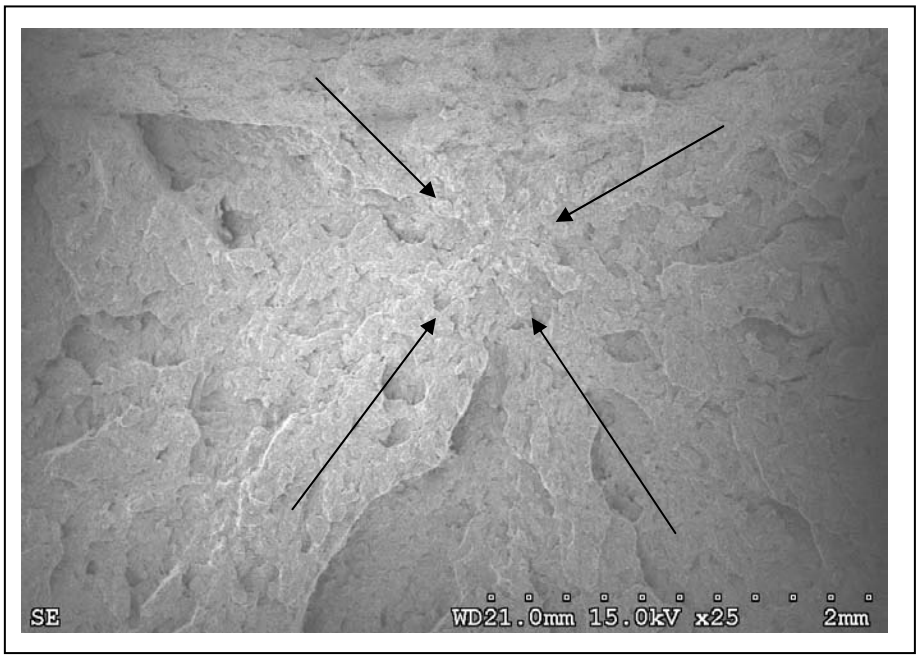


Figure III-38 : Observation au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette CT12-n 6987D rompue à +20°C : image de la zone où les rivières convergent vers le site principal.

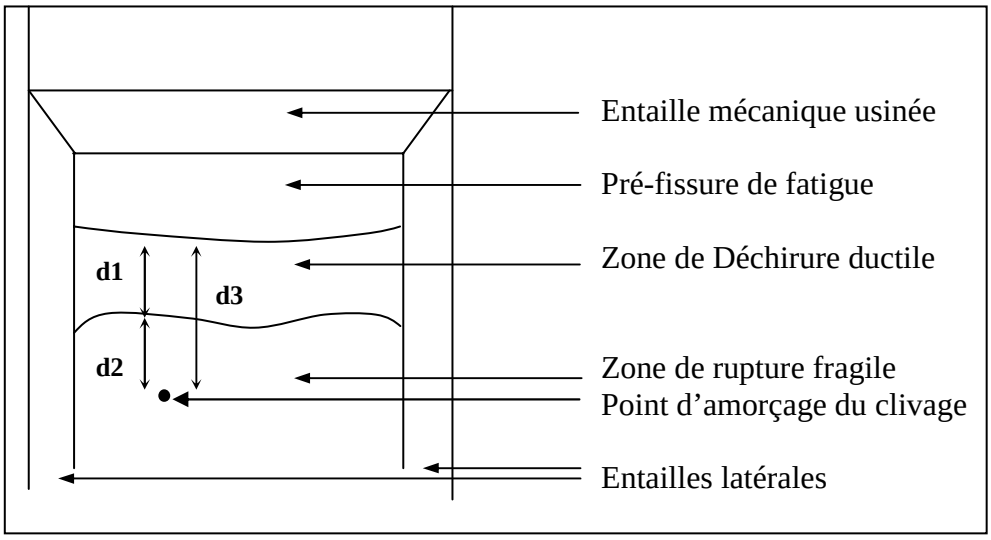


Figure III-39 : Schéma de repérage du site d'amorçage du clivage sur une éprouvette CT12.

Le [Tableau III-6] présente les résultats des observations au MEB des faciès de rupture des éprouvettes CT12 observées. Chacun présente un site principal d'amorçage du clivage. Les sites principaux d'amorçage du clivage des 6 éprouvettes CT12 rompues à une température en haut de la transition fragile/ductile (-30°C à +20°C) se trouvent au niveau d'une inclusion [Figure III-40]. En revanche aucune particule n'est observée à côté des sites principaux d'amorçage des 2 CT12-n testées à -150°C. Nous observons des cupules à proximité des sites d'amorçage des éprouvettes CT12 rompues à l'ambiante et des éprouvettes CT12 ayant présenté une propagation par déchirure ductile avant clivage [Figure III-40(a)], [Figure III-41]. Il est ainsi clair que les particules jouent un rôle concentrateur des contraintes

à haute température (limite d'élasticité faible). En revanche, à basse température (limite d'élasticité élevée), la contrainte critique de clivage peut être atteinte sous faible déformation, indépendamment de toute concentration causée par une particule.

Essai	Repère d'éprouvette	Température d'essai (°C)	Nombre de site principal du clivage	Longueur de déchirure ductile d1 (µm)	Distance à la fissure propagée d2 (µm)	Distance du site à la préfissure d3=d1+d2 (µm)	Taille de particule au site de clivage (µm)	Cupules à proximité du site de clivage
07-031	CT12-n 6972FA	-30	1	-	115	115	3,5	
07-020	CT12-p 69710CZ	-20	1	1650	310	1960	1	oui
08-011	CT12-n 6987C	-20	1	-	35	35	2	
07-038	CT12-n 6987B	-10	1	-	35	35	1,4	
07-042	CT12-n 6987F	20	1	-	100	100	3,5	oui
08-012	CT12-n 6987D	20	1	1780	450	2230	1,5	oui
08-088	CT12-n 6972FB	-150	1	-	6	6	0	
08-087	CT12-n 6972FC	-150	1	-	10	10	0	

Tableau III-6 : Observations au MEB des faciès de rupture des 8 éprouvettes CT12 rompues à diverses températures.

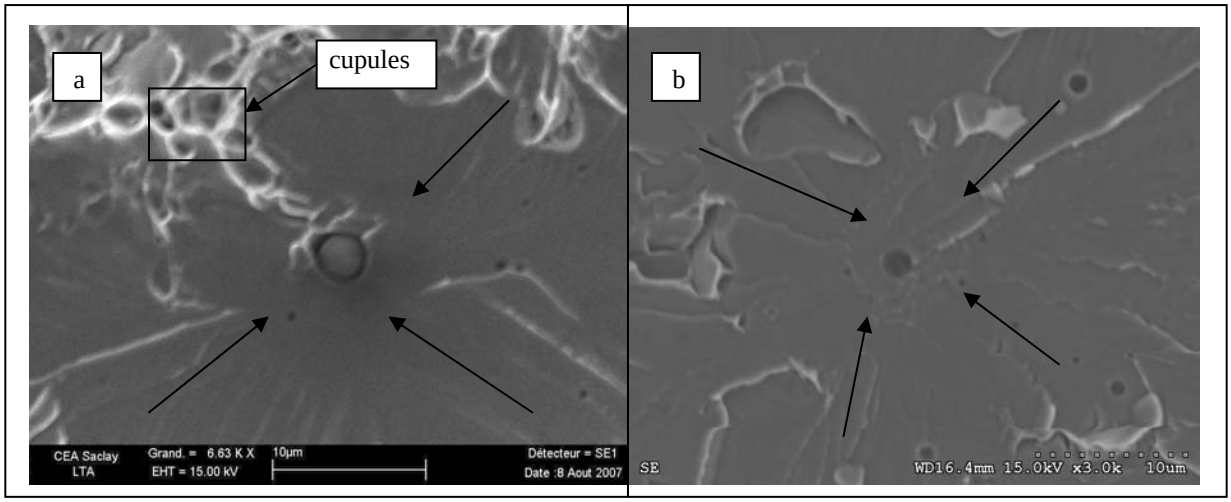


Figure III-40 : Observations au MEB des faciès de rupture des éprouvettes (a) CT12-n 6987F rompue à +20°C et (b) CT12-n 6987C rompue à -20°C. Sites principaux d'amorçage sur une particule.

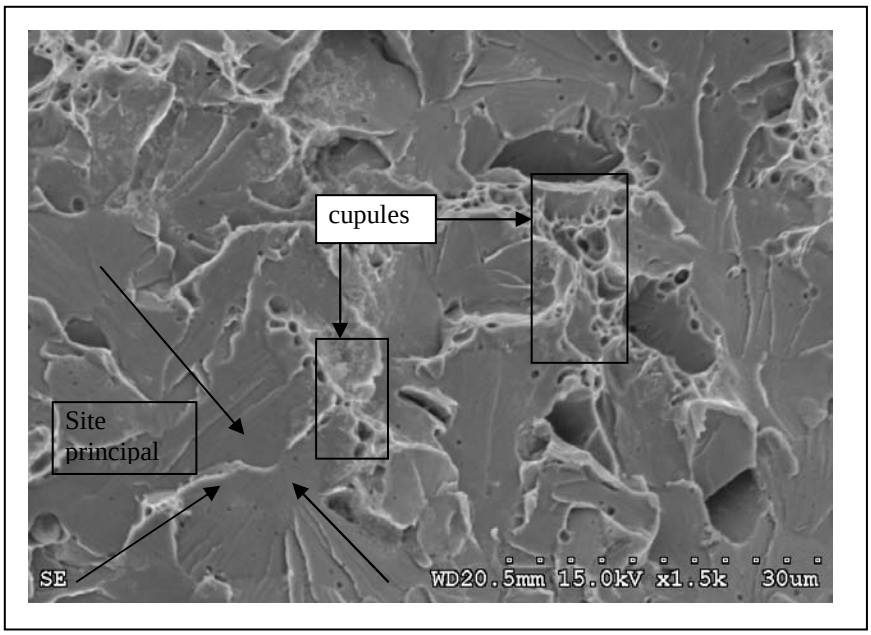


Figure III-41 : Observation au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette CT12-p 69710CZ rompue à -20°C. Cupules à proximité du site principal.

Quand le clivage s'amorce sur une particule, la rupture se produit par décohésion de la particule à un joint de grains triple, voire multiple [Figure III-42]. La rupture ou la décohésion de cette particule serait l'événement initiateur du clivage, donc à l'origine de la rupture brutale de l'éprouvette. Ces particules sphériques ont un diamètre de 0,5 µm à 3,6 µm [Tableau III-6]. De nombreuses particules sphériques sont également visibles sur les faciès de rupture. La nature des inclusions a été étudiée par analyse EDS. Les analyses montrent qu'il s'agit d'oxydes, comme sur les éprouvettes AE2 (§III.3.3.3).

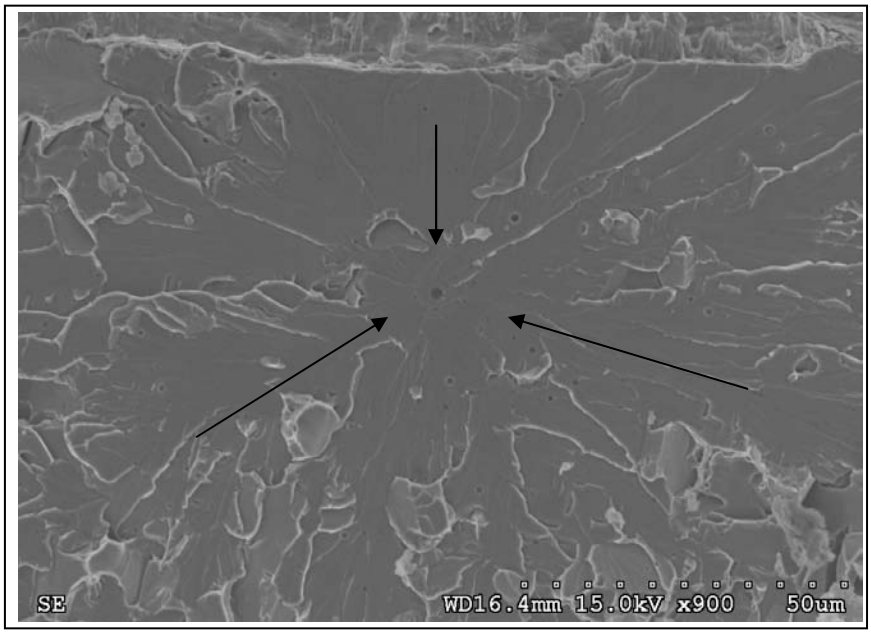


Figure III-42 : Observation au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette CT12-n 6987C rompue à -20°C. Site principal d'amorçage et décohésion de particule à un joint de grains multiple.

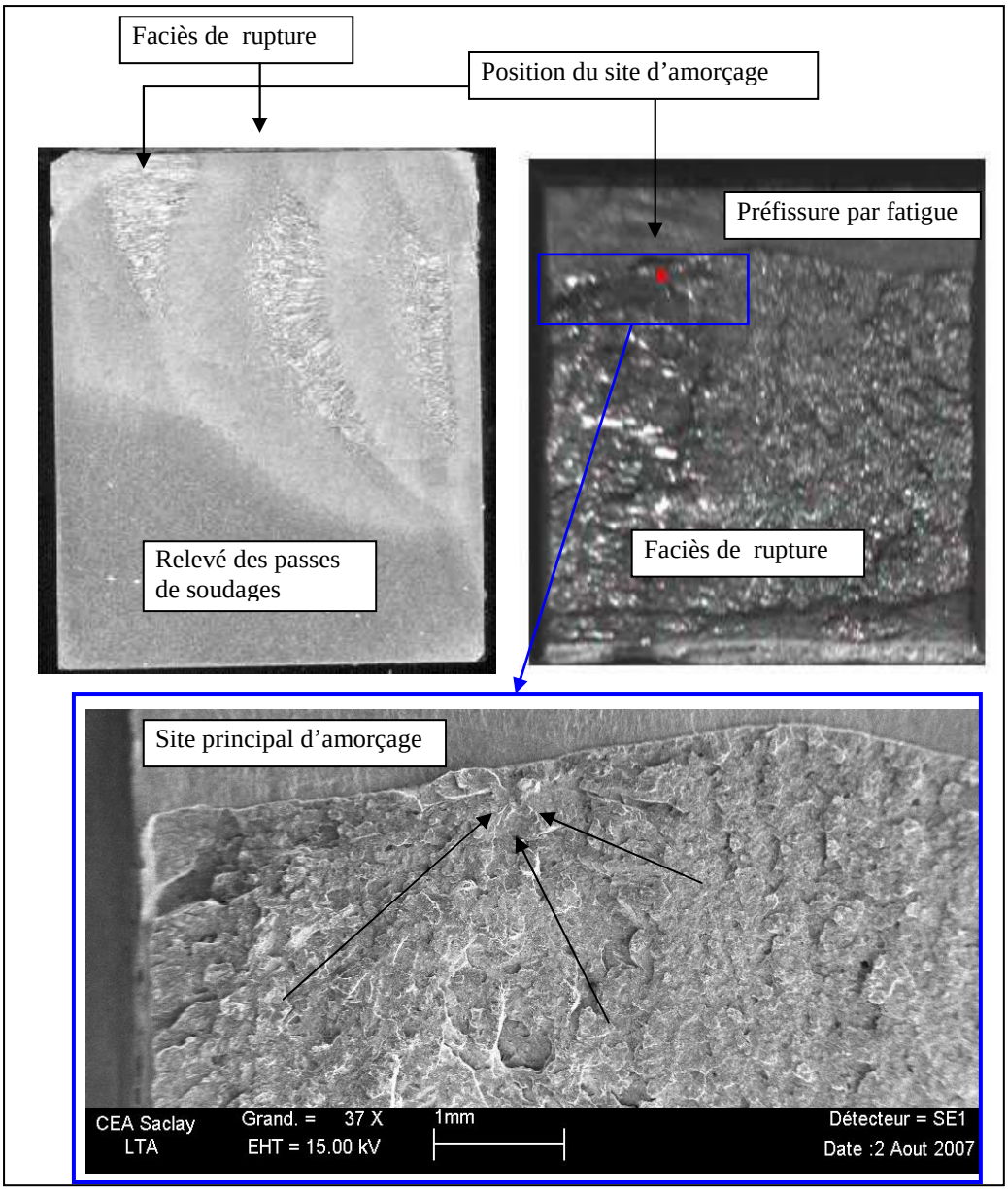


Figure III-43 : Position du site principal d'amorçage du clivage dans la zone fondue brute de solidification de l'éprouvette CT12-n 6972FA rompue à -30°C.

Les relevés de position des sites principaux d'amorçage ont été effectués sur les faciès observés [Tableau III-6]. Les 8 sites principaux d'amorçage du clivage sur éprouvettes CT12 sont observés dans des bandes brillantes, donc dans une ZFBS, voir par exemple [Figure III-43]. Ce résultat confirme que ces zones sont les plus favorables au clivage.

III.4.4. Conclusion sur les essais sur éprouvettes CT

Les essais de rupture sur éprouvettes CT prélevées dans le MD ont été réalisés à des températures dans le haut de la transition fragile/ductile (-30°C à +20°C) du MD.

Toutes les éprouvettes ont rompu par clivage, même les 3 éprouvettes testées à température ambiante, tandis que nous n'avions que de la déchirure ductile sur les éprouvettes

CT12 prélevées dans le métal de base à et au-delà de -10°C [LEC 06]. Ce résultat confirme la forte fragilité du métal déposé, même à l'ambiante.

Les faciès de 8 éprouvettes ont été observés au MEB. Les fronts de préfissure ne sont pas rectilignes, dû à l'hétérogénéité du joint soudé. Chaque faciès observé présente un site principal d'amorçage sur une particule située dans une ZFBS (zone à gros grains). Ce résultat confirme que ces zones sont les plus favorables au clivage.

Quand le clivage s'amorce sur une particule, la rupture commence par décohésion de la particule à un joint triple de grains, voire multiple. La rupture ou la décohésion de cette particule serait l'événement initiateur du clivage, à l'origine de la rupture brutale de l'éprouvette. La nature des particules a été étudiée par analyse EDS. Il s'agit d'oxydes.

III.5. Conclusion

Le joint soudé étudié est un joint de raboutement d'un tube en acier au Carbone-Manganèse TU42 C utilisé pour le circuit secondaire des réacteurs REP. Le tube a un diamètre externe de 219.1 mm et une épaisseur de 16mm.

Le joint soudé est divisé en 3 zones : le métal de base, le métal déposé et la ZAT. Il présente des microstructures très variées. Le métal déposé comporte deux sous-zones et la ZAT comporte quatre sous-zones. Dans l'ensemble du joint soudé, on constate que la taille des grains est la plus grande dans les zones fondues brutes de solidification. D'autre part, les mesures de microdureté Vickers montrent que les microduretés les plus élevées se trouvent dans ces zones. Si l'on considère que la rupture fragile est favorisée par une dureté élevée et par une grande taille de grain, les zones qui devraient être les plus favorables au clivage sont les zones fondues brutes de solidification du métal déposé. Cette conclusion nous a amené à étudier la rupture du métal déposé dans le joint soudé.

La démarche expérimentale nécessaire au développement du modèle en contrainte seuil a ensuite été entreprise. Les essais de traction monotone sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE2) prélevées dans le métal déposé ont été réalisés à basse température (-175°C et -150°C). Ils seront utilisés pour déterminer la contrainte seuil. Les essais de rupture sur éprouvettes CT12 prélevées le métal déposé ont été réalisés aux températures du haut de la transition fragile/ductile (-30°C à +20°C). Ils permettront de pour déterminer la relation entre le volume seuil et la probabilité de rupture, c'est-à-dire la fonction de sensibilité F.

Les éprouvettes AE2 prélevées dans le MD ont rompu à faible déformation moyenne, comparé aux éprouvettes AE2 prélevées dans le MB. Toutes les éprouvettes CT12 prélevées dans le MD ont rompu par rupture fragile dans le domaine de température entre -30°C et l'ambiante. Ce résultat confirme que le MD est beaucoup plus fragile que le MB et qu'il reste fragile même à température ambiante. Les sites principaux d'amorçage dans toutes les éprouvettes AE2 et CT12 observées se trouvent dans une zone fondue brute de solidification du MD (zone à gros grains). Ce résultat confirme que cette zone est la plus favorable au clivage.

Dans ce troisième chapitre, nous avons présenté la caractérisation du joint soudé de l'acier ferritique TU42 C et les résultats des essais nécessaires au développement du modèle en contrainte seuil dans le haut de la transition fragile/ductile. Les résultats obtenus

expérimentalement seront utilisés dans les deux étapes suivantes, qui sont la simulation par éléments finis des essais de rupture (Chapitre IV), et l'identification des paramètres du modèle en contrainte seuil (Chapitre V).

III.6. Réferences

[ASTM 99] ASTM E1820-99a (1999), "Standard Test Method for measurement of fracture toughness" .

[CHA 08] S. Chapuliot and V. Le Corre, "A simplified expression for low cleavage probability calculation," Engineering Fracture Mechanics 75 (2008), pp. 1488-1506.

[FOR 98] P. Forget and 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).

[GAU 06] A. Gaubert, "Etude des sites d'amorçage du clivage dans un acier faiblement allié", Rapport de Projet IMPACT, Ecole Centrale de Lille, 2006.

[LEC 06] V. Le Corre, "Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile : application de la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés," Thèse de Doctorat, l'Ecole Centrale de Lille (2006).

[KAY 07] Y. Kayser and C. Gourdin, "Contraintes résiduelles : essais de rupture sur jonctions soudées et mesure par diffraction neutronique", Rapport interne du CEA, SEMT/LISN/RT/07-027/A (2007).

CHAPITRE IV

SIMULATION PAR ELEMENTS FINIS DES ESSAIS DE RUPTURE NECESSAIRES AU DEVELOPPEMENT DU MODELE EN CONTRAINTE SEUIL

SOMMAIRE

IV.1. Introduction 144

IV.2. Optimisation de la simulation par éléments finis des essais de rupture sur MD..... 144
IV.2.1. Modèle « MD homogène ». Simulation des essais sur AE2 et CT12..... 144
IV.2.2. Modèle « MD composite »..... 149
IV.2.2.1. Hypothèses : lois de comportement dans le métal déposé..... 149
IV.2.2.2. Simulation des essais sur éprouvettes AE2_10 rompues à -175°C à l'aide du modèle « MD composite »..... 149
IV.2.2.3. Simulation des essais sur éprouvettes AE2_10 rompues à -150°C et sur éprouvettes AE2_8 rompues à -150°C et -175°C à l'aide du modèle « MD composite »..... 154
IV.2.2.4. Simulation par le modèle « MD composite » des essais de rupture sur éprouvettes CT12 157

IV.3. Simulation des essais de rupture. Grandeurs mécaniques aux sites d'amorçage..... 162
IV.3.1. Essais de rupture sur éprouvettes AE2 162
IV.3.1.1. Etude de la rupture par clivage des éprouvettes AE2 162
IV.3.1.2. Etude des sites principaux et secondaires d'amorçage du clivage sur un faciès de rupture 166
IV.3.2. Etude de la rupture par clivage des éprouvettes CT12 169

IV.4. Discussion sur le déclenchement du clivage dans le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C..... 174

IV.5. Conclusion 176

IV.6. Références..... 178

Chapitre IV : Simulation par éléments finis des essais de rupture nécessaires au développement du modèle en contrainte seuil

IV.1. Introduction

Le chapitre III a présenté les essais de rupture nécessaires pour déterminer les paramètres du modèle en contrainte seuil proposé : des essais sur éprouvettes AE2 pour la détermination de la contrainte seuil et des essais sur éprouvettes CT12 pour la détermination de la fonction de sensibilité F. Ces différents essais ont ensuite été simulés par la méthode des éléments finis. Dans ce chapitre, nous allons, dans un premier temps, mettre en avant les difficultés de cette simulation, due à l'hétérogénéité du métal déposé. Ensuite, après validation de la simulation, nous interpréterons les différents résultats et les confronterons aux observations expérimentales. Les résultats seront utilisés pour identifier les paramètres du modèle présenté dans le chapitre V.

IV.2. Optimisation de la simulation par éléments finis des essais de rupture sur MD

IV.2.1. Modèle « MD homogène ». Simulation des essais sur AE2 et CT12

Les éprouvettes AE2 et CT12 ont été prélevées de manière à ce que leur entaille se situe dans le plan de symétrie du MD. Elles comprennent donc les 3 zones : MB, ZAT et MD. Dans les modélisations présentées ici, les éprouvettes sont supposées constituées de 3 matériaux homogènes : MB, ZAT et MD. Ces différentes zones sont repérées par observation au microscope optique pour en définir les contours. Les lois de comportement des trois zones déterminées au chapitre III (§.III.2.2.1) sont introduites dans les calculs. Nous appellerons par la suite cette modélisation : modélisation « MD homogène ».

Les essais sont simulés par éléments finis via le logiciel CAST3M développé au CEA [CAST3M]. L'éprouvette est maillée indépendamment de l'existence de trois zones (MB, ZAT et MD). Les caractéristiques du comportement de chaque zone (module d'Young, coefficient de Poisson, loi de comportement) sont affectées aux points de Gauss situés dans ces zones. Cette méthode évite de mailler spécifiquement chacune des zones. Du fait de la symétrie (le plan moyen de l'entaille coïncide avec le plan moyen du joint soudé) seule une moitié de l'éprouvette est modélisée. La [Figure IV-1] présente le maillage 3D de la moitié d'une éprouvette CT12 et celui de la moitié d'une éprouvette AE2. Les couleurs bleue, verte et rouge correspondent respectivement au métal de base, à la zone affectée thermiquement et au métal déposé. Les fronts de fissure obtenus après préfissuration par fatigue des éprouvettes CT12 ne sont pas rectilignes (§.III.4.3.2). Par conséquent, les équations de forme des fronts

(polynômes d'ordre 8) sont déterminés et utilisées dans la modélisation pour représenter correctement ces fronts dans les différentes éprouvettes CT12 [Figure IV-2].

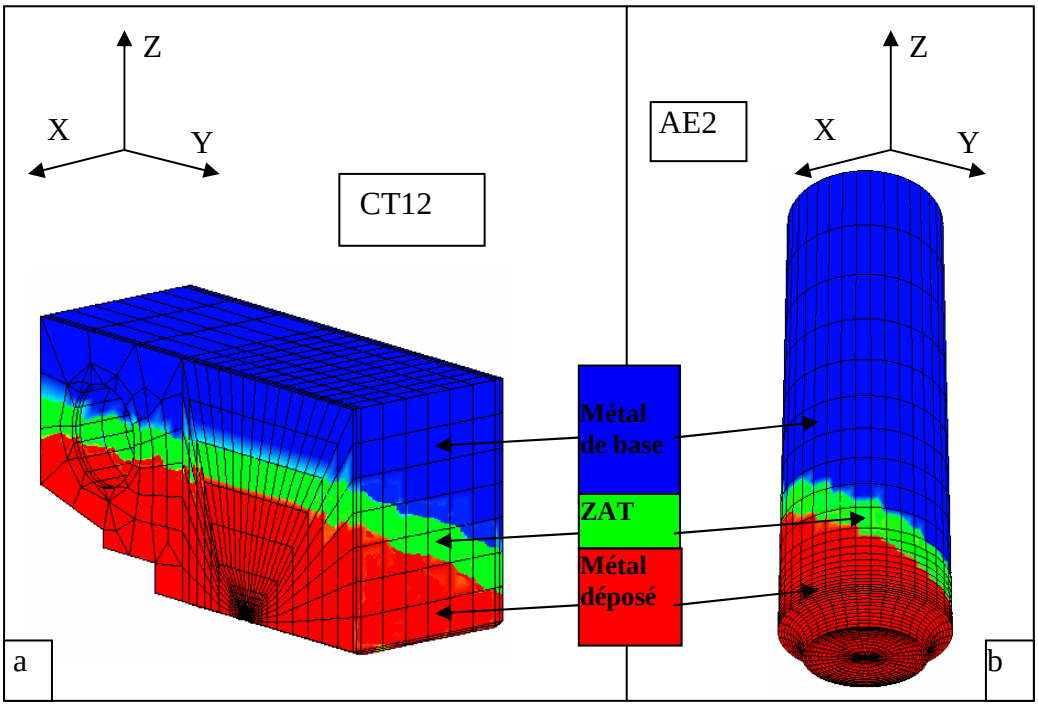


Figure IV-1 : Modélisation « MD homogène » : (a) la moitié d'éprouvette CT12, (b) la moitié d'éprouvette AE2. Définition des différentes zones : MB, ZAT et MD.

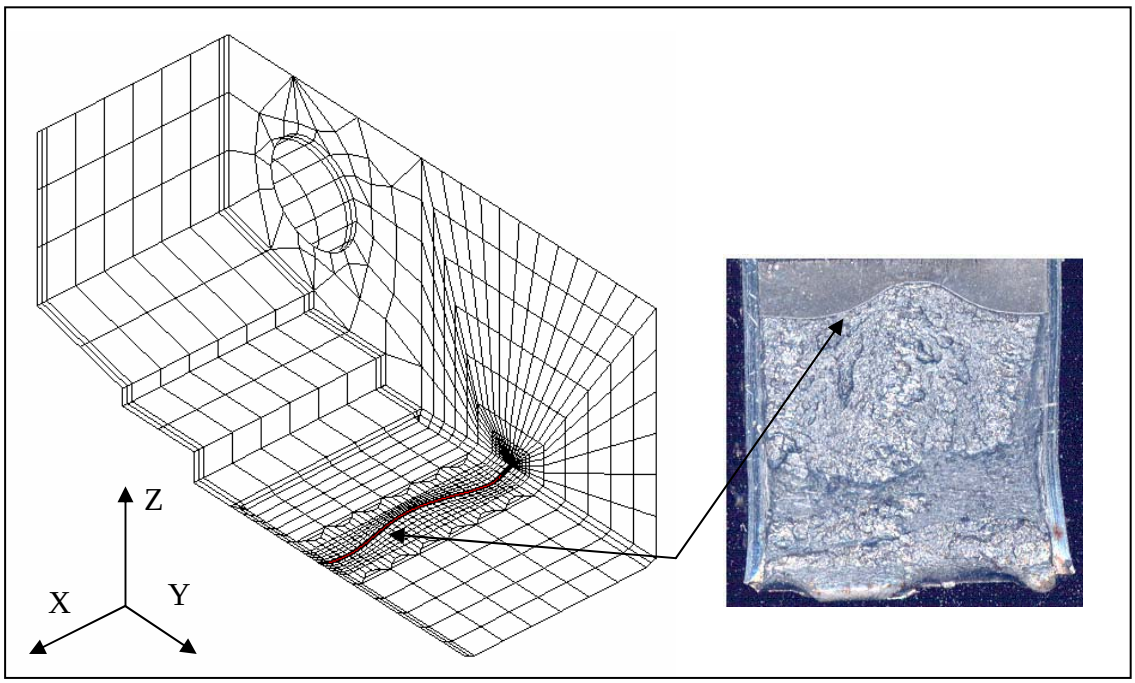


Figure IV-2 : Exemple de modélisation de la forme du font de la préfissure (éprouvette CT12-n 6987F à +20°C).

Pour simuler les essais de rupture, un blocage selon Z est imposé au plan de symétrie [Figure IV-3]. Les AE2 subissent un déplacement imposé selon Z de la section supérieure et les CT12 subissent un déplacement imposé selon Z de l'axe de la goupille.

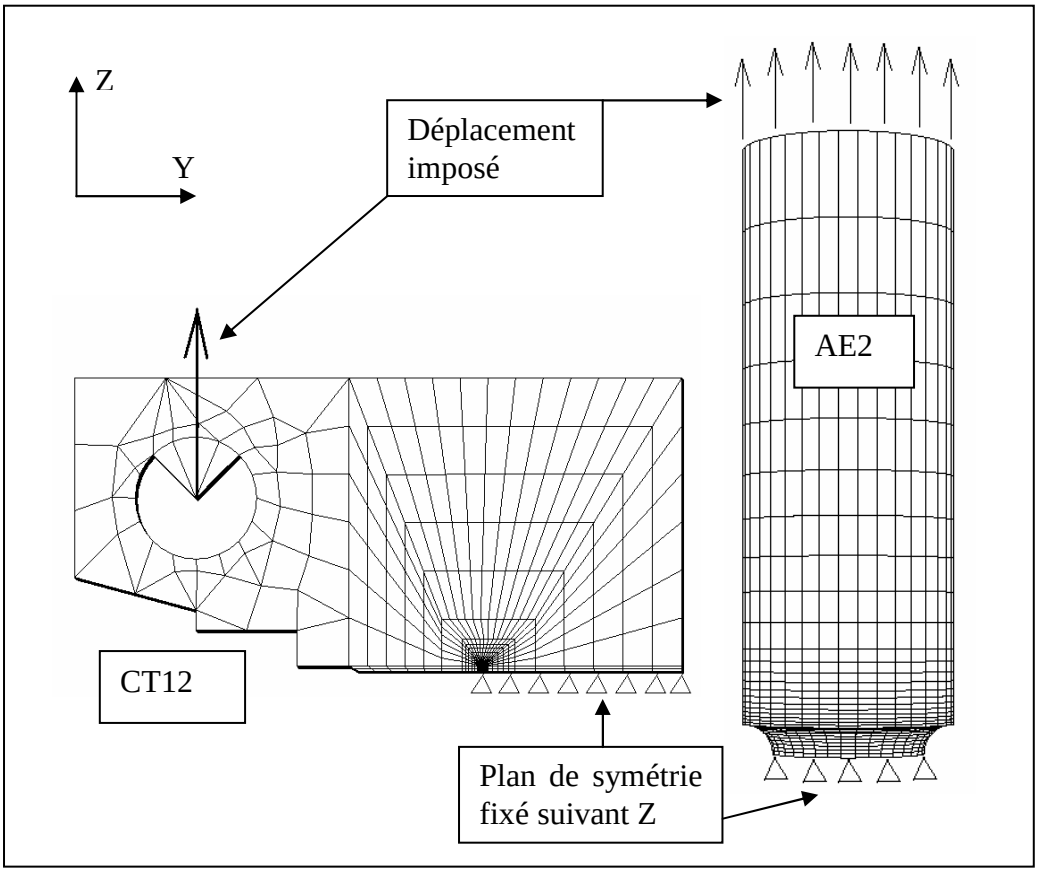


Figure IV-3 : Conditions aux limites de la modélisation « MD homogène » des essais sur éprouvettes CT12 et éprouvettes AE2.

Les simulations numériques des essais sur éprouvettes CT12 sont validées par comparaison des courbes « Force-Ouverture » expérimentales et calculées numériquement [Figure IV-4]. Les simulations des essais sur éprouvettes AE2 sont validées par comparaison des courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et calculées numériquement [Figure IV-5]. Les simulations surestiment systématiquement les forces sur ces courbes de comportement global, pour toutes les éprouvettes et à toutes les températures d'essai, jusqu'à 10% pour une AE2_10 et une AE2_8 rompues à -175°C [Figure IV-5] et une CT12 rompue à -30°C [Figure IV-4]. Les autres comparaisons sont présentées dans l'Annexe D. Afin de mieux coller aux résultats expérimentaux, le niveau des contraintes des lois de comportement du MD a été diminué uniformément avant implantation de ces lois pour la simulation. Pour les éprouvettes AE2_10 testées à -175°C, le niveau des contraintes de la courbe de comportement du MD à -175°C est diminué de 7%. La simulation a alors bien reproduit la courbe « Force-Contraction diamétrale » expérimentale. Cependant, en utilisant cette courbe de comportement modifiée pour la simulation des essais sur éprouvettes AE2_8 testées à -175°C, la simulation a cette fois sous-estimé la courbe « Force-Contraction diamétrale » expérimentale. Il en a été de même pour les essais sur éprouvettes AE2_10 et AE2_8 testées à -150°C. Cette solution arbitraire n'a pas permis de mettre en cohérence les résultats des essais sur éprouvettes AE2.

Nous pensons que la surestimation de la simulation est due à l'hétérogénéité du joint soudé, notamment le MD, zone la plus sollicitée, qui est supposée ici homogène. Pour améliorer la simulation des essais, nous proposons, dans le paragraphe suivant, de prendre en compte l'hétérogénéité du MD.

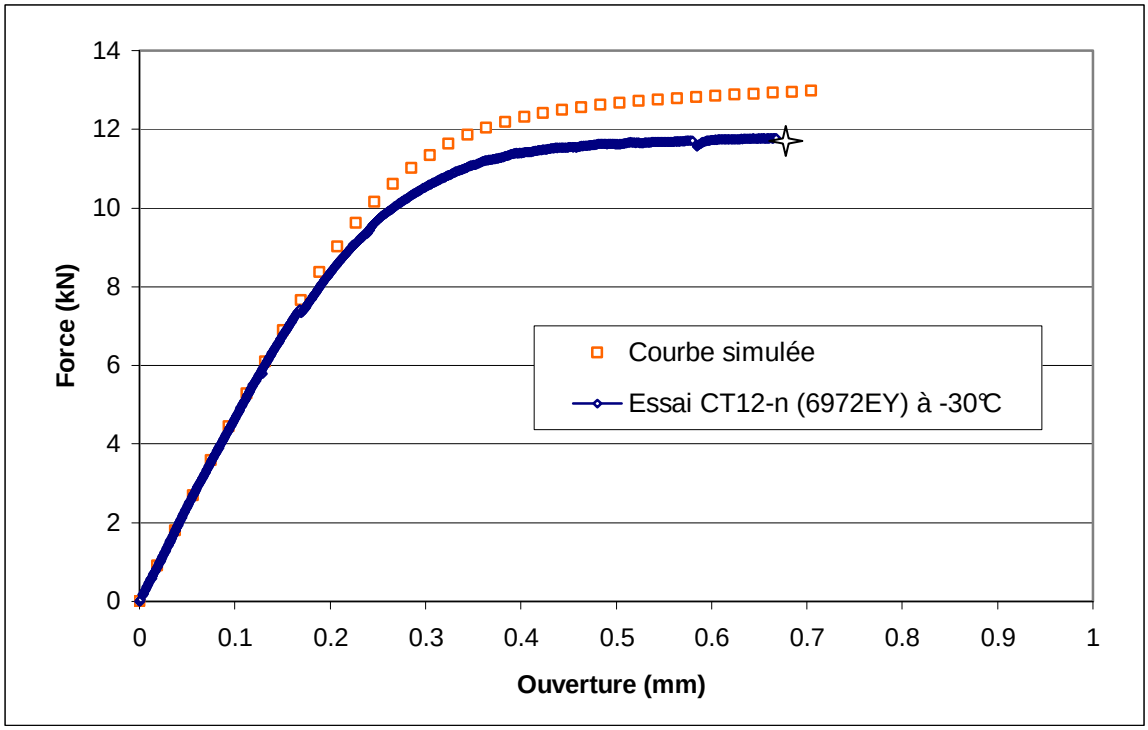
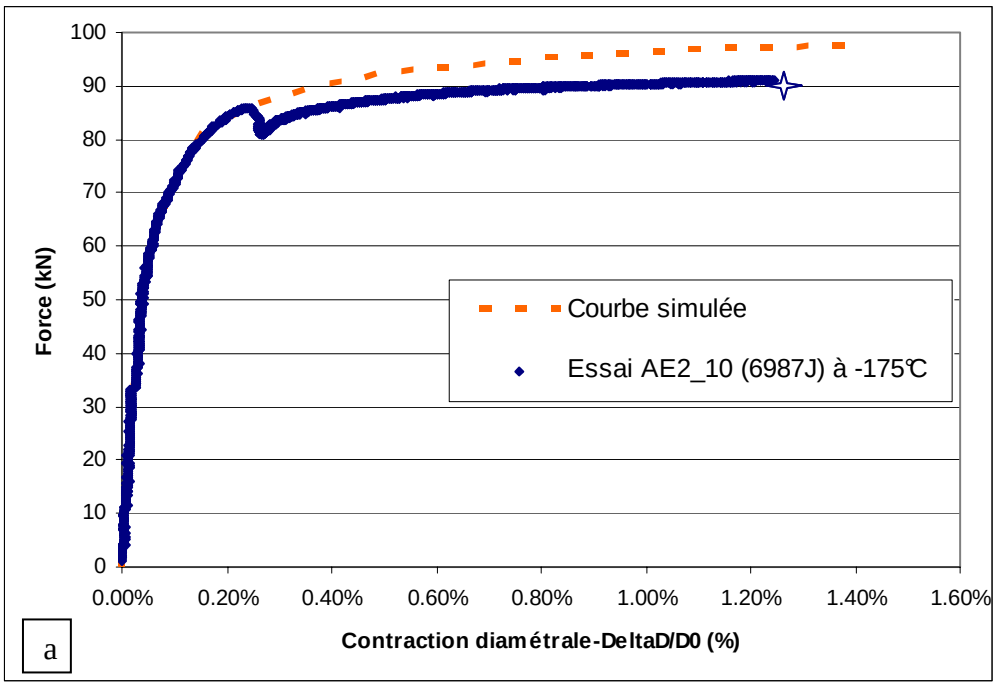


Figure IV-4 : Comparaison entre les courbes « Force-Ouverture » expérimentale et simulée numériquement par le modèle « MD homogène ». Ce modèle surestime la courbe « Force-Ouverture » (éprouvette CT12-n 6972EY rompue à -30°C) (✧ rupture fragile).



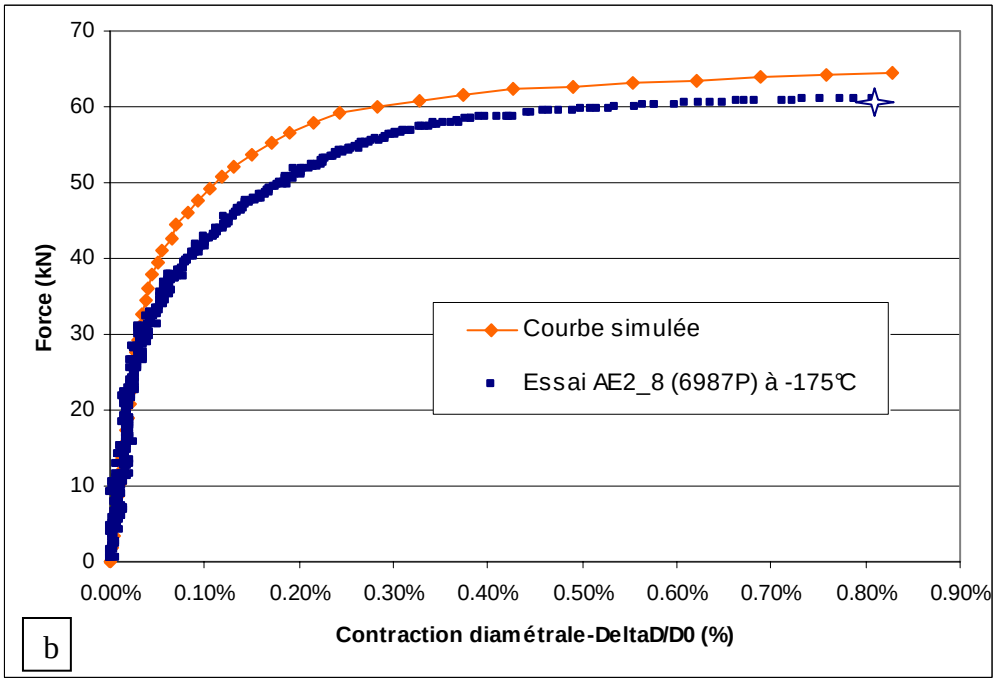


Figure IV-5 : Comparaison entre la courbe « Force-Contraction diamétrale » expérimentale et celle simulée numériquement. Le modèle « MD homogène » surestime les courbes « Force-Contraction diamétrale ». (a) éprouvette AE2_10 (6987J) à -175°C, (b) éprouvette AE2_8 (6987P) à -175°C (✧ rupture fragile).

IV.2.2. Modèle « MD composite »

IV.2.2.1. Hypothèses : lois de comportement dans le métal déposé

Comme nous l'avons vu dans le chapitre III, le MD comporte plusieurs passes de soudage et deux types de zones caractéristiques (§.III.2.1.2), les zones fondues brutes de solidification (ZFBS, zone à gros grains) et les zones fondues recuites (ZFR, zone à fins grains). La cartographie de microdureté dans le métal déposé a été présentée au §.III.2.2.2. La microdureté moyenne à la température ambiante dans les ZFBS est 200Hv et celle dans les ZFR est 187Hv. Nous proposons donc de prendre en compte l'hétérogénéité du MD pour améliorer la simulation des essais : nous allons modéliser les zones de type ZFBS et les zones de type ZFR par des lois de comportement différentes. Finalement, le modèle proposé que nous appellerons par la suite modèle « MD composite », prend en compte 4 zones différentes, supposées homogènes : le métal de base, la zone affectée thermiquement, les ZFBS du métal déposé et les ZFR du métal déposé. Il convient alors de définir les lois de comportement des deux nouvelles zones (ZFBS et ZFR). Néanmoins, en raison de la taille limitée des ZFBS et ZFR (§.III.2.1.2), il est impossible de prélever des éprouvettes de traction dans chacune de ces zones. En revanche, nous savons que la dureté est généralement reliée à la limite d'élasticité du matériau. Plus la dureté est grande, plus le matériau est résistant [BAI 00] [WAT 00]. Nous allons utiliser cette propriété pour estimer les lois de comportement des ZFBS et ZFR, avec les deux hypothèses suivantes :

- *dans le métal déposé, les ZFBS et ZFR sont homogènes et ont même module d'Young ; dans chacune, la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement sont proportionnelles à la microdureté moyenne* ;
- *le rapport entre la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement des ZFBS et ZFR est indépendant de la température.*

IV.2.2.2. Simulation des essais sur éprouvettes AE2_10 rompues à -175°C à l'aide du modèle « MD composite »

Pour valider le modèle « MD composite », nous proposons de simuler les essais sur éprouvettes AE2_10 rompues à -175°C. La simulation nécessite 4 étapes :

- détermination des lois de comportement des ZFBS et ZFR à -175°C,
- repérage des positions des ZFBS, ZFR et de la zone affectée thermiquement dans l'éprouvette,
- implantation les lois de comportement dans la modélisation,
- simulation numérique.

<u>Lois de comportement</u>

Pour trouver les lois de comportement des ZFBS et ZFR, nous utilisons comme référence la loi de comportement moyenne à -175°C mesurée expérimentalement (§.III.2.2.1) et appliquons les hypothèses proposées au §.IV.2.2.1. La [Figure IV-6] montre la géométrie de l'éprouvette de traction monotone 6987FE prélevée dans le métal déposé avant et après l'essai à -175°C. Nous coupons transversalement la section utile de l'éprouvette. La coupe montre que 40% de la section sont constitués de ZFBS et 60% sont constitués de ZFR. Nous définissons ensuite la microdureté moyenne dans la section droite de l'éprouvette de traction monotone :

$$H_{ep} = \left(H_{ZFBS} \times 40\%\right) + \left(H_{ZFR} \times 60\%\right) \tag{4.1}$$

où : H_{ep} : microdureté moyenne dans la section utile.
H_{ZFBS} : microdureté moyenne dans les ZFBS.
H_{ZFR} : microdureté moyenne dans les ZFR.

La microdureté moyenne H_{ep} est donc de 192 Hv (=200×40%+187×60%). La courbe de traction « moyenne » à -175°C du MD présentée au §III.2.2.1 correspond donc à cette microdureté 192Hv.

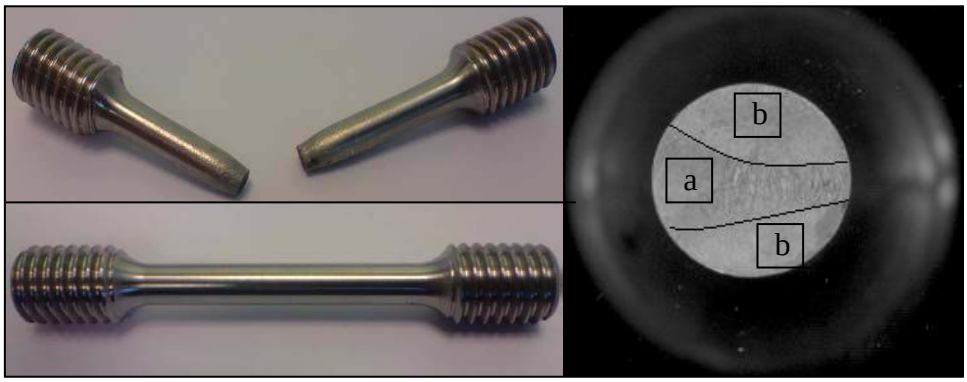


Figure IV-6 : Eprouvette de traction 6987FE (5mm de diamètre) prélevée dans le métal déposé, rompue à -175°C et microstructure dans la section droite : a) zone fondue brute de solidification (ZFBS, 40% section); b) zone fondue recuite (ZFR, 60% section).

Selon l'hypothèse proposée, la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement sont proportionnelles à la microdureté moyenne. Ainsi, la courbe de traction à -175°C de la ZFBS (microdureté moyenne 200Hv) est obtenue à partir de celle du MD en multipliant la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement par un facteur q_1 :

$$q_1 = \frac{H_{ZFBS}}{H_{ep}} = \frac{200}{192} \tag{4.2}$$

$$\sigma_{ZFBS} = \sigma_{ep} \times q_1 \tag{4.3}$$

De même, la courbe de traction de la ZFR (microdureté moyenne 185Hv) est obtenue à partir de celle du MD en multipliant la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement par un facteur q_2 :

$$q_2 = \frac{H_{ZFR}}{H_{ep}} = \frac{187}{192} \tag{4.4}$$

$$\sigma_{ZFR} = \sigma_{ep} \times q_2 \tag{4.5}$$

Nous obtenons ainsi les lois de comportement en traction à -175°C de la ZFBS et de la ZFR, présentées à la [Figure IV-7].

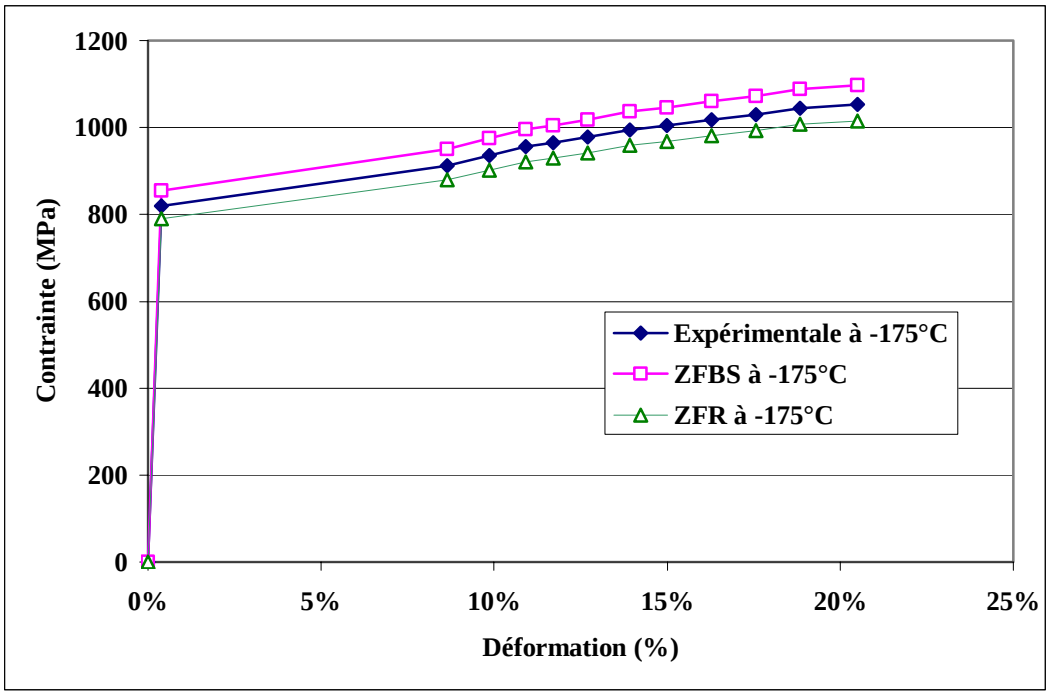


Figure IV-7 : Lois de comportement en traction à -175°C des ZFBS et des ZFR obtenues à partir de la loi expérimentale moyenne du métal déposé à -175°C (éprouvette de traction 6987FE) en multipliant la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement par les facteurs q_1, éq. (4.2) et q_2, éq. (4.4).

Repérage des différentes zones

La deuxième étape consiste à repérer les positions des ZFBS, ZBR et ZAT dans l'éprouvette AE2. Les ZFBS et ZFR dans le plan de l'entaille sont repérées sur les faciès de rupture (§.III.3.3.1). Les formes des ZFBS, ZFR et zone affectée thermiquement sont modélisées suivant les formes des passes de soudage révélées dans le joint soudé [Figure IV-8]. Du fait de la faible épaisseur des éprouvettes AE2, nous considérons que les ZFBS, ZFR et ZAT occupent des volumes cylindriques de génératrices perpendiculaires à l'axe de l'éprouvette.

Implantation des lois de comportement

La troisième étape consiste à implanter les lois de comportement. Les essais sont ensuite simulés par éléments finis via le logiciel CASTEM développé au CEA. L'éprouvette est maillée indépendamment de l'existence des 4 zones (MB, ZAT, ZFBS et ZFR). Les caractéristiques du comportement de chaque zone (module d'Young, coefficient de Poisson, loi de comportement) sont affectées aux points de Gauss situés dans ces zones [Figure IV-8]. Cette méthode évite de mailler spécifiquement chacune de zones.

Simulation des essais

Une éprouvette complète est maillée, en raison de l'asymétrie des ZFBS et des ZFR. Pour simuler les essais de rupture sur éprouvette AE2, un blocage est imposé à la section inférieure selon Z et un déplacement est imposé selon Z à la section supérieure [Figure IV-9].

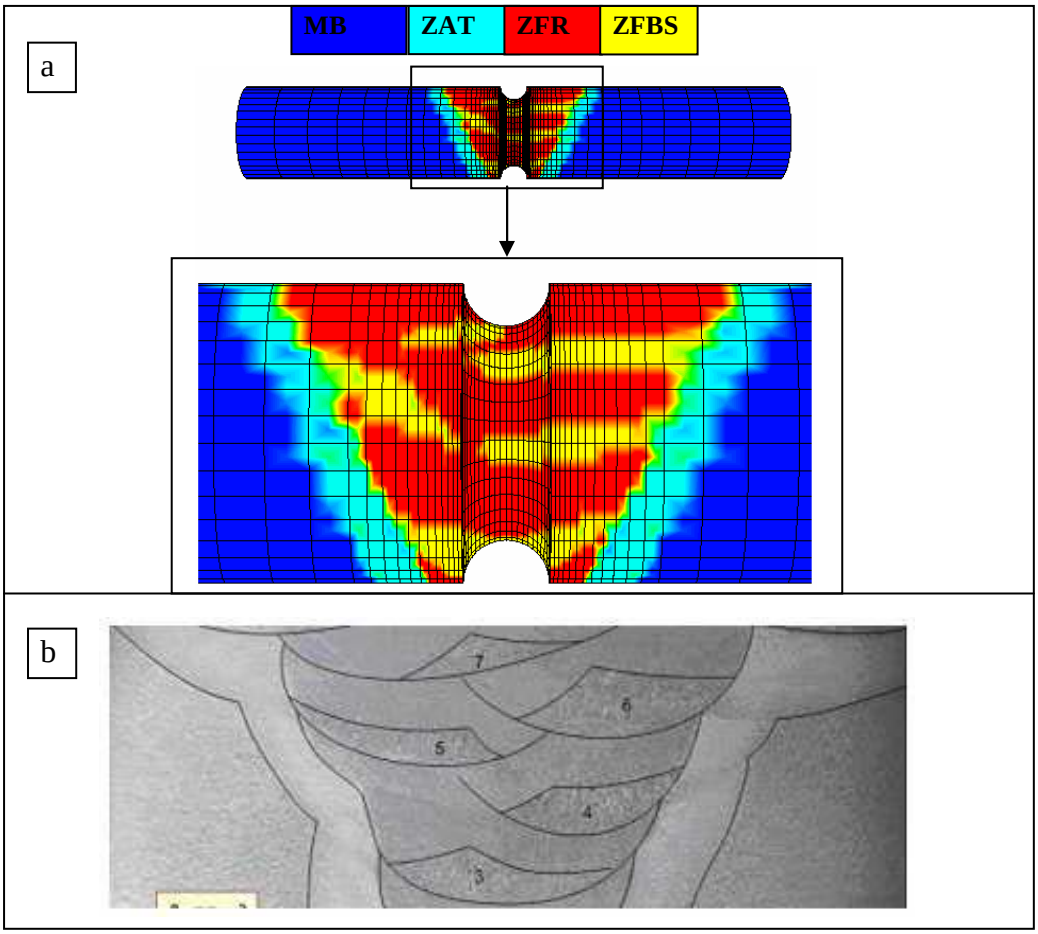


Figure IV-8 : Simulation « MD composite » par la prise en compte de l'hétérogénéité du métal déposé : (a) maillage d'une éprouvette AE2_10, (b) microstructure réelle observée dans le joint soudé.

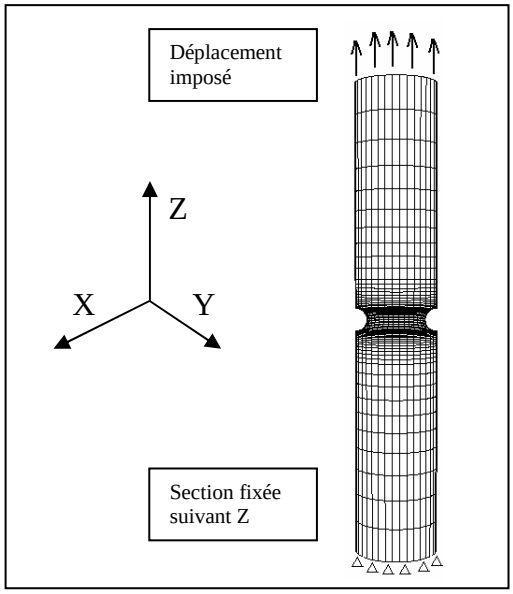
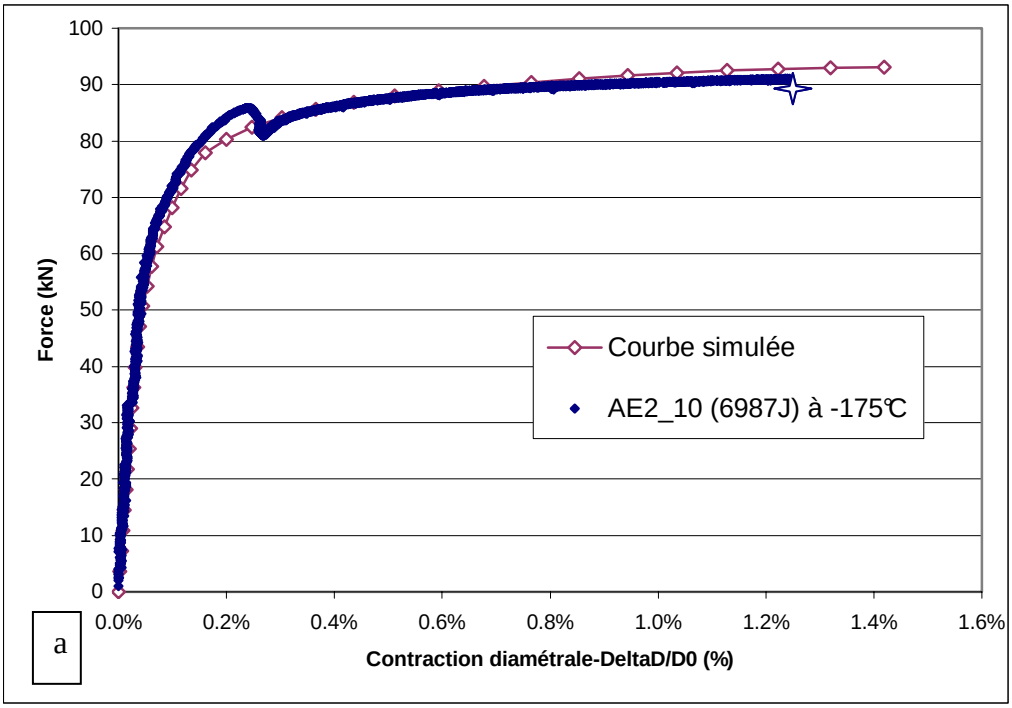


Figure IV-9 : Conditions aux limites pour la simulation par le modèle « MD composite » des éprouvettes AE2.

La [Figure IV-10] compare les courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et celles simulées de deux éprouvettes AE2_10 rompues à -175°C. Nous constatons un bon accord entre les deux courbes. Ce résultat augure favorablement de l'utilisation du modèle « MD composite » pour simuler les différents essais de rupture réalisés.



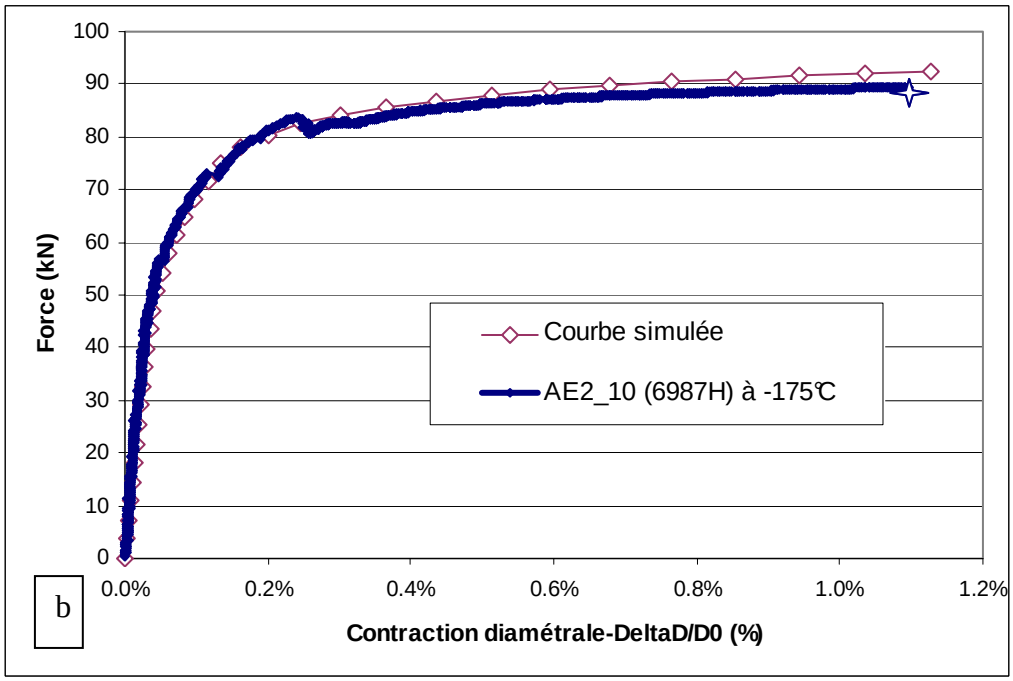


Figure IV-10 : Comparaison entre les courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentale et celle simulée à l'aide du modèle « MD composite » des essais sur éprouvettes AE2_10 rompues à -175°C (✧ rupture fragile).

IV.2.2.3. Simulation des essais sur éprouvettes AE2_10 rompues à -150°C et sur éprouvettes AE2_8 rompues à -150°C et -175°C à l'aide du modèle « MD composite »

Pour poursuivre la validation de la simulation à l'aide du modèle « MD composite », nous l'appliquons à des essais à différentes températures et sur des éprouvettes de différents diamètres à fond d'entaille (10 et 8 mm). Les proportions de ZFBS et ZFR y sont différentes. Un exemple de modélisation des différentes zones dans une éprouvette AE2_8 est représentée sur la [Figure IV-11].

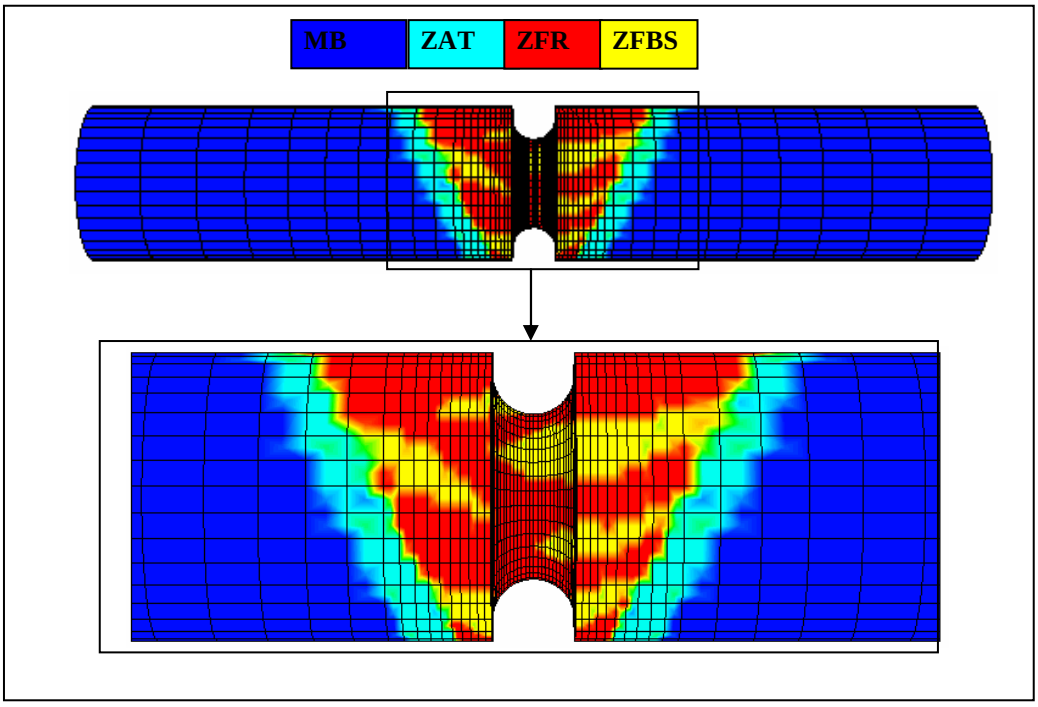
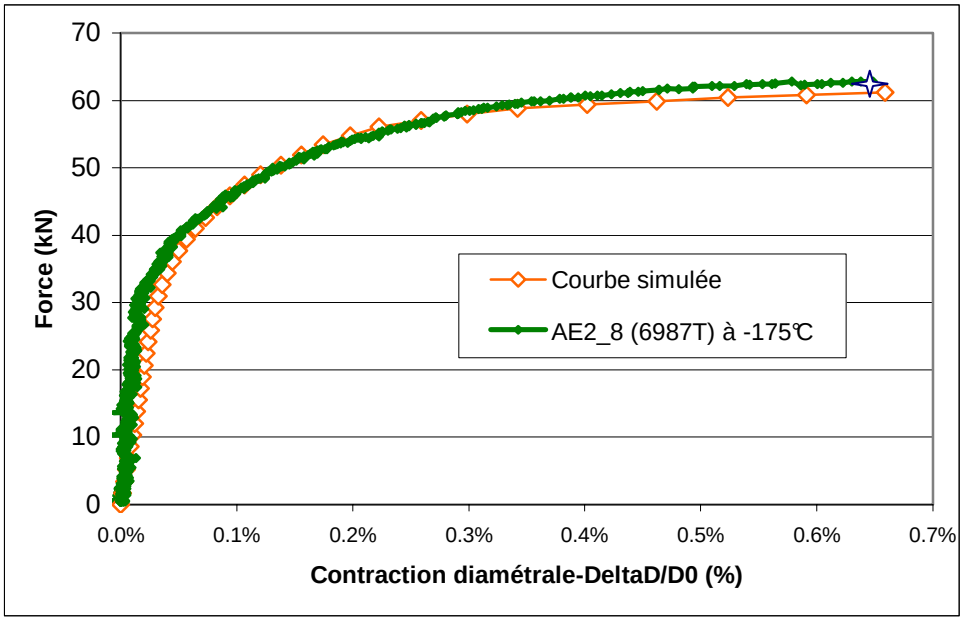


Figure IV-11 : Modélisation « MD composite » des différentes zones métallurgiques d'une éprouvette AE2_8.

Modélisons maintenant les essais sur éprouvettes AE2_8 à -175°C. Les lois de comportement des ZFBS et ZFR à -175°C ont été calculées dans le paragraphe précédent. Les calculs sont faits en suivant les mêmes étapes que pour les éprouvettes AE2_10. La [Figure IV-12] présente la comparaison des courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et simulées de deux éprouvettes AE2_8 rompues à -175°C. La simulation grâce au modèle « MD composite » reproduit correctement les courbes expérimentales. Les résultats de la simulation des autres essais sur éprouvettes AE2_8 testées à -175°C sont présentés dans l'Annexe D. C'est-à-dire, avec le même modèle et la même loi de comportement à -175°C, nous pouvons prédire les essais de deux géométries différentes, AE2_10 et AE2_8, ce qui est impossible avec le modèle « MD homogène ».

Le modèle « MD composite » est également utilisé pour simuler les essais sur éprouvettes AE2_10 et AE2_8 à -150°C. Pour cela, il faut d'abord trouver les lois de comportement des ZFBS et ZFR à -150°C. L'éprouvette de traction monotone 6987FI rompue à -150°C est donc coupée transversalement dans la section utile [Figure IV-13]. 40% de la section sont constitués de ZFBS et 60% de ZFR. Les simulations des essais sur éprouvettes AE2_10 et AE2_8 à -150°C sont ensuite réalisées suivant les 4 étapes présentées §.IV.2.2.2. La [Figure IV-14] compare les courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et

simulées pour les essais sur éprouvettes AE2 testées à -150°C. Nous constatons un bon accord. Ce résultat valide encore une fois l'utilisation du modèle « MD composite » prenant en compte de l'hétérogénéité du MD. Nous admettons donc que ce modèle est utilisable pour simuler tout autre essai de rupture, en particulier les essais sur éprouvettes CT12.



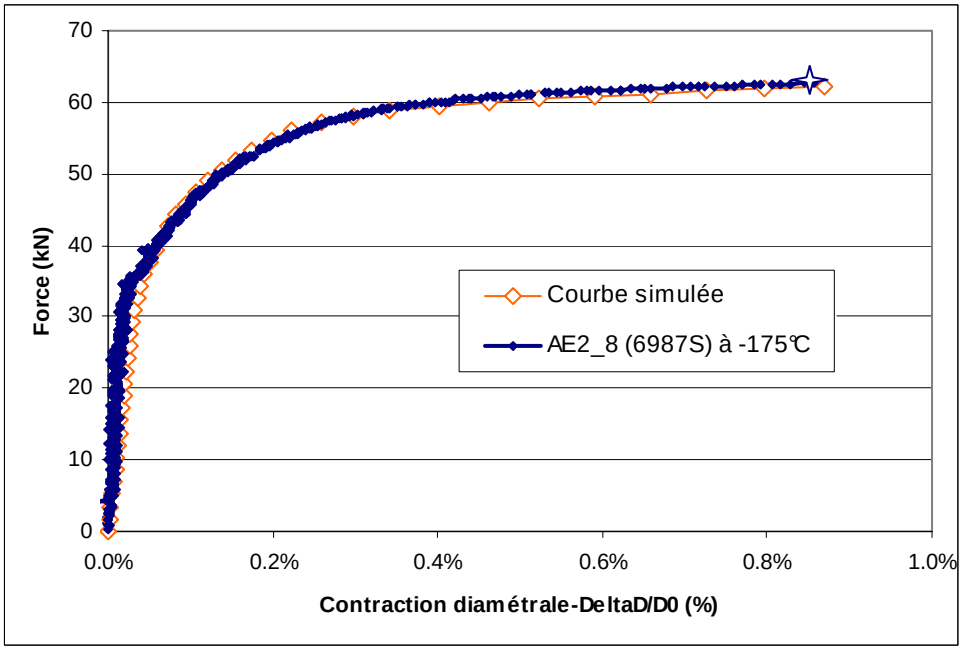


Figure IV-12 : Comparaison des courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et simulées par le modèle « MD composite » des essais sur éprouvettes AE2_8 testées à -175°C (✧ rupture fragile).

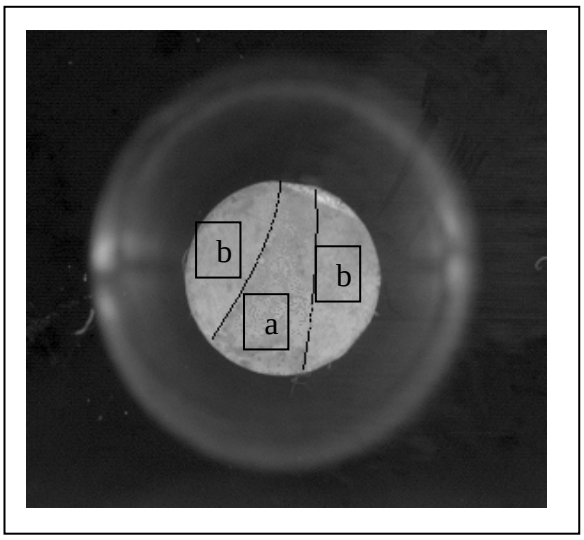
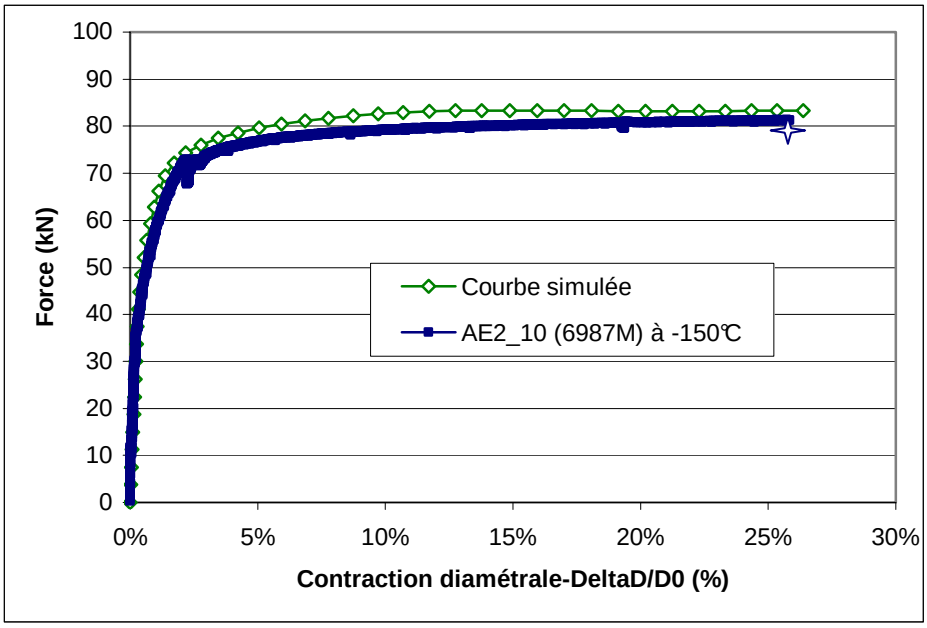


Figure IV-13 : Microstructure dans la section à fond d'entaille de l'éprouvette de traction 6987FI (5mm de diamètre) prélevée dans métal déposé, rompue à -150°C : a) ZFBS, 40% section; b) ZFR, 60% section.



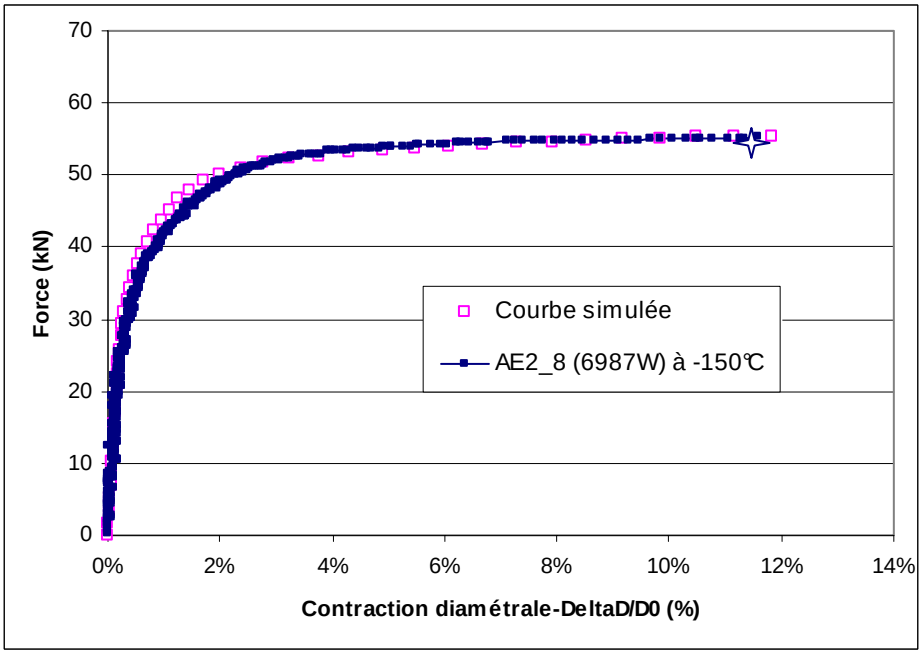


Figure IV-14 : Comparaison des courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et simulées par le modèle « MD composite » des essais à -150°C sur : (a) éprouvette AE2_10 6987M, (b) éprouvette AE2_8 6987W (✧ rupture fragile).

IV.2.2.4. Simulation par le modèle « MD composite » des essais de rupture sur éprouvettes CT12

Etant donné le succès de la simulation des essais sur éprouvettes AE2 par le modèle « MD composite », nous utilisons désormais ce modèle pour simuler les essais sur éprouvettes CT12. La simulation est réalisée en suivant les 4 étapes décrites précédemment :

- détermination des lois de comportement des ZFBS et ZFR à chaque température,
- repérage des positions des ZFBS, ZFR et zone affectée thermiquement sur les éprouvettes,

- implantation des lois de comportement pour la modélisation,
- simulation des essais.

Pour la première étape, les coupes transversales dans les sections utiles des éprouvettes de traction 6978FG testée à -30°C, 6978FH testée à -25°C et 69710FJ testée à +20°C montrent que les ZFBS représentent respectivement 39%, 38% et 41% de la section [Figure-15]. Nous admettons un rapport commun de 40% de ZFBS et 60% de ZFR pour calculer les lois de comportement de ces zones à chaque température d'essai sur éprouvette CT12. Aussi, nous utilisons les mêmes facteurs q_1 et q_2, et la même démarche de détermination des lois de comportement des ZFBS et ZFR que pour les éprouvettes AE2 (§.IV.2.2.2).

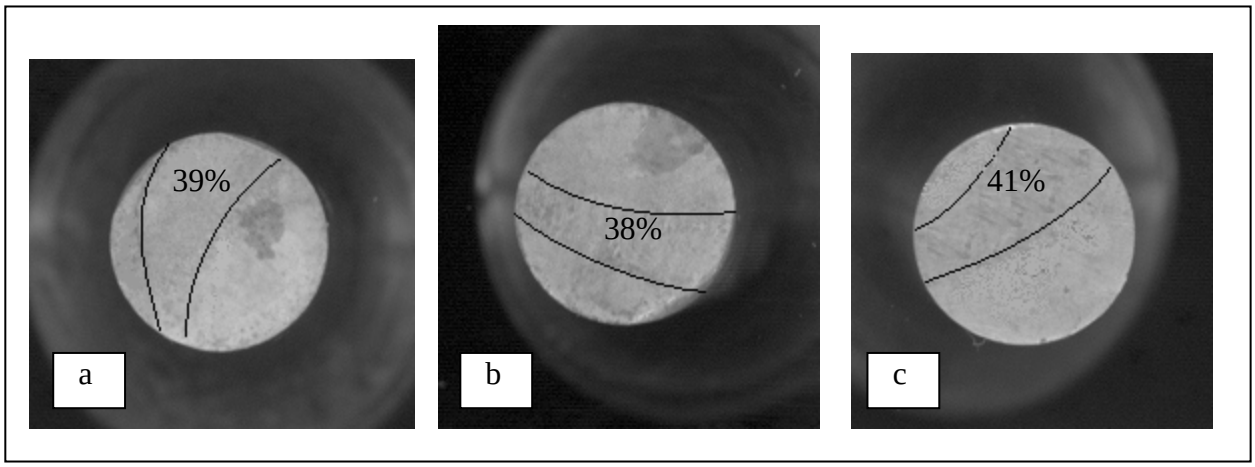


Figure IV-15 :Microstructure dans la section coupée des éprouvettes de traction (5mm de diamètre) prélevées dans métal déposé : a) 6978FG testée à -30°C ; b) 6978FH testée à -25°C; c) 69710FJ testée à +20°C. Les ZFBS représentent respectivement 39%, 38% et 41% de la section droite.

Pour la deuxième étape, toutes les éprouvettes CT12 ont été coupées perpendiculairement au plan de l'entaille, juste à l'avant du front de la fissure, comme présenté au §III.4.3.1 [Figure III-37]. Les facettes de coupe ont été ensuite polies et attaquées au Nital pour révéler les ZFBS, les ZFR et la zone affectée thermiquement dans chacune des éprouvettes CT12. Les formes des ZFBS, ZFR et de la zone affectée thermiquement de chaque éprouvette CT12 sont modélisées suivant les zones révélées [Figure IV-16]. Hors de la zones utile, les frontières entre les différentes zones sont floues, parce que ces zones sont des champs de la variable scalaire aux points de Gauss et la taille des mailles extérieures est assez grande. Dans la zone du processus de rupture, à savoir autour de l'entaille ou de la préfissure, où la taille des mailles est très petite, les contours des ZFBS et ZFR sont plus nets [Figure IV-17]. Les formes des fonds des préfissures sont modélisées de la même façon que pour la modélisation « MD homogène » (§IV.2.1). Toute l'éprouvette doit être modélisée du fait de l'absence de symétrie. Pour réaliser la simulation des essais de rupture sur éprouvettes CT12, la goupille inférieure est fixée et celle supérieure subit un déplacement imposé suivant Z [Figure IV-18].

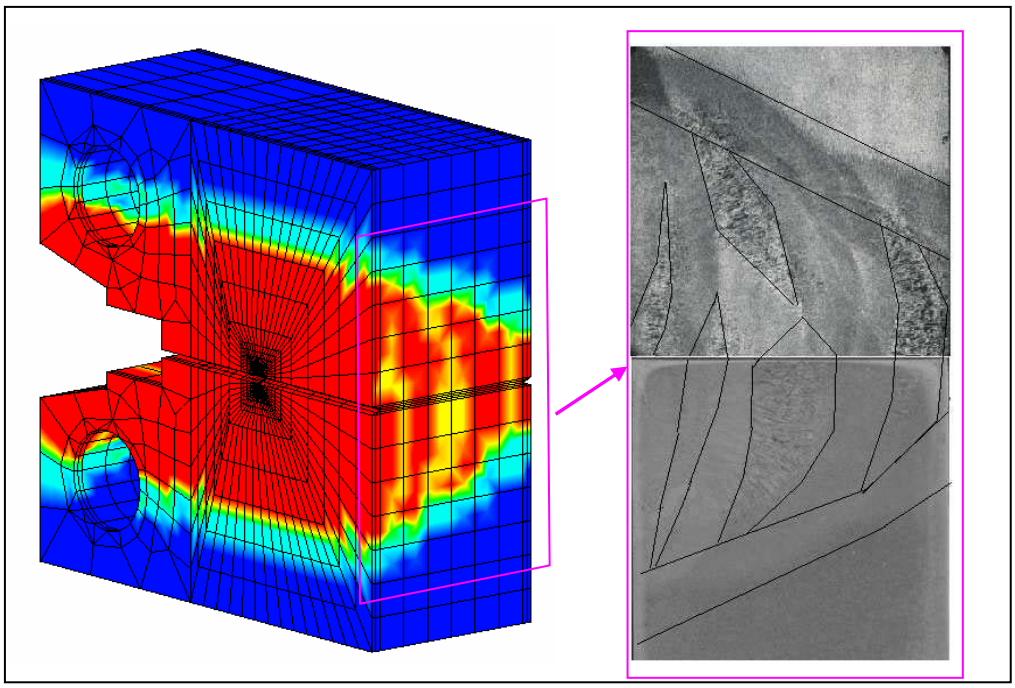


Figure IV-16 : Modélisation des différentes zones métallurgiques de l'éprouvette CT12-n (6987F) rompue à +20°C, suivant la microstructure révélée sur la coupe transversale de l'éprouvette.

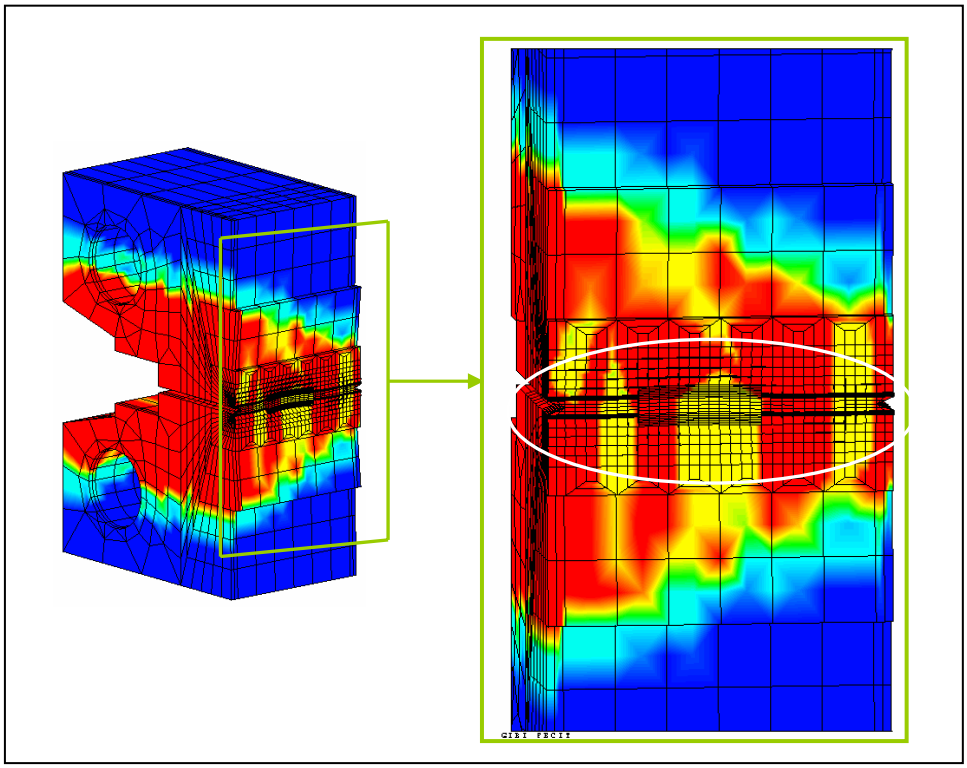


Figure IV-17 : Dans la zone du processus de rupture, à savoir autour de l'entaille ou de la préfissure, où la taille des mailles est très petite, les contour des ZFBS et ZFR sont plus nets.

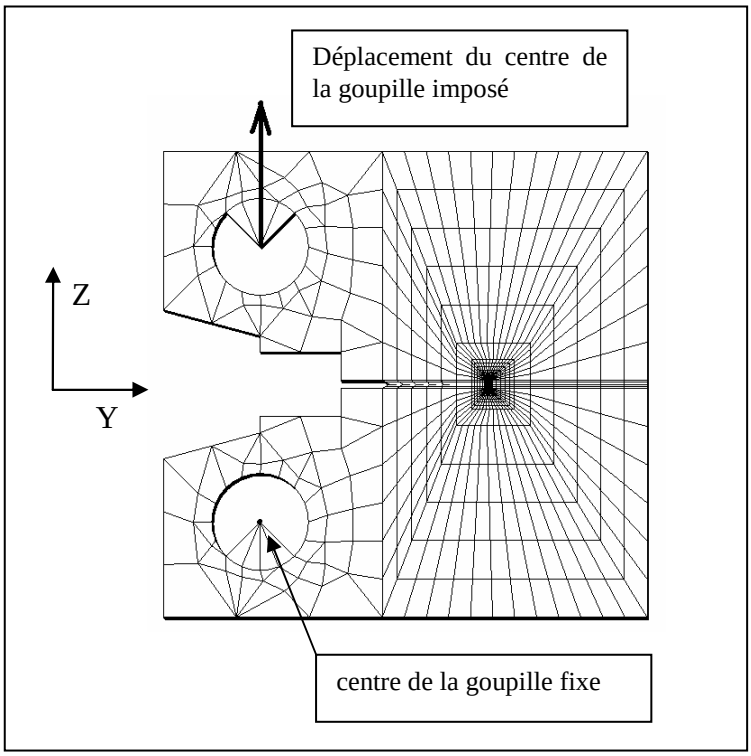


Figure IV-18 : Conditions aux limites pour la simulation des essais sur éprouvettes CT12.

Pour valider les simulations numériques des essais de rupture sur éprouvettes CT12, nous comparons les courbes « Force-ouverture » expérimentales et simulées. La [Figure IV-19] présente ces courbes « Force-ouverture » expérimentales et simulées par le modèle « MD homogène » et par le modèle « MD composite », pour 3 essais sur éprouvettes CT12. Le modèle « MD composite » reproduit correctement les courbes expérimentales. Les forces sont encore surestimées, mais seulement de 2% à 4%. Tandis que le modèle « MD homogène » surestime systématiquement les forces 10%. Les comparaisons pour les autres essais sont présentées dans l'Annexe D. Ces résultats valident les simulations numériques par le modèle « MD composite ». Désormais, le modèle « MD composite » sera utilisé pour simuler tous les essais nécessaires à la détermination des paramètres du modèle en contrainte seuil.

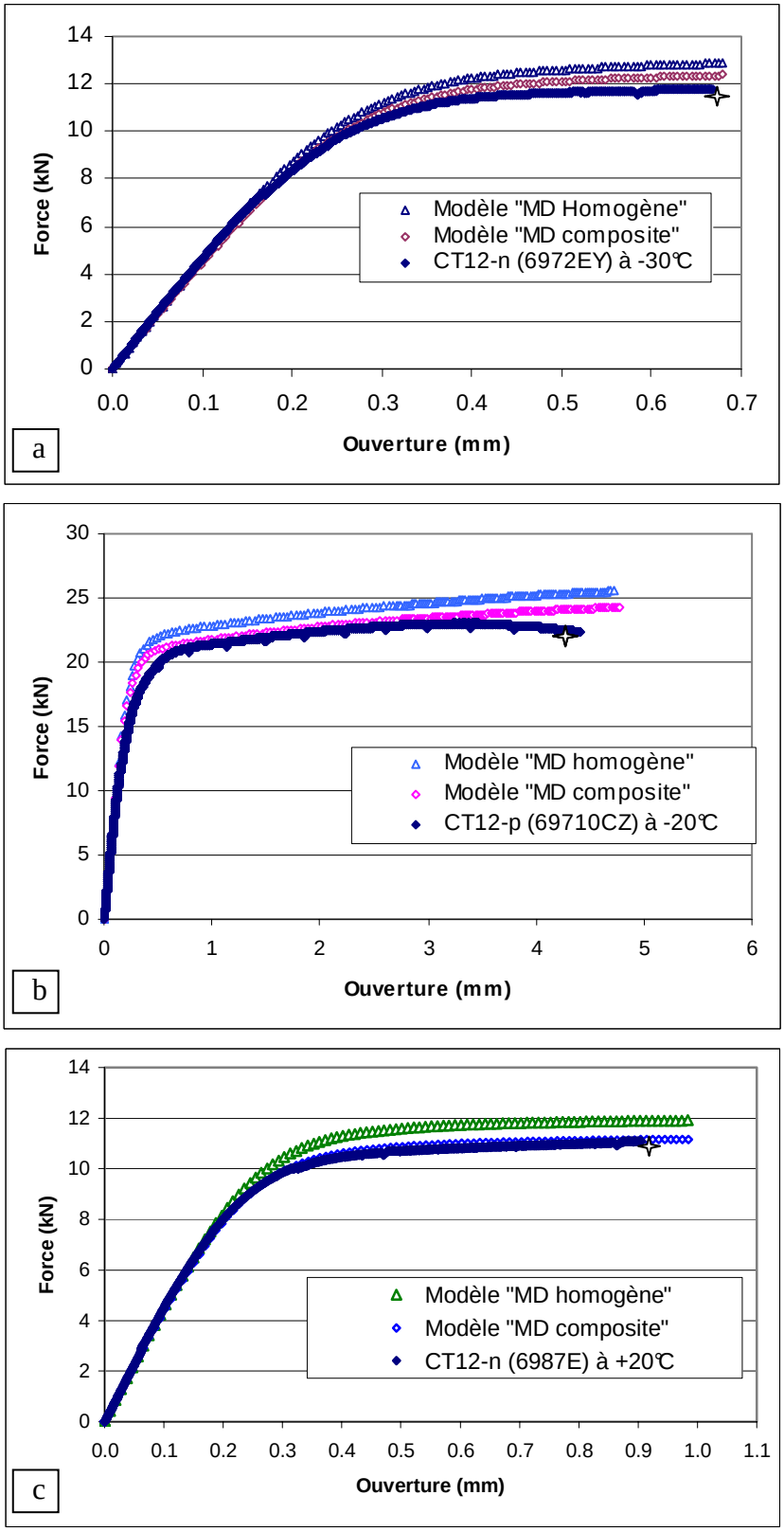


Figure IV-19 : Comparaison des courbes « Force-Ouverture » expérimentales et simulées par les modèles « MD homogène » et « MD composite » des essais sur : (a) éprouvette CT12-n (6972EY) à rompue -30°C, (b) éprouvette CT12-p (69710CZ) rompue à -20°C, (c) CT12-n (6987E) rompue à +20°C (✧ rupture fragile).

IV.3. Simulation des essais de rupture. Grandeurs mécaniques aux sites d'amorçage

IV.3.1. Essais de rupture sur éprouvettes AE2

IV.3.1.1. Etude de la rupture par clivage des éprouvettes AE2

Les essais sur éprouvettes AE2 prélevées dans le MD ont été réalisés à basse température (-175°C et -150°C). Tous ces essais ont été simulés avec succès par le modèle « MD composite ». Une fois cette simulation validée, nous étudions la rupture de ces éprouvettes. Pour cela, nous faisons la comparaison entre les champs mécaniques simulés numériquement (contraintes, déformations, triaxialités…) dans la section moyenne de l'entaille et les faciès de rupture observés. Nous présentons ici cette comparaison pour l'essai sur éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C. Les comparaisons pour deux autres essais (essai AE2_8 6987Q et essai AE2_8 6987S, testés à -175°C) sont présentées dans l'Annexe D.

La Figure IV-20 présente le faciès de rupture de l'éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C. Nous y distinguons les différentes zones ZFBS et ZFR.

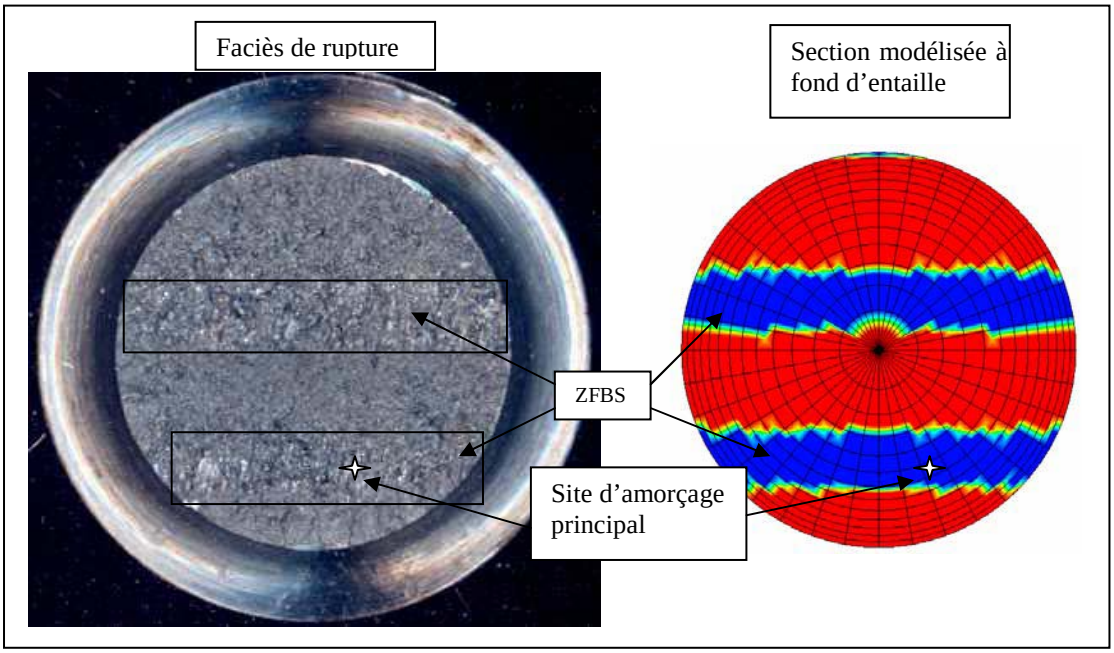


Figure IV-20 : ZFBS et ZFR observées sur le faciès de rupture de l'éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C et section modélisée à fond d'entaille, localisation du site d'amorçage principal.

La Figure IV-21 présente les champs des contraintes principales maximales et des contraintes équivalentes au moment de la rupture dans la section à fond d'entaille et la localisation du site d'amorçage principal observé au MEB de l'éprouvette AE2_10 (6987H) testée à -175°C. La Figure IV-22 présente les champs des taux de triaxialité ($h=\sigma_m/\sigma_{eq}$ avec σ_m, σ_{eq} : trace et équivalent von Mises de contrainte) et des déformations plastiques équivalentes. La correspondance entre le faciès de rupture et les champs des contraintes

montre que les contraintes principales maximales et les contraintes équivalentes dans les ZFBS sont plus élevées que celles dans les ZFR [Figure IV-21], mais c'est le cas inverse pour les taux de triaxialité [Figure IV-22(a)]. Les contraintes principales maximales les plus faibles se situent en périphérie de la section, c'est le contraire pour les contraintes équivalentes. La déformation plastique est maximale en périphérie et minimale au centre [Figure IV-22(b)]. Il ne semble pas y avoir de relation entre les déformations plastiques et la localisation des différentes zones (ZFBS et ZFR).

La localisation des sites principaux d'amorçage dans les éprouvettes observées au MEB (§III.3.3.2) montre que ces sites se situent systématiquement dans une ZFBS. Pour l'éprouvette AE2_10 6987H rompue à -175°C par exemple, le site principal d'amorçage du clivage se situe dans une ZFBS, où les contraintes principales maximales sont les plus élevées : 1350 MPa au site principal d'amorçage. La déformation plastique reste très faible (1,11% au site d'amorçage principal). Les taux de triaxialité des contraintes ont des valeurs voisines de 0,8 à 0,9 dans les ZFBS. Il semble donc que le niveau élevé de la contrainte principale maximale dans les ZFBS est un facteur important pour l'amorçage du clivage, en revanche, le taux de triaxialité ne semble pas jouer un rôle important.

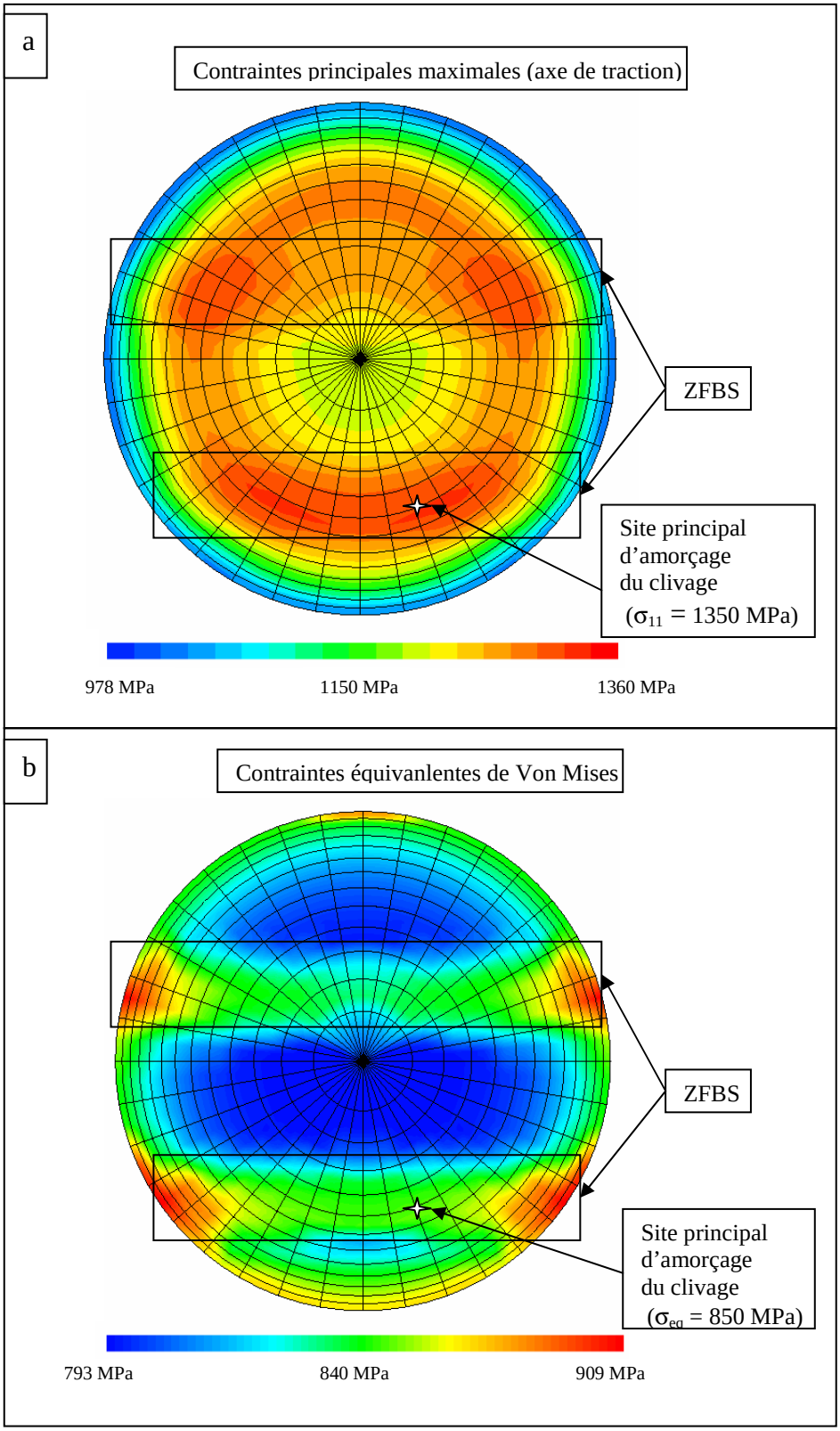


Figure IV-21 : Champ des contraintes principales maximales (a) et champ des contraintes équivalentes de Von Mises (b) au moment de la rupture dans la section à fond d'entaille et localisation du site principal d'amorçage dans l'éprouvette AE2_10 (6987H) testée à -175°C.

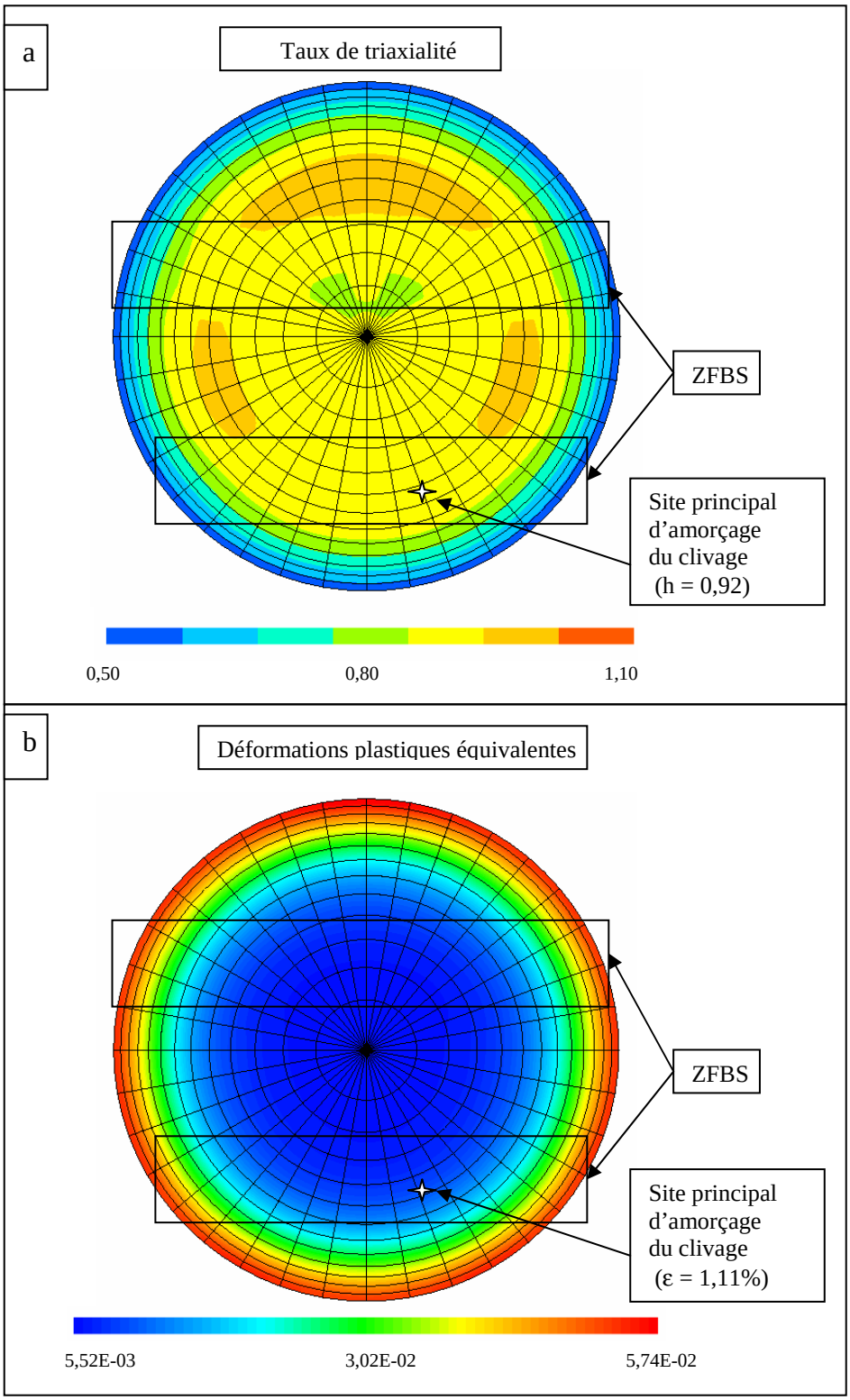


Figure IV-22 : Champ des taux de triaxialité (a) et champ des déformations plastiques équivalentes (b) au moment de rupture dans la section à fond d'entaille et localisation du site d'amorçage principal de l'éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C.

IV.3.1.2. Etude des sites principaux et secondaires d'amorçage du clivage sur un faciès de rupture

Les sites d'amorçage du clivage dans l'éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C ont été repérés au MEB (§III.3.3.2). Un site principal d'amorçage et 240 sites secondaires ont été repérés. La plupart de ces sites coïncident avec des particules de tailles variées (de 0,5 µm à 7 µm). Leur répartition est assez uniforme, dans les ZFBS comme dans les ZFR. La [Figure IV-21] donne la répartition et les tailles des particules aux sites d'amorçage. 8 (sur 12) grandes particules (>3 µm) se situent dans les ZFBS.

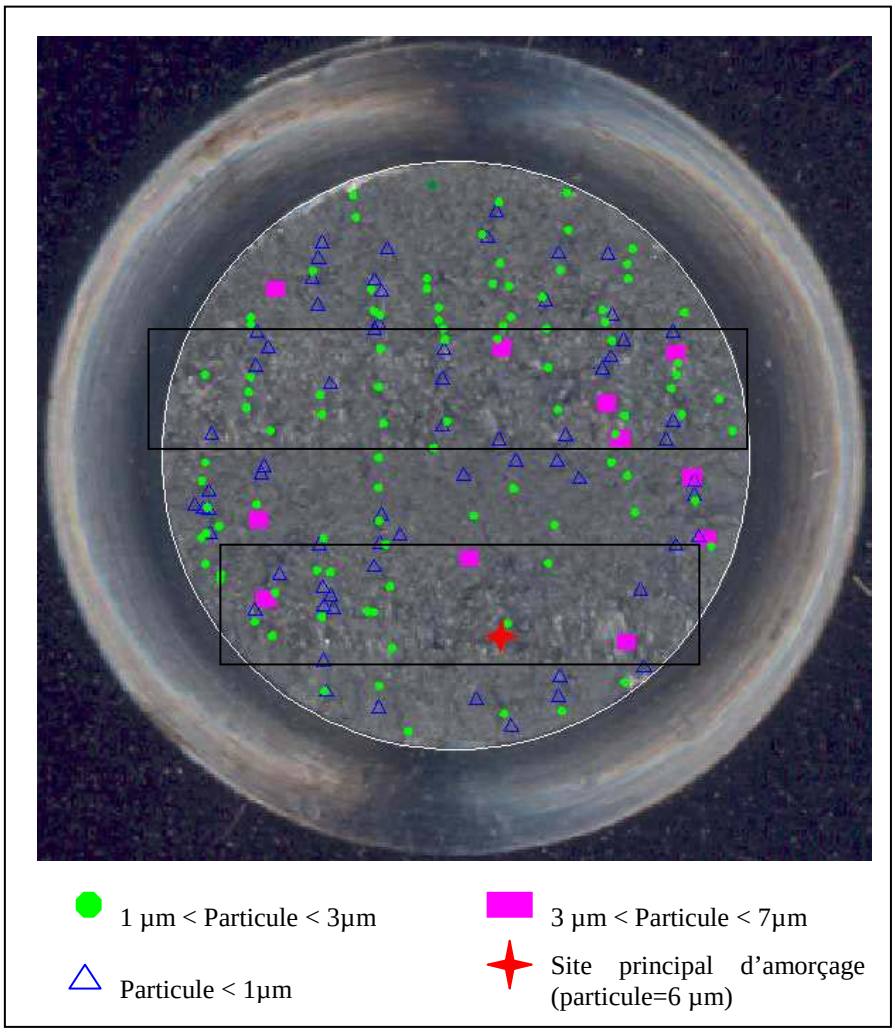


Figure IV-23 : Sites principal et secondaires d'amorçage du clivage, et tailles des particules ayant amorcé le clivage sur le faciès de rupture de l'éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C.

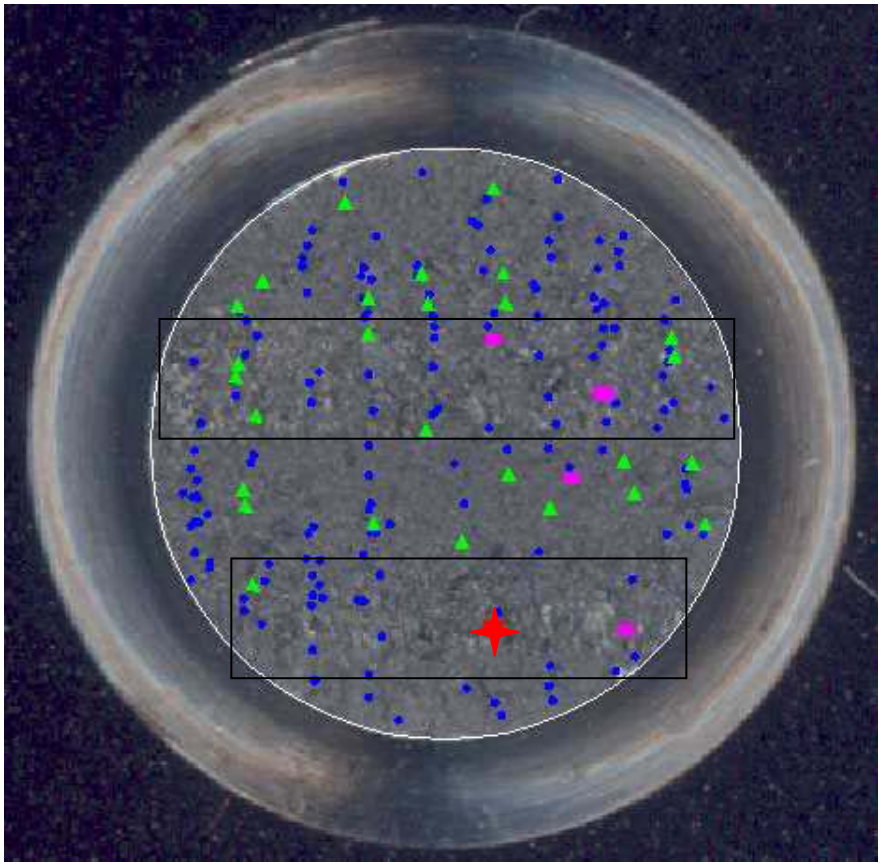
Pour quantifier la sollicitation à la rupture au lieu d'amorçage, nous définissons le facteur d'intensité de contrainte local K calculé à chaque site d'amorçage par la relation :

$$K = \sigma_{11}\sqrt{\pi d}\left(MPa.m^{1/2}\right) \tag{4.6}$$

où d : taille de la particule au site d'amorçage [GRI 20].
σ_{11} : contrainte principale maximale au site d'amorçage au moment de la rupture.

Ce facteur K est la grandeur caractéristique des champs mécaniques, au niveau d'un défaut de forme « penny-shape » noyé dans un massif sollicité perpendiculairement à l'aire du défaut.

La [Figure IV-24] montre les valeurs des facteurs K aux sites d'amorçage du clivage sur le faciès de l'éprouvette AE2_10 (6987H). Les K les plus grands (>5 MPa.m$^{1/2}$) correspondent aux sites comportant une grande particule (>3 µm) et 4 sur les 5 plus grands K se situent dans une ZFBS. Ce résultat est logique puisque le niveau des contraintes est plus élevé dans ces zones.



K < 3 MPa.m$^{1/2}$

K > 5 MPa.m$^{1/2}$

3 MPa.m$^{1/2}$ < K < 5 MPa.m$^{1/2}$

K = 5,86 MPa.m$^{1/2}$ au site principal d'amorçage

Figure IV-24 : Facteurs d'intensité des contraintes locaux, K, aux sites d'amorçage, sur le faciès de rupture de l'éprouvette AE2_10 (6987H) rompue à -175°C.

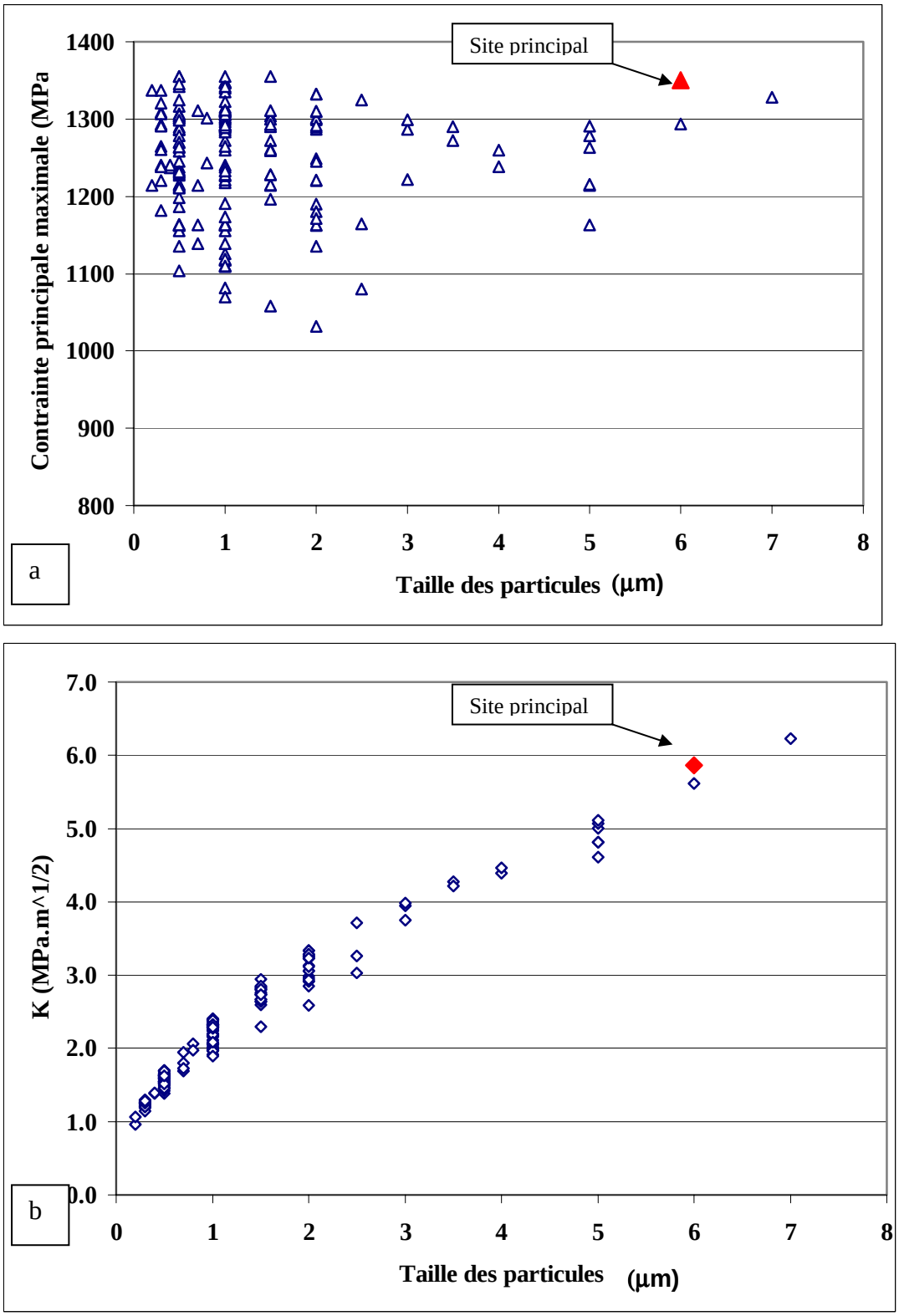


Figure IV-25 : Eprouvette AE2_10 (6987H) à -175°C : (a) Relation entre la taille des inclusions et la contrainte principale maximale aux sites d'amorçage, (b) relation entre la taille des inclusions et le facteur d'intensité de contrainte local K aux sites d'amorçage.

Les relations entre la contrainte principale maximale, le facteur K et la taille des inclusions aux sites d'amorçage sont présentées à la [Figure IV-25]. Elle montre que le site

principal correspond à des hautes valeurs de σ_{11max} et K, comparé aux sites secondaires. Bien que n'ayant pas observé tous les sites secondaires sur les autres éprouvettes AE2 rompues, on peut supposer que le résultat serait identique. Le Tableau IV-1 donne les caractéristiques au site principal d'amorçage de 3 éprouvettes rompues à -175°C (éprouvettes AE2_10 6987H, AE2_8 6987Q et AE2_8 6987S). Les valeurs de K, σ_{11max}, σ_{eq} et les tailles de particules aux sites principaux des 3 éprouvettes sont très voisines, ce qui tend à confirmer ce qui précède. Les sites principaux d'amorçage du clivage se situent toujours dans une ZFBS, au droit d'une grande particule, là où la contrainte principale maximale est grande et le facteur d'intensité de contrainte local élevé. La contrainte principale maximale et la taille de particule ayant amorcé le clivage jouent donc un rôle très important vis-à-vis de l'amorçage.

	AE2_10 (6987H)	**AE2_8 (6987Q)**	**AE2_8 (6987S)**
Température d'essai (°C)	-175	-175	-175
Taille de particule au site principal (µm)	6	6	8
Facteur d'intensité de contrainte local K ($MPa.m^{1/2}$)	5,86	5,82	6,82
Contrainte principale maximale (MPa)	1350	1340	1360
Contrainte équivalente (MPa)	850	833	807
Déformation plastique locale (%)	1,11%	0,57%	1,16%
Taux de triaxialité (h)	0,92	0,96	1,03

Tableau IV-1 : Grandeurs mécaniques caractéristiques calculées aux sites principaux d'amorçage du clivage dans les éprouvettes AE2 observées au MEB.

IV.3.2. Etude de la rupture par clivage des éprouvettes CT12

Les essais sur éprouvettes CT12 prélevées dans le métal déposé ont été réalisés aux températures dans le haut de la transition fragile/ductile (de -30°C à +20°C). Toutes les éprouvettes ont rompu par clivage. Les essais ont été simulés avec le modèle « MD composite ». Une fois cette simulation validée, nous étudions la rupture de ces éprouvettes. Pour cela, les champs mécaniques (contraintes, déformations, triaxialités …) sont calculés au moment de la rupture, et sont confrontés aux observations des faciès de rupture au MEB.

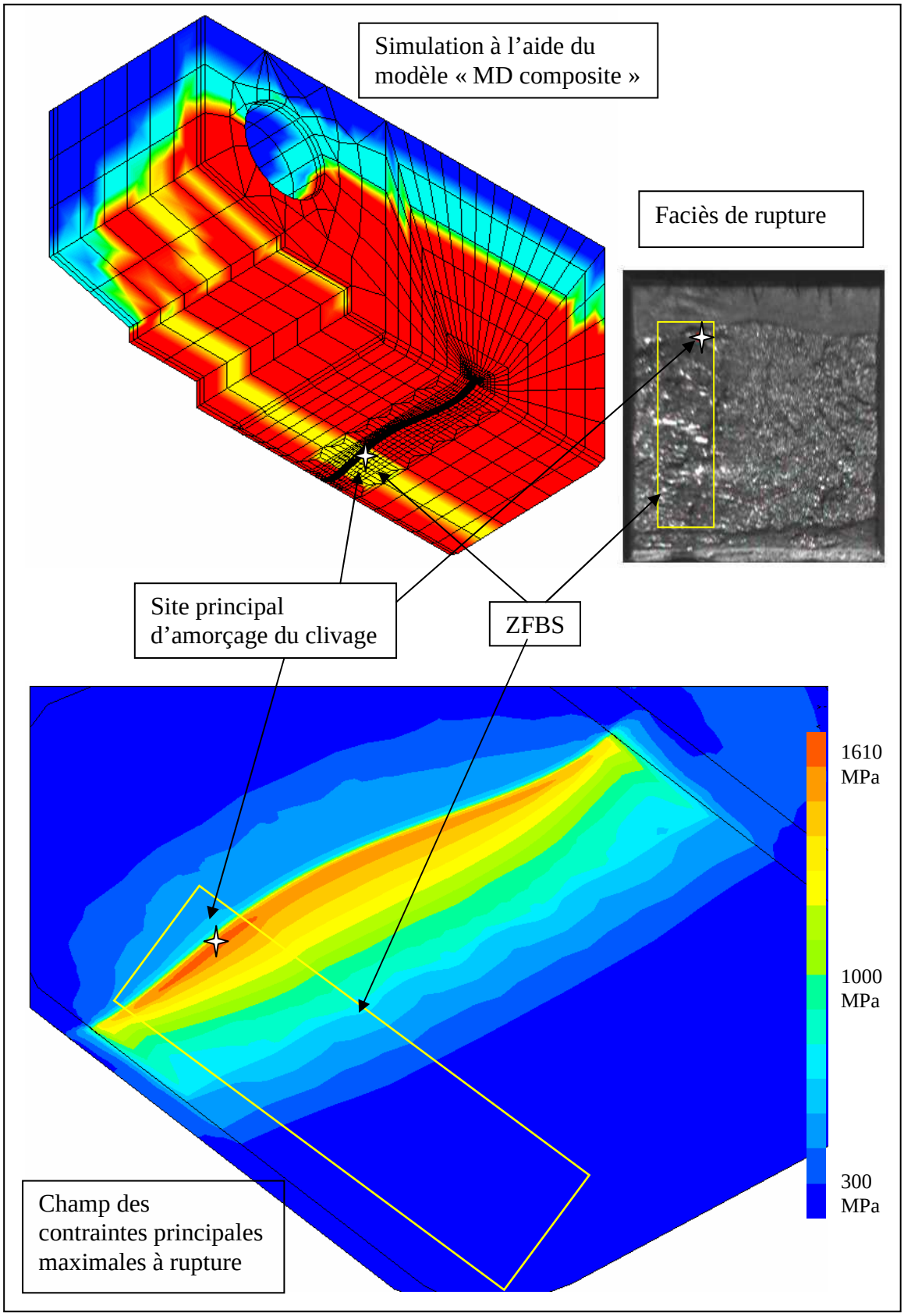
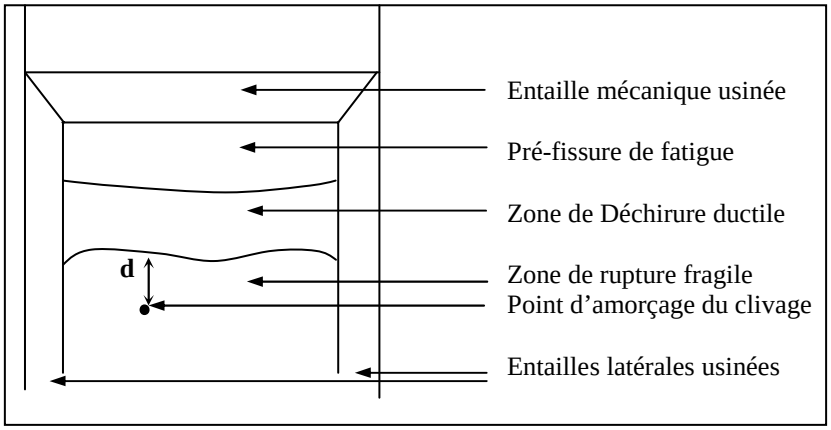


Figure IV-26 : Simulation de l'essai sur l'éprouvette CT12-n (6972FA) rompue à -30°C et faciès de rupture correspondant. Champ des contraintes principales maximales à rupture dans le plan moyen de l'entaille. Localisation du site principal d'amorçage du clivage.

Sur les faciès de rupture des éprouvettes CT12, nous distinguons clairement les ZFBS et les ZFR (§III.4.3.1). La simulation montre que les contraintes principales maximales sont plus élevées dans les ZFBS, là où les sites principaux d'amorçage du clivage se situent, que dans les ZFR [Figure IV-26]. La Figure IV-27 définit les contraintes principales maximales à rupture le long du front de la fissure, sur l'épaisseur nette de 10,8 mm de l'éprouvette CT12-n (6987FA) rompue à -30°C. Les contraintes principales sont bien maximales dans la ZFBS, elles atteignent environ 1400 MPa, tandis qu'elles ne sont que de l'ordre de 1320 MPa ailleurs, c'est-à-dire dans la ZFR.



Essai	Repère	Température d'essai (℃)	Distance **d** au front de la déchirure (µm)	Taille de la particule au niveau du site prin. de clivage (µm)	Contrainte principale maximale au site principal (MPa)
07-031	CT12-n 6972FA	-30	115	3,5	1570
07-020	CT12-p 69710CZ	-20	310	1	1446
08-011	CT12-n 6987C	-20	35	2	1316
07-038	CT12-n 6987B	-10	35	1,4	1354
07-042	CT12-n 6987F	20	100	3,5	1340
08-012	CT12-n 6987D	20	450	1,5	1436
08-088	CT12-n 6972FB	-150	6	0	1620
08-087	CT12-n 6972FC	-150	10	0	1563

Tableau IV-2 : Caractéristiques aux sites principaux d'amorçage du clivage sur les faciès des éprouvettes CT12 rompues observées au MEB.

Le [Tableau IV-2] présente la taille des particules observées, leur distance au front de fissure et les contraintes principales maximales à rupture aux sites principaux d'amorçage du clivage, dans les CT12 rompues observées au MEB. Les éprouvettes sont rompues par clivage, de -150°C jusqu'à l'ambiante. La [Figure IV-28] présente la relation entre la taille de particule au niveau des sites principaux d'amorçage et la contrainte calculée par élément finis au site principal à l'instant de la rupture. Cette contrainte diminue quand la taille de particule

au site augmente. En effet, plus la taille de particule est grande, plus la concentration de contrainte est élevée. La [Figure IV-29] présente la relation entre la température d'essai et la contrainte au site d'amorçage à l'instant de la rupture. Bien que les résultats soient dispersés, il semble que ces contraintes diminuent quand la température augmente. Les sites principaux d'amorçage du clivage aux températures entre -30°C et l'ambiante se trouvent au niveau de particules [Figure IV-30] et les contraintes principales maximales varient de 1300 MPa à 1450 MPa. En revanche, à très basse température (-150°C), le site principal d'amorçage du clivage est plus près du front de la préfissure (6µm), sans particule au niveau du site d'amorçage, mais les contraintes principales maximales à rupture calculées y sont beaucoup plus élevées (de 1550 MPa à 1620 MPa). Les particules jouent donc un rôle de concentration des contraintes à haute température (de -30°C à +20°C). A basse température (-150°C), où la limite d'élasticité est élevée, les contraintes principales maximales sont élevées et peuvent atteindre la contrainte critique du clivage sans concentration causée par une inclusion.

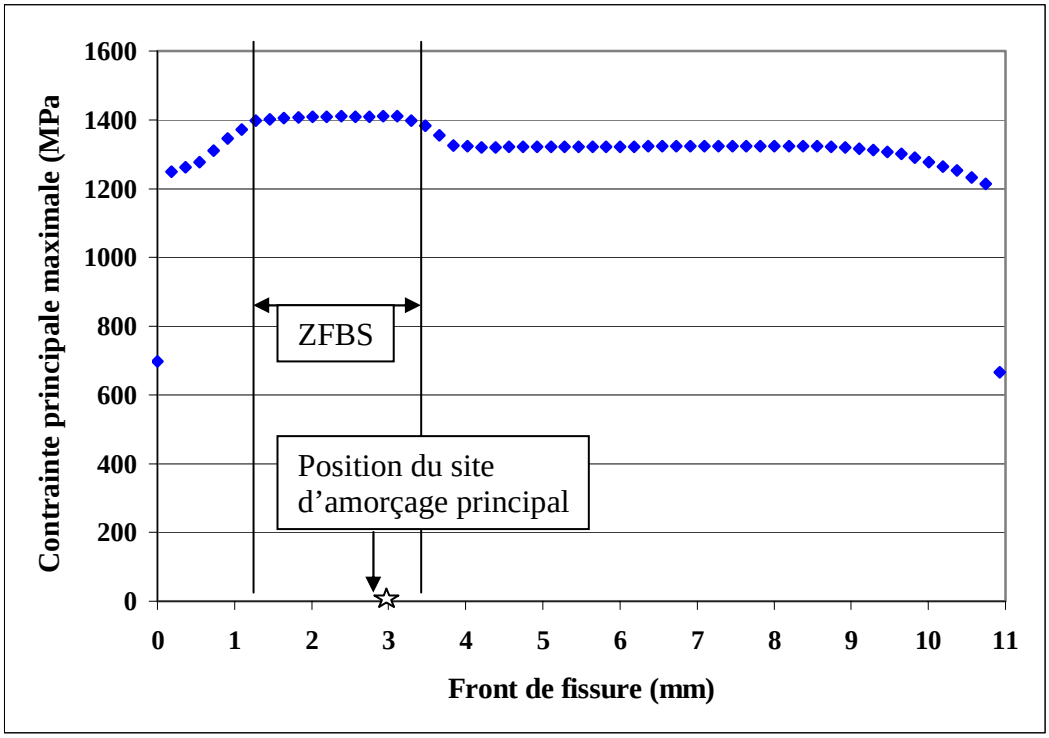


Figure IV-27 : Eprouvette CT12-n (6972FA) rompue à -30°C : contraintes principales maximales à rupture le long du front de la fissure (cf. faciès de rupture correspondant en Figure IV-26).

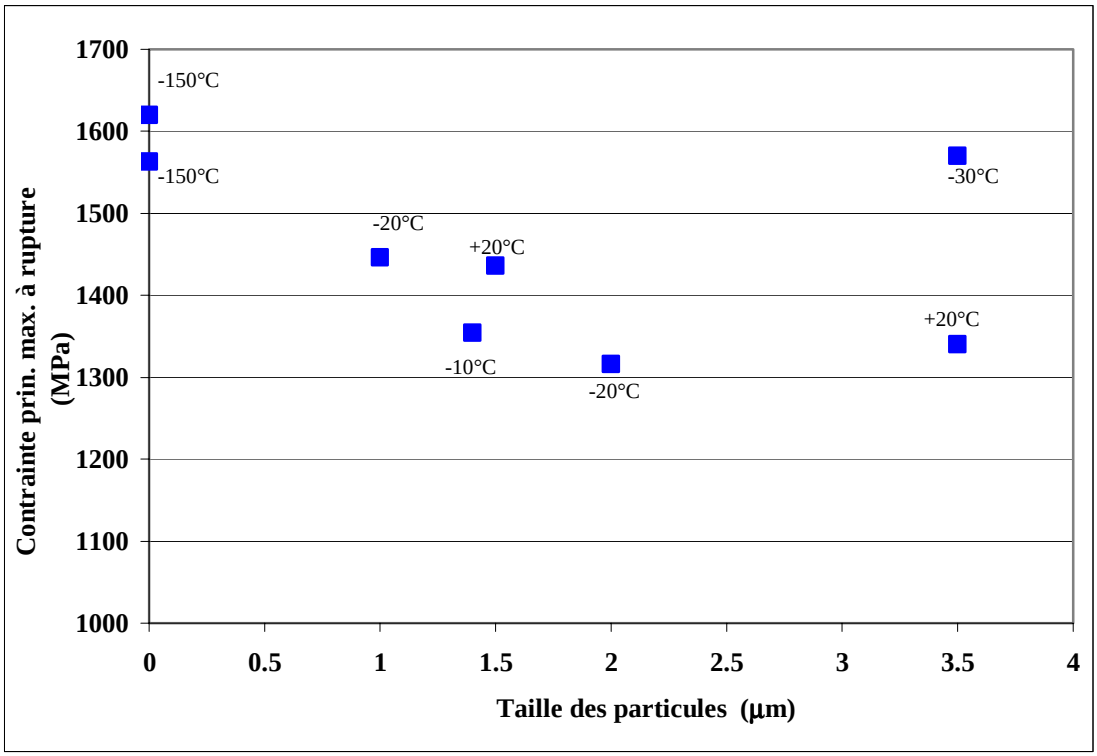


Figure IV-28 : Relation entre la taille de particule et la contrainte principale maximale à rupture aux sites principaux d'amorçage sur les faciès des CT12 rompues observées au MEB (températures d'essai associées).

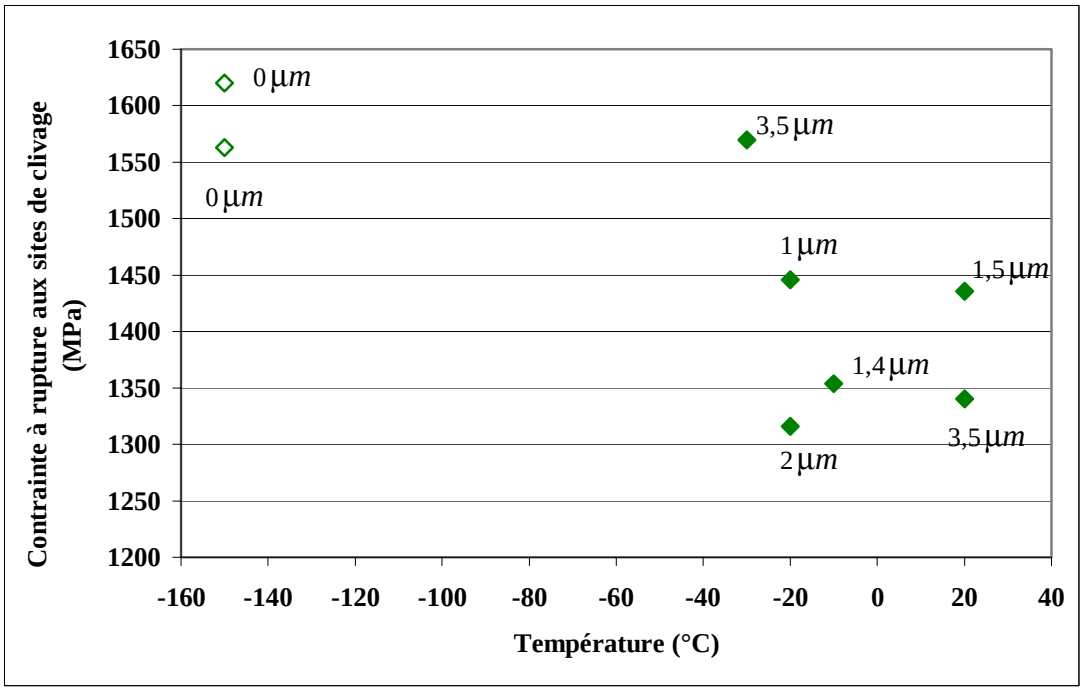


Figure IV-29 : Relation entre la température d'essai et la contrainte principale maximale à rupture aux sites principaux d'amorçage sur les faciès des CT12 rompues observées au MEB (tailles des particules observées associées).

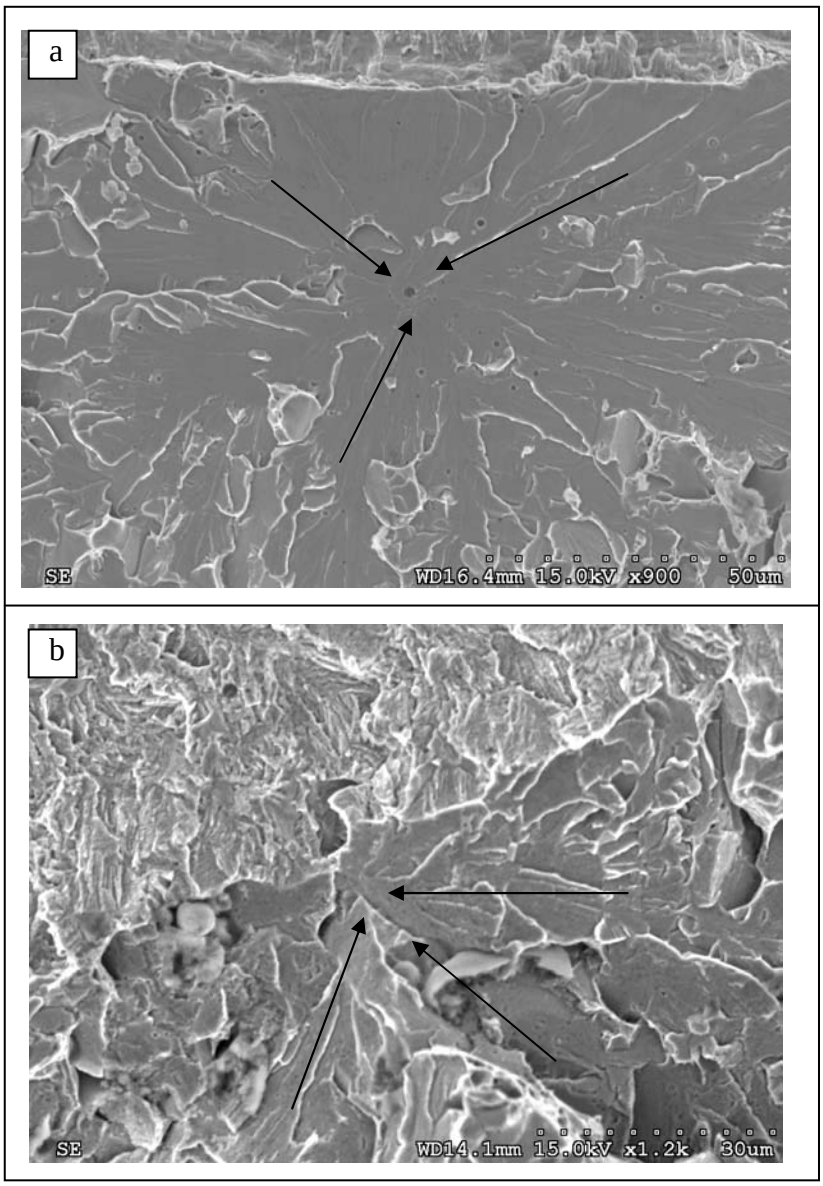


Figure IV-30 : Observation au MEB des faciès de rupture des éprouvettes CT12 : (a) site principal d'amorçage du clivage dans l'éprouvette CT12-n (6987C) rompue à -20°C, situé à 35µm du front de la fissure, particule au niveau du site ; (b) site principal d'amorçage du clivage dans l'éprouvette CT12-n (6987FB) rompue à -150°C, situé à 6µm du front de la fissure, aucune particule au niveau du site.

IV.4. Discussion sur le déclenchement du clivage dans le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C

L'observation au MEB des faciès de rupture des éprouvettes CT12 et AE2 rompues montre que les sites principaux d'amorçage du clivage se situent dans une ZFBS et la plupart des sites présentent une inclusion à un joint de grains triple (voire multiple).

La simulation numérique montre que les contraintes principales maximales et équivalentes dans les ZFBS sont toujours plus élevées que dans les ZFR. La question suivante peut donc être posée : l'amorçage du clivage est-il lié à la microstructure des ZFBS (zone à

gros grains) ou au chargement plus élevé ? L'observation des faciès de rupture et la simulation numérique des essais sur éprouvettes AE2_10 (6987H) rompue à -175°C [Figure IV-21] et CT12-n (6972FA) rompue à -30°C [Figure IV-26] montrent que les sites principaux d'amorçage du clivage se situent dans la zone la plus sollicitée. Mais ce n'est pas le cas pour les éprouvettes AE2_8 (6987S) rompue à -175°C [Figure IV-30] et CT12-n (6987C) rompue à -20°C [Figure IV-31] ; les contraintes y sont plus élevées dans une autre ZFBS que celle où se situe le site principal d'amorçage. Cependant, tous les sites principaux d'amorçage se situent dans une ZFBS. Autrement dit le clivage s'amorce prioritairement dans la microstructure ZFBS, là où le chargement est élevé, mais il ne nécessite pas que ce chargement soit le plus élevé. Rappelons que les contraintes discutées ici, sont calculées par simulation numérique ne prenant pas en compte les concentrateurs de contraintes locaux tels que les inclusions, ni même les hétérogénéités de microstructure telles que la taille des grains individuels.

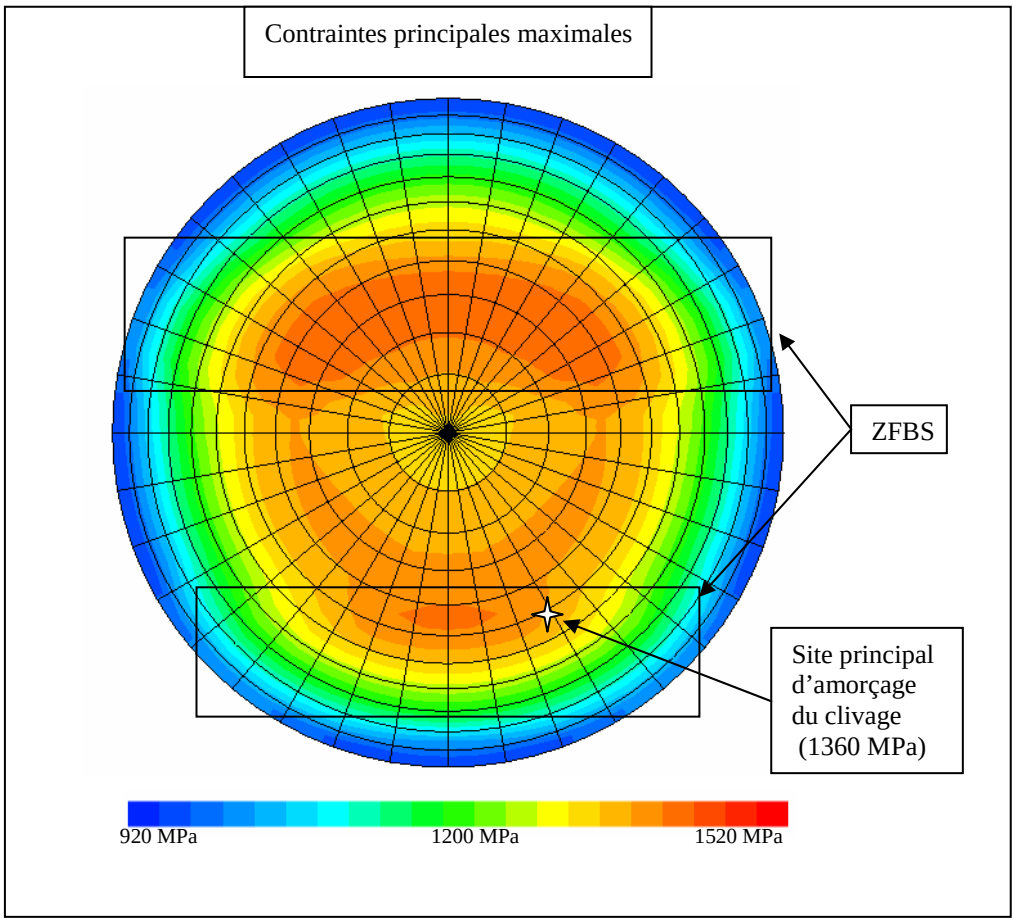


Figure IV-31 : Eprouvette AE2_8 (6987S) rompue à -175°C : champ des contraintes principales maximales dans la section à fond d'entaille, sous le chargement à rupture. Le site principal d'amorçage du clivage se situe dans une ZFBS, mais les contraintes principales maximales les plus élevées se situent dans une autre ZFBS.

Le Corre [LEC 06] a montré que pour les éprouvettes AE2 prélevées dans le MB et rompues à -175°C, les déformations moyennes à rupture dans la section à fond d'entaille varient de 12% à 27% et les contraintes principales maximales à rupture au site principal d'amorçage du clivage varient de 1300 MPa à 1500 MPa. Pour les éprouvettes AE2 prélevées dans le MD et rompues à -175°C, les contraintes principales maximales à rupture au site principal d'amorçage du clivage varient aussi de 1350 MPa à 1500 MPa, mais les

déformations moyennes à rupture restent inférieures à 3%. Cependant, le clivage s'amorce souvent sur une particule sphérique (ce que n'a pas été observé par Le Corre dans le MB). Cette particule joue un rôle de concentrateur de contraintes, favorable à l'amorçage du clivage [WAN 04]. Ces particules sont le plus souvent des oxydes.

En résumé, les ZFBS (zone à gros grains) sont les zones les plus fragiles, les contraintes dans ces zones sont les plus élevées et ces zones renferment de grandes particules. Ces trois facteurs réunis sont favorables à l'amorçage du clivage, ce qui explique pourquoi tous les sites principaux d'amorçage du clivage dans le joint soudé se situent dans les ZFBS.

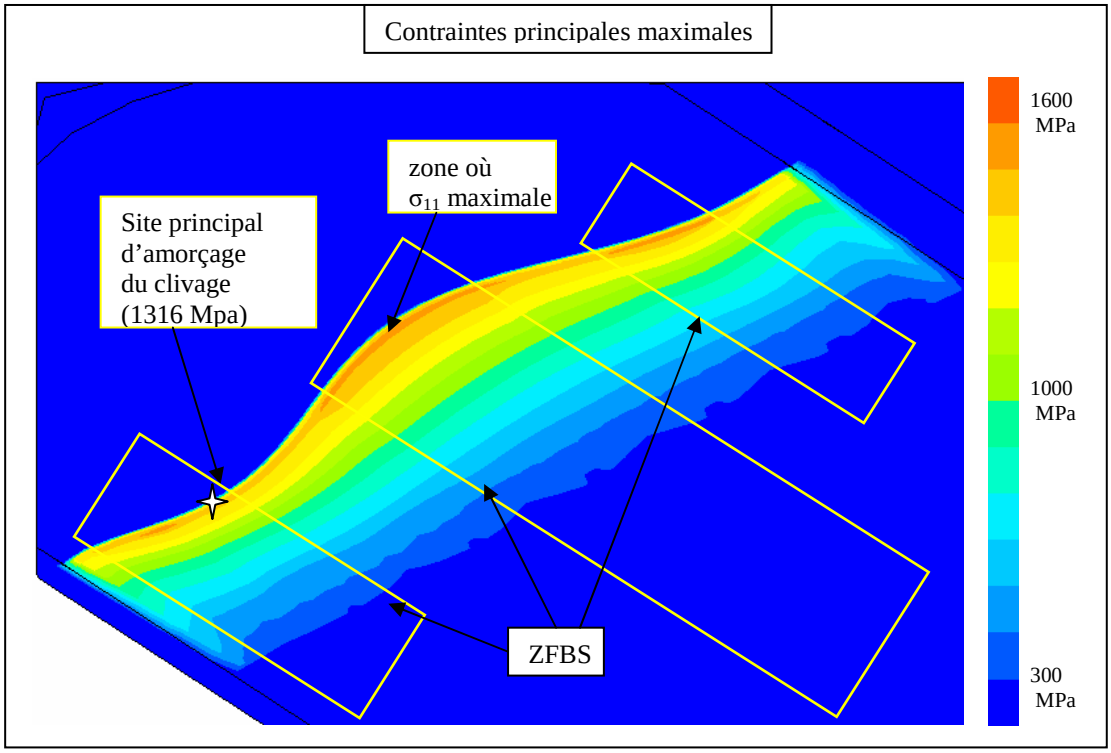


Figure IV-32 : Eprouvette CT12-n (6987C) rompue à -20°C : champ des contraintes principales maximales dans la section moyenne à fond d'entaille, sous le chargement à rupture. Le site principal d'amorçage du clivage se situe dans une ZFBS, mais les contraintes principales maximales les plus élevées se situent dans une autre ZFBS.

IV.5. Conclusion

Les essais à rupture sur éprouvettes AE2 et sur éprouvettes CT12 prélevées dans le métal déposé ont été simulés par la méthode des éléments finis via le logiciel CAST3M développé au CEA. Le modèle « MD homogène » ne permet pas de reproduire correctement les courbes de comportement des éprouvettes. La simulation surestime systématiquement la force (jusqu'à 10%) sur les courbes de comportement global, à toutes les températures. La surestimation est attribuée à l'hétérogénéité du joint soudé, notamment le métal déposé, zone la plus sollicitée. Pour améliorer la simulation des essais, le métal déposé a été modélisé comme un bi-matériaux, modèle appelé « MD composite », distinguent les zones fondues brutes de solidification (ZFBS, zone à gros grains) et les zones fondues recuites (ZFR, zone à fins grains). Ce modèle repose sur deux hypothèses :

- *dans le métal déposé, les zones ZFBS et ZFR sont homogènes et ont même module d'Young ; dans chacune, la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement sont proportionnelles à la microdureté moyenne.*
- *le rapport entre la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement des zones ZFBS et ZFR est indépendant de la température.*

Ce modèle permet de reproduire correctement les courbes de comportement global des essais sur éprouvettes AE2 et sur éprouvettes CT12.

Nous avons ensuite étudié numériquement et expérimentalement la rupture de ces éprouvettes. Pour cela, les champs mécaniques (contraintes, déformations, triaxialités…) ont été calculés et confrontés aux observations des faciès de rupture. L'analyse des ruptures des éprouvettes AE2 et des éprouvettes CT12 conduisent aux mêmes conclusions. Les sites principaux d'amorçage du clivage se situent dans une ZFBS, là où les contraintes principales maximales sont les plus élevées. Le phénomène de clivage est associé prioritairement à la microstructure des ZFBS et secondairement au chargement élevé. Aux sites principaux d'amorçage du clivage, se situe souvent une particule d'oxyde qui joue le rôle de concentrateur de contrainte. Les ZFBS sont les zones les plus fragiles, les contraintes dans ces zones sont les plus élevées, et il y a beaucoup de grandes particules dans ces zones. Ces trois facteurs favorables à l'amorçage du clivage expliquent pourquoi tous les sites principaux d'amorçage du clivage se situent dans une ZFBS.

Pour les éprouvettes AE2, les facteurs d'intensité de contrainte locaux K ont été calculés à tous les sites d'amorçage (principal et secondaires). Le facteur d'intensité de contrainte local K au site principal d'amorçage du clivage est un des K les plus élevés. Ceci est logique, puisque les sites principaux d'amorçage du clivage se situent au niveau d'une grande particule et dans une ZFBS, là où les contraintes principales maximales sont les plus élevées.

Pour les éprouvettes CT12, nous constatons que les contraintes principales maximales aux sites principaux d'amorçage du clivage diminuent quand la taille de la particule au site augmente. En effet, plus la particule est grande, plus la concentration est élevée, moins la contrainte principale a besoin d'être importante.

Dans ce chapitre, nous avons réalisé la deuxième étape du développement du modèle en contrainte seuil pour le métal déposé. La simulation par éléments finis des essais sur éprouvettes AE2 et éprouvettes CT12 a été réalisée et validée. Les résultats des calculs seront utilisés pour identifier les paramètres du modèle en contrainte seuil identifié pour la soudure. Cette dernière étape du développement du modèle sera présentée dans le chapitre V.

IV.6. Références

[BAI 00] J.P. Baïlon, J.M. Dorlot, "Des matériaux", troisième édition, 2000, presses internationales Polytechnique.

[CAST3M] CAST3M, Code d'élément finis développé au Commissariat à l'énergie Atomique (CEA). http://www-cast3m.cea.fr/.

[GRI 20] A.A. Griffith, "The phenomena of rupture and flow in solids," Philosophical Transactions of the Royal Society, Vol. A221 (1920), pp. 163-198.

[LEC 06] V. 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," Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lille (2006).

[WAN 04] 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 Egineering, A369 (2004), pp. 181-191.

[WAT 00] J.P. N.A. Waterman, M.F. Ashby, "Elsevier Materials Selector", Vol. 1, 2000, Crown House, Linton Road, Barking, Essex, IG11 8JU, England, UK.

CHAPITRE V

IDENTIFICATION ET VALIDATION DU MODELE EN CONTRAINTE SEUIL POUR LE JOINT SOUDE DE L'ACIER FERRITIQUE TU42C

SOMMAIRE

V.1. Introduction **181**

V.2. Détermination de la contrainte seuil du métal déposé **181**

V.3. Relation entre le volume seuil à rupture dans la ZFBS du métal déposé et la probabilité de rupture **185**
V.3.1. Calcul du volume seuil à rupture dans la ZFBS du MD 185
V.3.2. Identification de la fonction de sensibilité F 188

V.4. Proposition de simplification des calculs du volume seuil dans les ZFBS **193**
V.4.1. Calcul simplifié du volume seuil dans la ZFBS 193
V.4.2. Calcul analytique du volume seuil à rupture dans les ZFBS 197

V.5. Application du modèle en contrainte seuil à une série d'essais sur éprouvettes SENT prélevées dans le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C **200**
V.5.1. Conditions d'essai 201
V.5.2. Choix de la température d'essai 202
V.5.3. Essais de rupture sur éprouvettes SENT 205
V.5.4. Prédiction de la probabilité de rupture des éprouvettes SENT 207

V.6. Conclusion **211**

Chapitre V : Identification et validation du modèle en contrainte seuil pour le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C

V.1. Introduction

L'étude des microstructures et des propriétés mécaniques du joint soudé de l'acier TU42C nous montre que le métal déposé est la zone la plus susceptible de clivage (§III.2). Nous décidons donc de développer le modèle en contrainte seuil pour cette zone. Pour cela, nous avons réalisé des essais de rupture sur éprouvettes AE2 et éprouvettes CT12 prélevées dans le métal déposé (§III.3), et la simulation par éléments finis de ces essais a été validée (chap. IV). Le présent chapitre porte sur l'applicabilité du modèle en contrainte seuil pour le joint soudé et sur l'identification des paramètres du modèle pour le joint soudé. La démarche est celle présentée dans le chapitre II. Dans un premier temps, la contrainte seuil du métal déposé est déterminée grâce à la série d'essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées AE2 à -175°C et -150°C (cf. chapitre III). Ensuite, la fonction de sensibilité F est identifiée grâce à la série d'essais sur éprouvettes CT12, réalisés dans le haut de la transition fragile/ductile. Une simplification des calculs du volume seuil pour le joint soudé est proposée pour faciliter l'application du modèle dans un contexte industriel. La dernière partie du chapitre se propose d'étudier la transférabilité du modèle en contrainte seuil sur une série d'essais sur éprouvettes de traction SENT prélevées dans le joint soudé.

V.2. Détermination de la contrainte seuil du métal déposé

Pour déterminer la contrainte seuil du métal déposé, une série d'essais sur éprouvettes AE2 a été réalisée (§III.3). Cette contrainte seuil doit être déterminée à basse température, là où la phase d'instabilité des microfissures est la phase critique. Compte tenu des dispositifs d'essais disponibles au LISN, les éprouvettes AE2 ont été cassées à -175°C et à -150°C. Toutes les éprouvettes AE2 ont rompu par clivage. Ces essais sont plus largement détaillés en annexe B.

Afin de connaître les valeurs des contraintes principales maximales au moment de la rupture, les essais sur éprouvettes AE sont interprétés grâce à leur simulation par éléments finis (modélisation « MD composite », §IV.2.2). La contrainte à rupture pour chaque essai est définie comme la contrainte principale maximale dans la section à fond d'entaille, σ_{11_MAX}, calculée à l'instant de la rupture, c'est-à-dire à l'instant correspondant à la valeur de la contraction diamétrale mesurée expérimentalement à la rupture. La Figure V-1 représente les contraintes moyennes et les contraintes principales maximales à rupture, calculées par éléments finis, en fonction des déformations moyennes (éq. 3.3 - §III.3.2) mesurées à rupture sur les éprouvettes AE2_8 et AE2_10 rompues à -175°C et à -150°C.

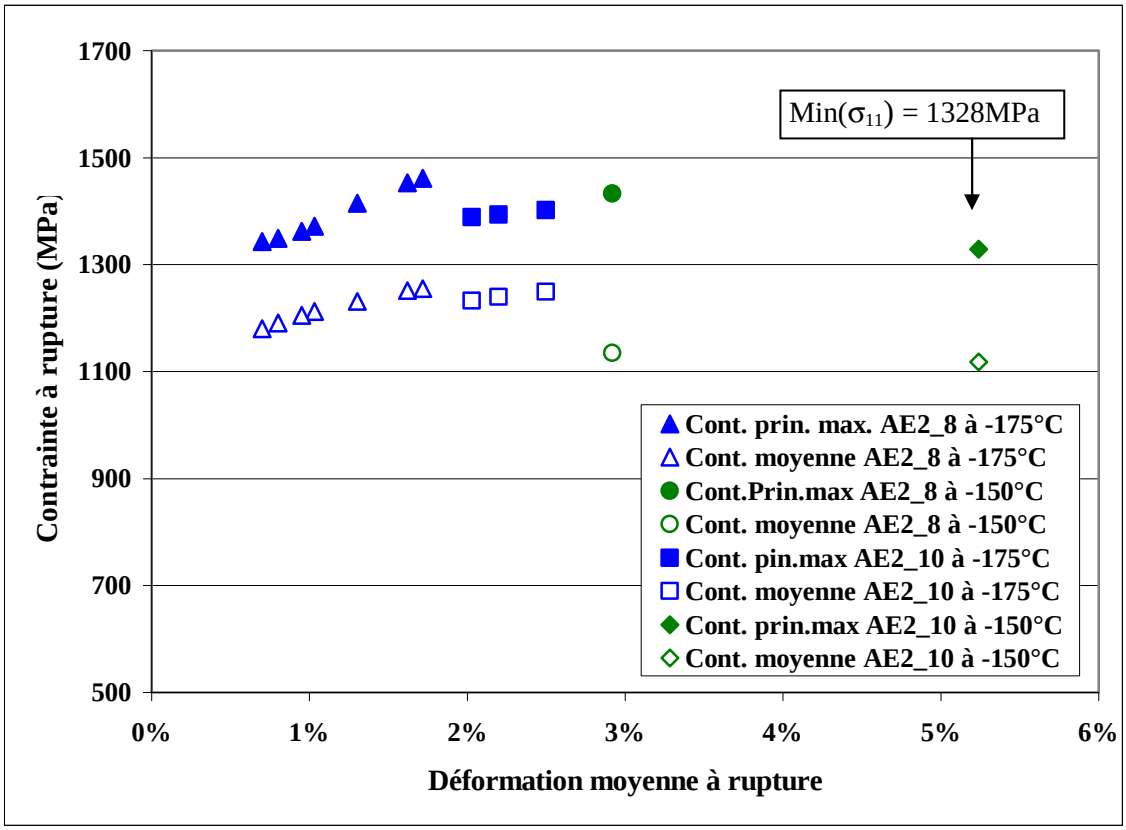


Figure V-1 : Contraintes moyennes et principales maximales à rupture en fonction des déformations moyennes mesurées à rupture sur les éprouvettes AE2_8 et AE2_10 rompues à -175°C et à -150°C.

Une faible dispersion des contraintes moyennes à rupture est observée autour de 1200 MPa. La valeur minimale de la contrainte principale maximale à rupture (σ_{11min} = 1328 MPa) fournit une première approximation de la contrainte seuil : nous prenons MIN (σ_{11}) ≈ 1300 MPa.

Pour tracer la distribution de la probabilité de rupture en fonction da la contrainte principale maximale, les essais sont classés par ordre croissant de contrainte principale maximale à rupture et une probabilité de rupture expérimentale leur est associée :

$$P_{ri} = \frac{i - 0.5}{N} \tag{5.1}$$

où i : rang de l'essai dans le classement
(y compris l'éprouvette qui a rompu à fond d'entaille),
N : nombre total d'essais
(N=16, y compris 4 éprouvettes ayant rompu au filetage).

Une loi de distribution de Weibull à 3 paramètres (m, σ_u, σ_{th}) est ajustée afin de décrire ces probabilités expérimentales :

$$\Pr = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_{11} - \sigma_{th}}{\sigma_{u_AE}} \right)^{m_{AE}} \right] \tag{5.2}$$

où σ_{11} : 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.

Pour cela on utilise la méthode des moindres carrés dans l'espace $ln(-ln(1- P_r)) – ln (\sigma_{11} -\sigma_{th})$ [Figure V-2].

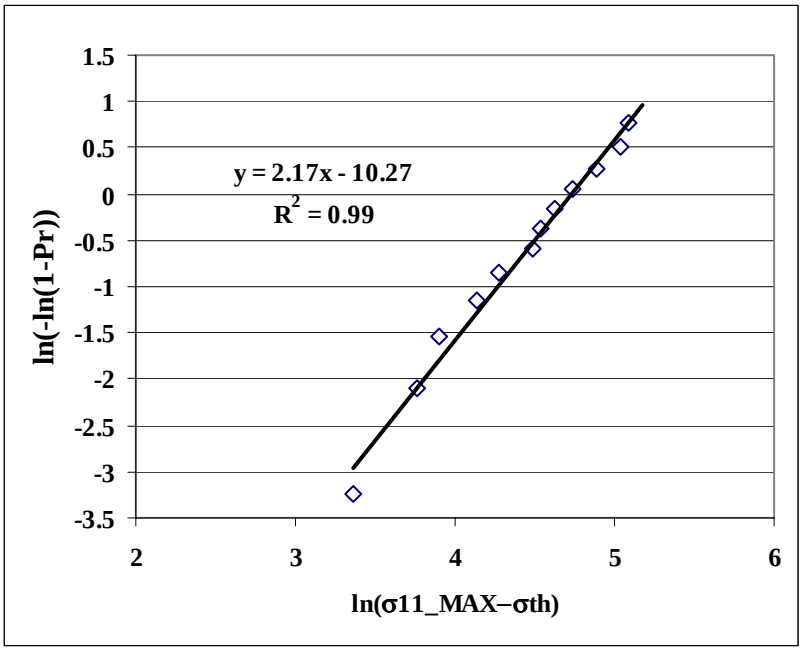


Figure V-2 : Identification des paramètres de la distribution de Weibull avec contrainte seuil sur les résultats d'essais sur éprouvettes AE2 rompues à -150°C et -175°C.

La distribution des probabilités de rupture par clivage expérimentales et celle définie par la loi de Weibull sont tracées en [Figure V-3]. Les valeurs des paramètres obtenues pour la distribution de Weibull avec seuil y sont indiquées. Il apparaît clairement que la distribution de probabilité est bien décrite par une distribution de Weibull avec seuil.

L'analyse des essais sur éprouvettes AE fait apparaître l'existence d'une contrainte seuil au-dessus de laquelle le clivage peut apparaître. Sa valeur, σ_{th} = 1300 MPa, est proche de la valeur minimale expérimentale de σ_{11} à rupture (1328 MPa) pour nos essais. Elle aurait pu également être obtenue par une extrapolation des points de rupture expérimentaux jusqu'à une probabilité nulle [Figure V-3]. 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. Cette contrainte seuil pour le métal déposé est la même que celle déterminée pour le métal de base (acier TU42 C) (§II.4.1). La contrainte seuil semble donc être intrinsèque au matériau. Bien qu'ayant la même contrainte seuil que le métal de base, le métal

déposé est plus fragile car il existe beaucoup de particules qui jouent le rôle de concentrateurs de contraintes et le métal déposé est donc plus susceptible de cliver.

$$\boxed{\sigma_{th} = 1300 \text{ MPa}}$$

Les deux autres paramètres de la loi de Weibull sont identifiés à :

$$\boxed{m = 2.17}$$

et $\sigma_{u_AE} = 112{,}6$ MPa.

Donc :

$$\Pr = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_{11} - 1300}{112{,}6}\right)^{2{,}17}\right] \tag{5.3}$$

L'exposant m a perdu son indice AE, car comme pour le métal de base, nous le supposons identique pour toutes les géométries d'éprouvettes. La contrainte seuil, identifiée sur éprouvettes AE2, sera utilisée pour déterminer, par éléments finis, les volumes seuils (volumes où σ_{11} excède σ_{th}) des essais de rupture sur éprouvettes CT12.

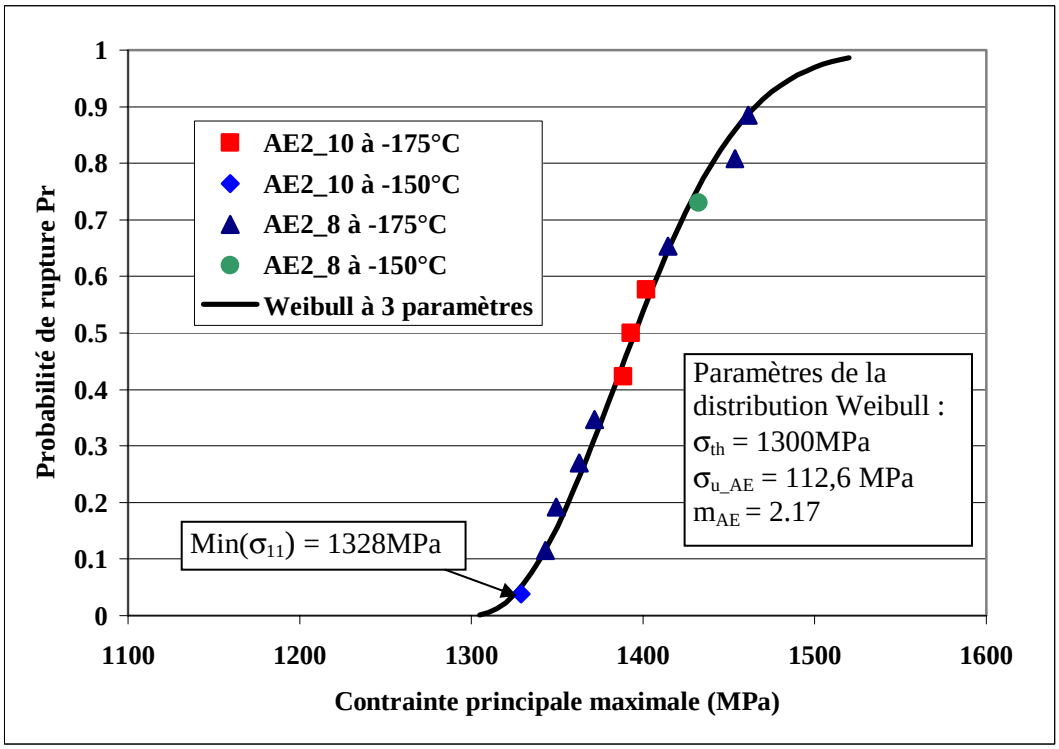


Figure V-3 : Evolution de la probabilité expérimentale de rupture par clivage en fonction de la contrainte principale maximale, comparaison avec une loi de Weibull avec contrainte seuil.

V.3. Relation entre le volume seuil à rupture dans la ZFBS du métal déposé et la probabilité de rupture

V.3.1. Calcul du volume seuil à rupture dans la ZFBS du MD

Une série d'essais sur éprouvettes CT12 prélevées dans le MD a été réalisée (§III.4) pour déterminer la relation entre le volume seuil à rupture V_{th} et la probabilité de rupture P_r. Ces éprouvettes ont été cassées aux températures dans le haut de la transition fragile/ductile, i.e. le domaine où nous voulons utiliser le modèle en contrainte seuil. Pour déterminer cette relation, nous devons tout d'abord calculer les volumes seuil à rupture dans chaque éprouvette CT12 rompue.

L'étude des sites principaux d'amorçage sur les faciès de rupture des éprouvettes AE2 et des éprouvettes CT12 prélevées dans le métal déposé (§III.3.3 et §III.4.3) a montré que tous ces sites se situaient dans une ZFBS (zone à gros grains) du métal déposé. Ce phénomène est dû principalement à la microstructure des ZFBS (§IV.4). C'est le volume seuil de la ZFBS qui pilote la rupture de l'éprouvette, donc la probabilité de rupture. Le volume seuil dans les ZFBS est le volume, dans les ZFBS où la contrainte principale maximale a dépassé au cours de l'essai ou dépasse la contrainte seuil (σ_{th} = 1300 MPa). Les volumes seuils sont déterminés grâce aux simulations des essais sur éprouvettes CT12 (§IV.2) à l'aide du modèle « MD composite ». Le [Tableau V-1] présente les données des essais et les volumes seuils à rupture dans les ZFBS, calculés dans chaque éprouvette CT12. Nous désignerons ce volume seuil à rupture par V_{th_ZFBS}, que nous distinguons du volume seuil total à rupture V_{th_total} calculé sur l'ensemble de l'éprouvette.

Essai	CT12	T (℃)	Limite d'élasticité (MPa)	Déchirure avant clivage (mm)	Clivage	Ouverture à rupture (mm)	Vth_total (mm3)	Vth_ZFBS (mm3)
07-021	CT12-p 69710DA	-30	515	0	oui	0,187	1,9	1,1
07-029	CT12-n 6972EY	-30	515	0	oui	0,668	14,7	7,2
07-031	CT12-n 6972FA	-30	515	0	oui	0,372	6	1,6
07-020	CT12-p 69710CZ	-20	505	1,65	oui	4,404	70,9	20
07-025	CT12-p 69710DE	-20	505	0,27	oui	1,441	15,5	3,6
07-037	CT12-n 6987A	-20	505	0	oui	0,264	2,3	1,4
08-011	CT12-n 6987C	-20	505	0	oui	0,22	1,5	0,9
07-038	CT12-n 6987B	-10	495	0	oui	0,248	1,5	0,6
07-042	CT12-n 6987F	20	480	0	oui	0,384	3,4	2
08-012	CT12-n 6987D	20	480	1,78	oui	4,459	37,6	17,9
08-013	CT12-n 6987E	20	480	0	oui	0,906	11,2	6,7

Tableau V-1 : Données des essais sur éprouvettes CT12 dans le MD et volumes seuils à rupture calculés par éléments finis.

La [Figure V-4] présente le volume seuil total à rupture et le volume seuil à rupture dans les ZFBS des éprouvettes CT12 rompues en fonction de l'ouverture à rupture. Les volumes seuils à rupture dans les ZFBS sont naturellement plus petits que les volumes seuils totaux à rupture, parce qu'ils sont inclus dans les volumes seuil totaux à rupture. La [Figure V-5] montre l'évolution au cours d'essai des volumes seuils totaux et les volumes seuils dans les ZFBS, en fonction de l'ouverture, au cours du chargement de 2 éprouvettes CT12 rompues à -

20°C et +20°C respectivement. Les proportions du V_{th_ZFBS} dans le volume seuil total varient, car les ZFBS des éprouvettes varient géométriquement et spatialement de l'une à l'autre.

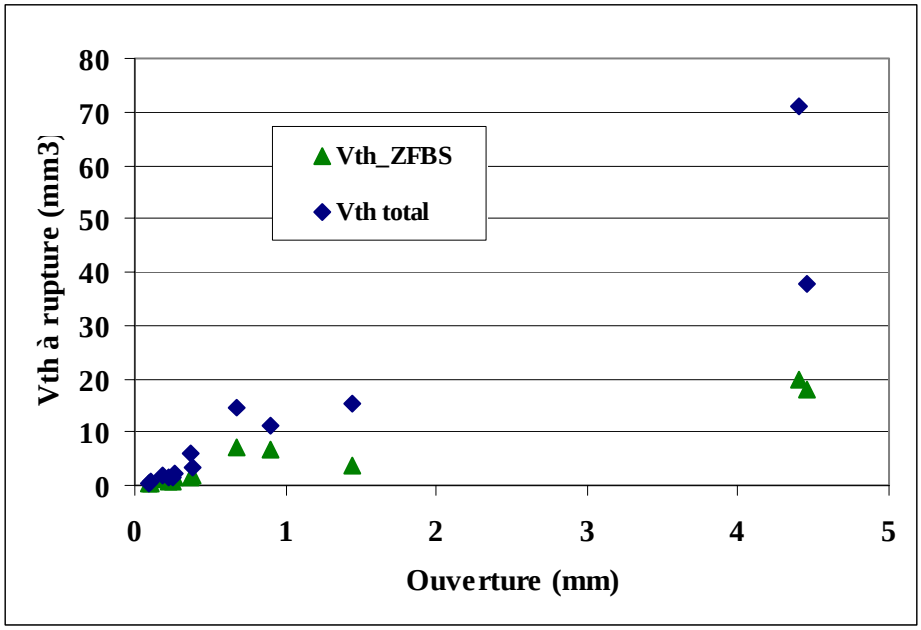
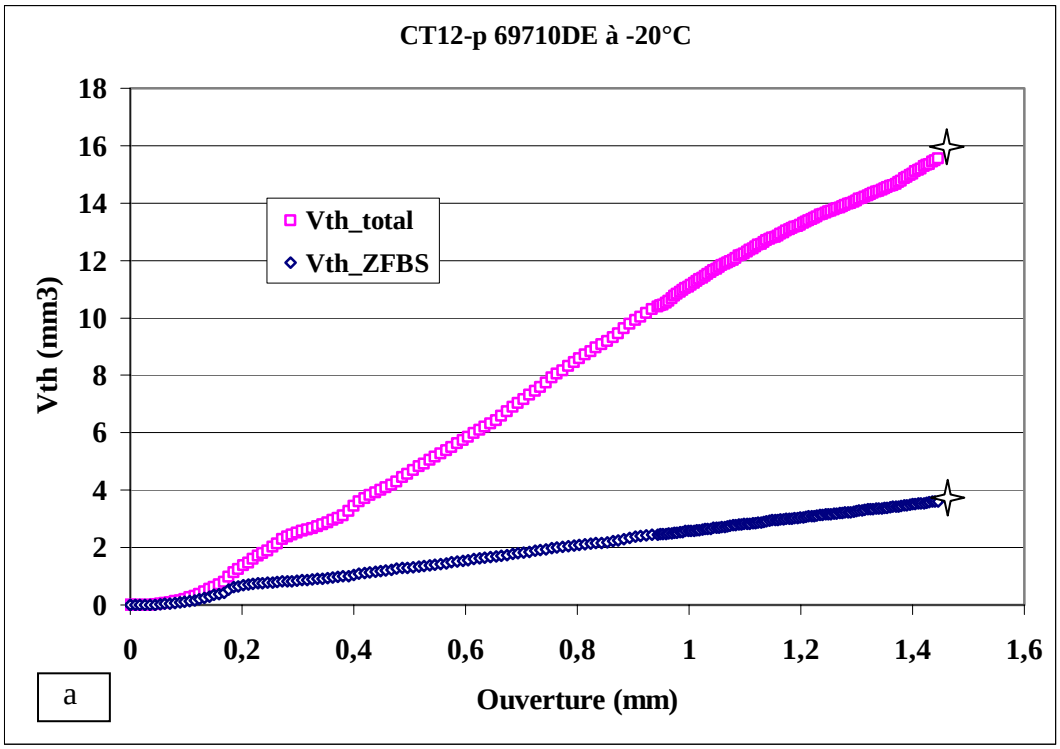


Figure V-4 : Volume seuil total à rupture et volume seuil à rupture dans la ZFBS des essais sur éprouvettes CT12 rompues, calculés à partir de la simulation par éléments finis, en fonction de l'ouverture à rupture.



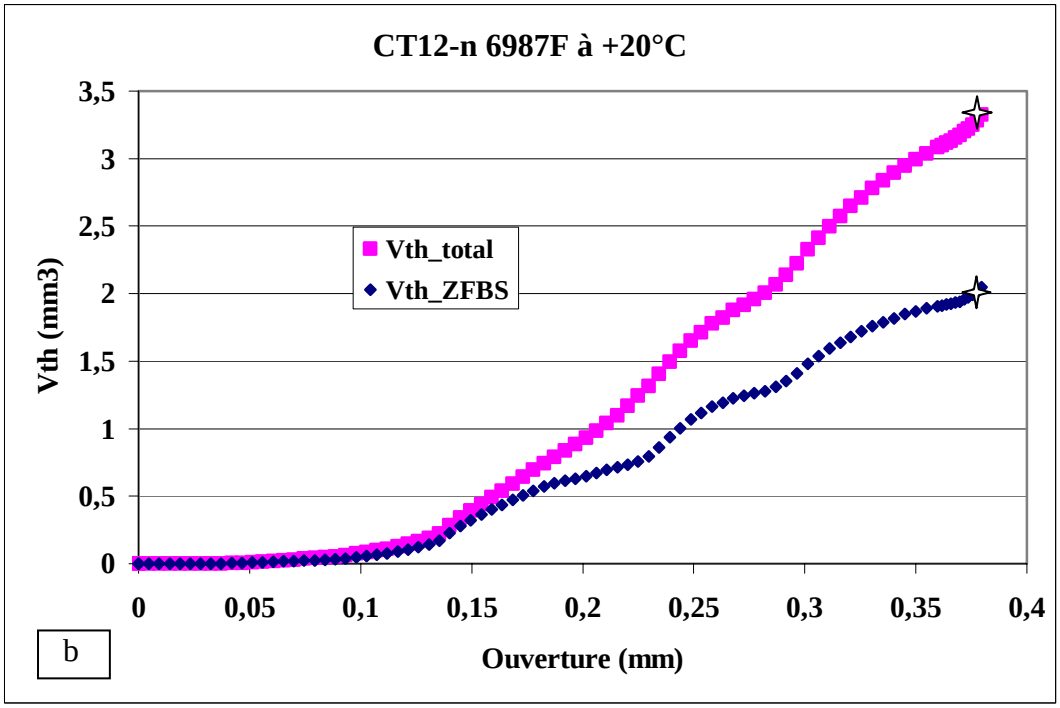


Figure V-5 : Evolution du volume seuil total et du volume seuil dans les ZFBS au cours du chargement de : (a) l'éprouvette CT12-p 69710DE à -20°C, (b) l'éprouvette CT12-n 6987F à 20°C (✧ : rupture par clivage).

V.3.2. Identification de la fonction de sensibilité F

L'établissement de la relation entre le volume seuil à rupture V_{th_ZFBS} et la probabilité de rupture consiste à déterminer la fonction de sensibilité F. Rappelons à nouveau la forme du critère en contrainte seuil. Il exprime la probabilité de rupture par clivage :

$$Pr = 1 - exp\left[-F\left(\sigma_y\right)\cdot V_{th_ZFBS}\right] \tag{5.4}$$

où la fonction de sensibilité $F(\sigma_y)$ peut se mettre sous la forme :

$$F\left(\sigma_y\right) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_u \cdot V_0^{1/m}}\right)^m \tag{5.5}$$

où les grandeurs ont les significations données en équation (2.12) (§II.3.3).

Sur le joint soudé du matériau TU42 C, nous avons déterminé la contrainte seuil σ_{th} = 1300 MPa et le module Weibull m = 2.17 à partir des essais sur éprouvettes AE2 (§V.2). Comme pour le métal de base, m est supposé identique pour toutes les géométries d'éprouvettes. Le module m de la fonction F est donc aussi pris égal à 2,17.

L'identification des deux autres paramètres, $\sigma_u.V_0^{1/m}$ et σ_{Y0}, nécessite une série d'essais de rupture sur éprouvettes fissurées. Pour cela, nous utilisons les essais sur éprouvettes CT12, présentés au Chapitre III, dont les volumes seuils à rupture dans la ZFBS à rupture ont été calculés par éléments finis. Pour chaque éprouvette CT12, le front de la fissure et la microstructure (position du MB, ZAT, ZFBS et ZFR) sont modélisés.

Dans un premier temps, σ_{y0} est identifié comme la limite d'élasticité correspondant à la température de disparition du clivage sur les essais sur éprouvettes CT12 (§II.4.2). La forte sensibilité du clivage à la température nous incite à déterminer précisément cette température. Dans le [Tableau V-1], 3 éprouvettes CT12 rompues à 20°C, la température à laquelle la limite d'élasticité est égale à 480 MPa, présentent encore de la rupture par clivage. Autrement dit la température de disparition du clivage dans les éprouvettes CT12 prélevées dans le métal déposé est supérieure à 20°C, et la valeur de σ_{y0} est donc inférieure à 480 MPa.

En raison du nombre limité des essais à chaque température (2 ou 3 essais par température), nous identifions le paramètre $\sigma_u.V_0^{1/m}$ (une constante intrinsèque au matériau) en considérant tous les essais comme constituant une seule série, quelle que soit la température de l'essai. Les essais seront alors classés par ordre croissant de l'indice de chargement $F.V_{th_ZFBS}$, afin de définir la loi de probabilité de rupture. Son identification est faite par minimisation de la différence entre les probabilités analytiques et expérimentales :

$$F\left(\sigma_u V_0^{1/m};\sigma_{y0}\right).V_{th_ZFBS} - ln\left(1 - Pr\left(\sigma_u V_0^{1/m};\sigma_{y0}\right)\right) \approx 0 \tag{5.6}$$

Une difficulté supplémentaire apparaît ici dans la dépendance de la probabilité de rupture expérimentale au paramètre à ajuster. En effet, cette probabilité est calculée à partir du

classement des éprouvettes par ordre croissant du produit $F.V_{th_ZFBS}$ en fin d'essai. Or ce produit est fonction du paramètre $\sigma_u.V_0^{1/m}$ (5.5). La probabilité de rupture expérimentale doit donc être re-calculée à chaque itération et le classement doit être ré-effectué. Plus précisément, la probabilité de rupture expérimentale est calculée de la manière suivante : à chaque itération, les éprouvettes sont classées par ordre croissant du produit $F.V_{th_ZFBS}$ en fin d'essai. Une probabilité de rupture expérimentale est associée à chaque éprouvette rompue par clivage :

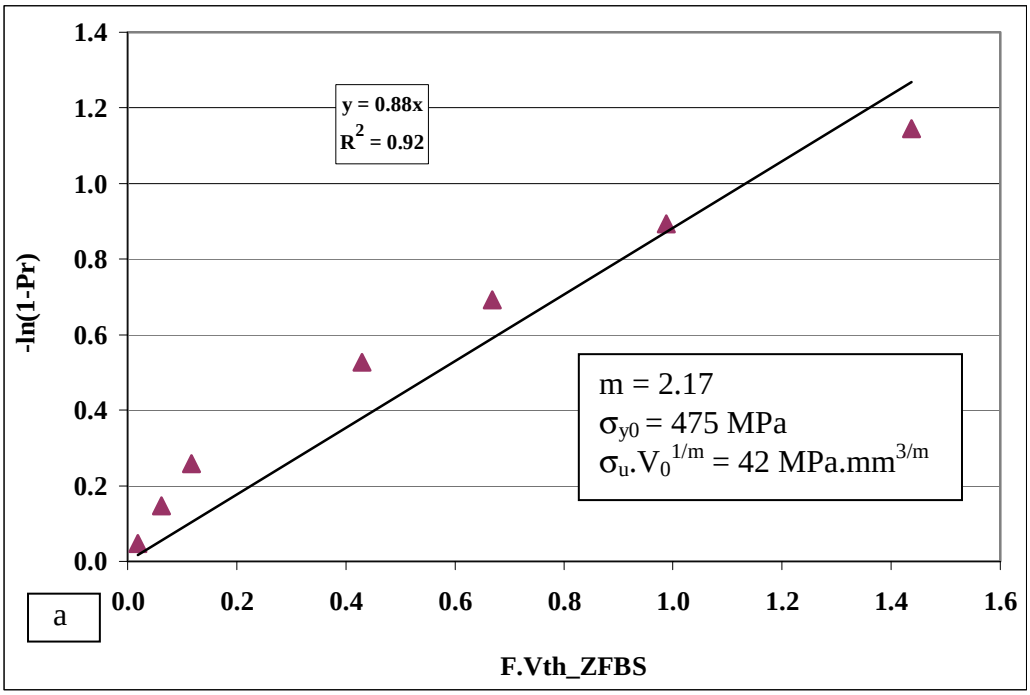
$$P_{r_i} = \frac{i - 0.5}{N_i} \tag{5.7}$$

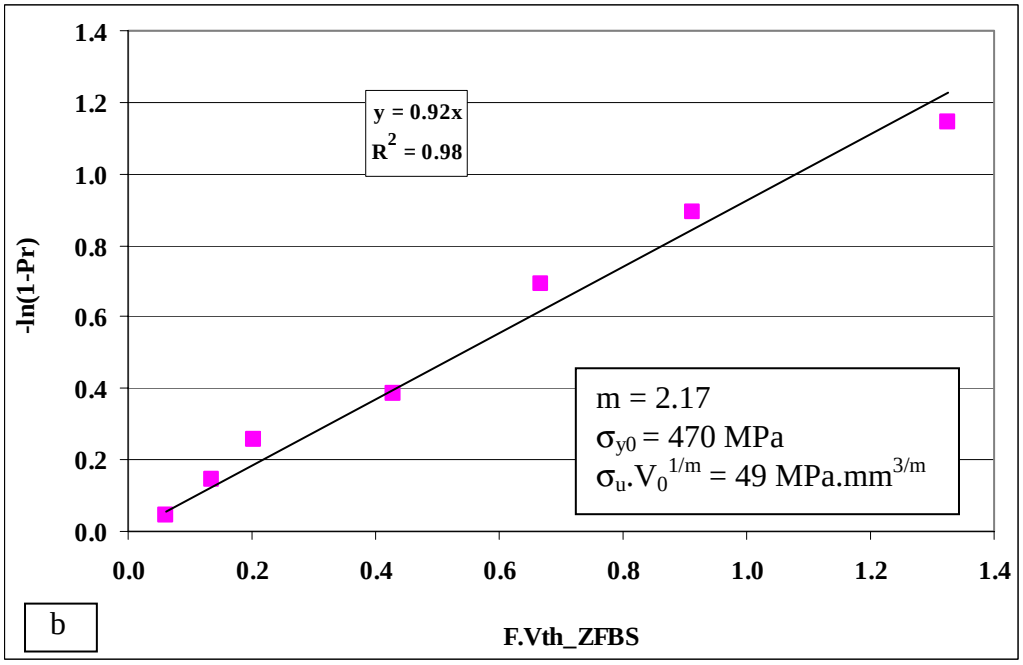
où i : rang de l'éprouvette dans le classement,
N_i : le nombre d'éprouvettes.

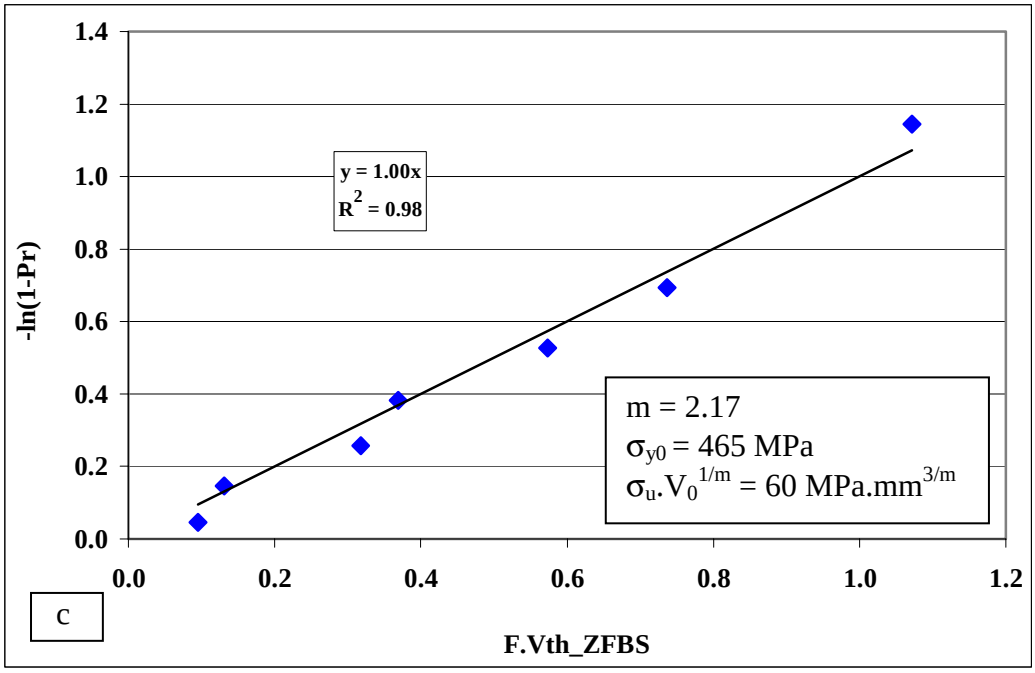
Par manque d'essais réalisés aux températures supérieures à 20°C, nous ne connaissons pas la température de disparition du clivage sur les éprouvettes CT12 ; la valeur de σ_{y0} n'est pas déterminée expérimentalement. Nous décidons de supposer diverses valeurs de σ_{y0} , inférieures à 480MPa, par pas décroissant de 5 MPa (475 MPa, 470 MPa, 465 MPa, 460 MPa …) et pour chaque valeur, nous déterminons le paramètre $\sigma_u.V_0^{1/m}$ par minimisation de l'expression (5.6). Avec m=2.17, l'objectif est de trouver les paramètres σ_{y0} et $\sigma_u.V_0^{1/m}$ qui donnent une relation proportionnelle et égale à 1 entre -ln(1-Pr) et le produit $F.V_{th_ZFBS}$.

Les [Figure V-6] présentent les résultats des corrélations entre les probabilités de rupture expérimentales et les produits $F.V_{th}$ obtenus par ajustement des paramètres σ_{y0} et $\sigma_u.V_0^{1/m}$. La valeur de σ_{y0} varie de 475 MPa à 460 MPa ; pour chaque valeur de σ_{y0}, nous trouvons une valeur optimale de $\sigma_u.V_0^{1/m}$, et à partir de ces paramètres, nous trouvons la relation de proportionnalité entre -ln(1-Pr) et $F.V_{th_ZFBS}$. Cette relation est établie à partir des essais de rupture par clivage pur (sans déchirure ductile avant le clivage) sur CT12 dans la partie haute du domaine de transition fragile/ductile. Les essais de rupture avec déchirure ductile avant le clivage ont été simulés par calculs stationnaires sans propagation, les volumes seuil calculés sont donc sous estimés. Ils sont intégrés dans le nombre total d'essais disponibles pour le calcul de la probabilité de rupture. Néanmoins, nous n'utilisons pas ces essais pour la corrélation.

Quand σ_{y0} diminue de 475 MPa à 460 MPa, le paramètre $\sigma_u.V_0^{1/m}$ augmente et le coefficient de proportionnalité augmente d'une valeur inférieure à 1 à une valeur supérieure à 1. La meilleur corrélation est obtenue avec le couple σ_{y0} = 465 MPa et $\sigma_u.V_0^{1/m}$ = 60 $MPa.mm^{3/m}$ [Figure V-6 (c)], qui sera donc retenu pour la suite de l'analyse. Le [Tableau V-2] présente le classement des essais en fonction de $F.V_{th}$ croissant obtenu par ce couple.


y = 0.88x
R2 = 0.92
m = 2.17
σy0 = 475 MPa
σu.V0 1/m = 42 MPa.mm3/m
-ln(1-Pr)
F.Vth_ZFBS
a


y = 0.92x
R2 = 0.98
m = 2.17
σy0 = 470 MPa
σu.V0 1/m = 49 MPa.mm3/m
-ln(1-Pr)
F.Vth_ZFBS
b



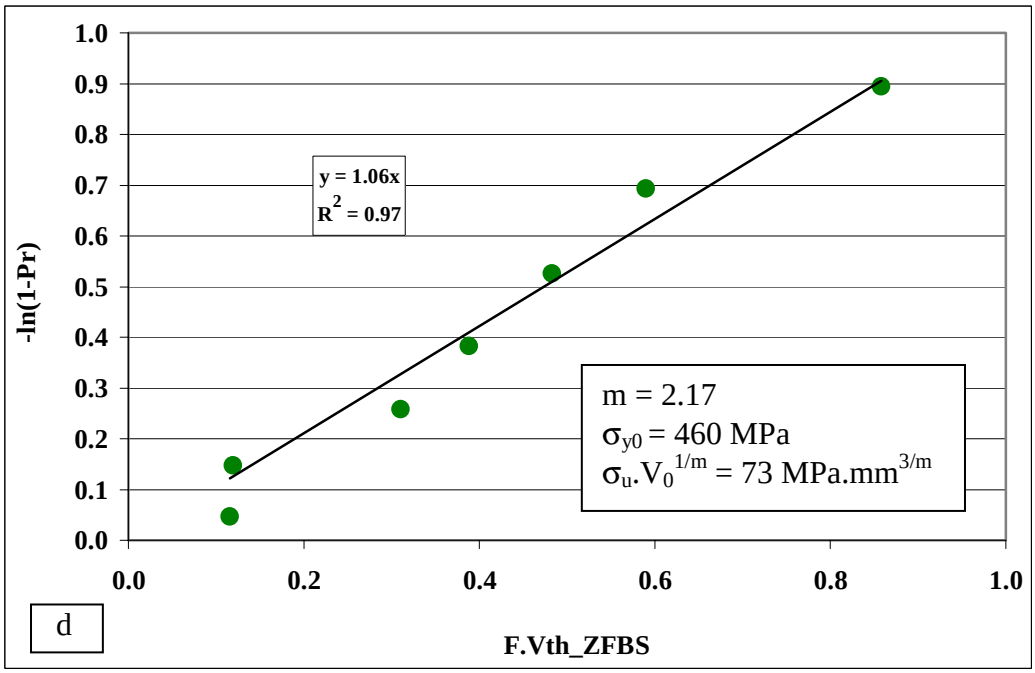


Figure V-6 : Corrélation entre le logarithme des probabilités de non-rupture expérimentales et les produits $F.V_{th}$; paramètres σ_{y0} et $\sigma_u.V_0^{1/m}$ associés obtenus à partir des essais de rupture par clivage pur (sans déchirure ductile avant le clivage) sur CT12 dans la partie haute du domaine de transition fragile/ductile.

Essai	CT12	T (°C)	Déchirure (mm)	Clivage	Vth_ZFBS (mm3)	F.Vth_ZFBS	rang (i)	Pri = (i-0,5)/11	-Ln(1-Pr)
07-042	CT12-n 6987F	20	non	oui	2	0,095	1	0,045	0,047
07-038	CT12-n 6987B	-10	non	oui	0,6	0,131	2	0,136	0,147
08-013	CT12-n 6987E	20	non	oui	6,7	0,317	3	0,227	0,258
08-011	CT12-n 6987C	-20	non	oui	0,9	0,369	4	0,318	0,383
07-037	CT12-n 6987A	-20	non	oui	1,4	0,574	5	0,409	0,526
07-021	CT12-p 69710DA	-30	non	oui	1,1	0,737	6	0,500	0,693
08-012	CT12-n 6987D	20	1,78	oui	17,9	0,848	7	0,591	0,894
07-031	CT12-n 6972FA	-30	non	oui	1,6	1,071	8	0,682	1,145
07-025	CT12-p 69710DE	-20	0,27	oui	3,6	1,475	9	0,773	1,482
07-029	CT12-n 6972EY	-30	non	oui	7,2	4,821	10	0,864	1,992
07-020	CT12-p 69710CZ	-20	1,65	oui	20	8,197	11	0,955	3,091

Tableau V-2 : Classement des essais en fonction de $F.V_{th}$ décroissant obtenu par σ_{y0} = 465 MPa et $\sigma_u.V_0^{1/m}$ = 60 MPa.mm$^{3/m}$.

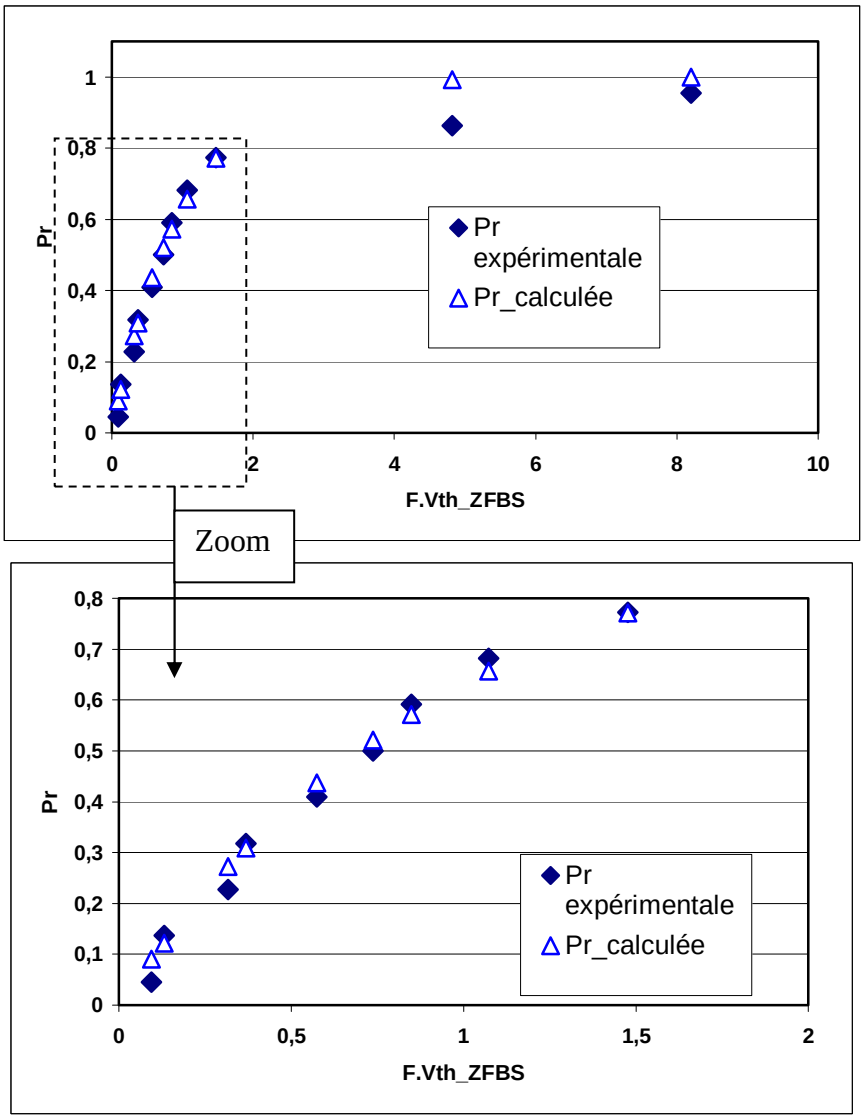


Figure V-7 : Probabilités de rupture expérimentales et calculées par le modèle en contrainte seuil pour les éprouvettes CT12 prélevées dans le joint soudé de l'acier ferritique TU42C.

Finalement, le modèle en contrainte seuil établi pour le joint soudé de l'acier TU42 C est défini par :

$$Pr = 1 - exp\left[-F\left(\sigma_y\right)\cdot V_{th_ZFBS}\right]$$

$$F\left(\sigma_y\right) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_u \cdot V_0^{1/m}}\right)^m \qquad (5.8)$$

avec :	σ_{th} = 1300 MPa	m = 2.17	$\sigma_u.V_0^{1/m}$ = 60 MPa.mm$^{3/m}$	σ_{y0} = 465 MPa

La [Figure V-7] montre un bon accord jusqu'à Pr = 0.8 entre les probabilités de rupture expérimentales et celles calculées par le modèle en contrainte seuil sur les éprouvettes CT12 prélevées dans le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C. Pour Pr > 0.8, les probabilités sont surestimées par le modèle, ce qui situe du côté de la sécurité. Ce résultat valide le développement du modèle en contrainte seuil en utilisant le volume seuil limité aux ZFBS dans le métal déposé.

V.4. Proposition de simplification des calculs du volume seuil dans les ZFBS

Les volumes seuils dans les ZFBS, $V_{th_ZFBS,}$ ont été calculés jusqu'ici à partir des simulations « MD composite » des essais sur éprouvettes CT12 (§IV.2). Ces modélisations sont relativement complexes et demandent des temps de calcul importants. Notre premier objectif était de développer le modèle en contrainte seuil pour le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C dans le haut de la transition fragile/ductile. L'objectif est maintenant de proposer l'application du modèle en contexte industriel. Pour cela, nous proposons une méthode simplifiée pour calculer les V_{th_ZFBS}.

V.4.1. Calcul simplifié du volume seuil dans la ZFBS

Comme présenté dans les parties précédentes, les sites principaux d'amorçage du clivage se situent toujours dans une ZFBS et le modèle en contrainte seuil utilisant les volumes seuils limités à ces zones permet de prédire la probabilité de rupture par clivage du joint soudé dans le haut de la transition fragile/ductile. Néanmoins les calculs de ces volumes seuils sont longs. Pour simplifier ces calculs, nous supposons maintenant que le métal déposé est exclusivement constitué de ZFBS. La simulation par éléments finis des essais sur éprouvettes CT12 se simplifie alors puisque nous ne considérons plus qu'un joint soudé avec le métal déposé homogène [Figure V-8]. Le problème devient symétrique, nous ne modélisons alors que la moitié des éprouvettes. Ces simulations surestiment naturellement les courbes Force-Ouverture, puisque les ZFBS sont plus dures que les ZFR [Figure V-9]. La [Figure V-10] compare les courbes d'évolution des contraintes principales maximales au moment de la rupture sur un ligament en réalité situé dans la ZFR, calculées par la modélisation simplifiée (MD homogène à ZFBS) et par la modélisation « MD composite » de l'essai sur éprouvette CT12-n 6987FA rompue à -30°C. La modélisation simplifiée surestime, comme attendu, les contraintes principales maximales à rupture dans la ZFR. La [Figure V-

11] compare les courbes d'évolution des contraintes principales maximales sur un ligament situé dans la ZFBS. La simulation par le modèle simplifié conduit aux mêmes contraintes principales maximales à rupture dans la ZFBS que celle utilisant le modèle « MD-composite ». En conséquence, nous poursuivons son utilisation.

Le volume seuil total à rupture pour chaque éprouvette CT12 rompue est calculé en supposant le métal déposé exclusivement constitué de ZFBS. Nous extrayons ensuite la partie de ce volume seuil total à rupture qui se situe dans la ZFBS réelle ; nous l'appelons $V_{th_ZFBS_sim}$. La [Figure V-12] compare les V_{th_ZFBS} calculés par la simulation « MD composite » et les $V_{th_ZFBS_sim}$ calculés par la simulation simplifiée. On observe que les résultats de la simulation simplifiée ne surestiment que d'environ 10% les résultats de la simulation « MD composite ».

La probabilité de rupture est ensuite calculée suivant l'expression :

$$Pr = 1 - exp\left[-F\left(\sigma_y\right) \cdot V_{th_ZFBS_sim}\right] \tag{5.9}$$

La fonction F a été déterminée (§V.3.2). La [Figure V-13] représente la probabilité de rupture prédite par la modélisation simplifiée, la probabilité de rupture expérimentale et la probabilité de rupture prédite par la modélisation « MD composite ». Nous constatons un bon accord entre les deux probabilités de rupture calculées, qui par ailleurs prédisent correctement la probabilité de rupture expérimentale, jusqu'à Pr =0.8. Au de là, les prédictions surestiment la probabilité de rupture par clivage expérimentale, ce qui situe la prédiction du côté de la sécurité.

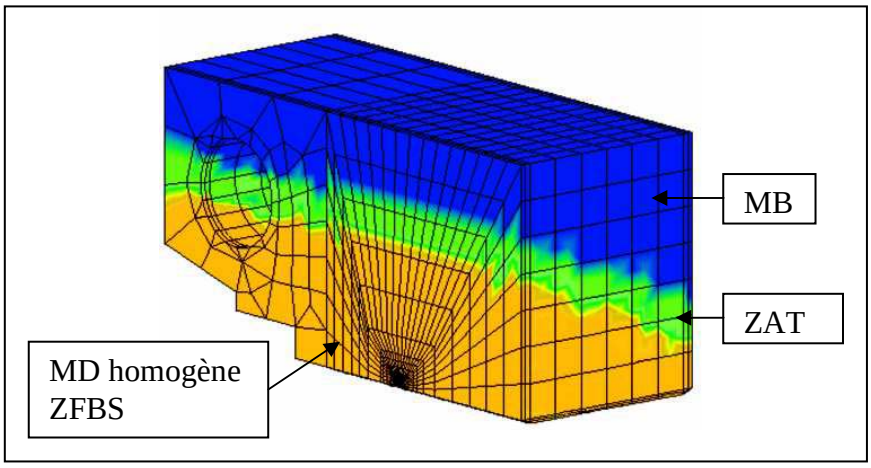


Figure V-8 : Modélisation simplifiée de la moitié de l'éprouvette CT12 en considérant le métal déposé homogène à une ZFBS.

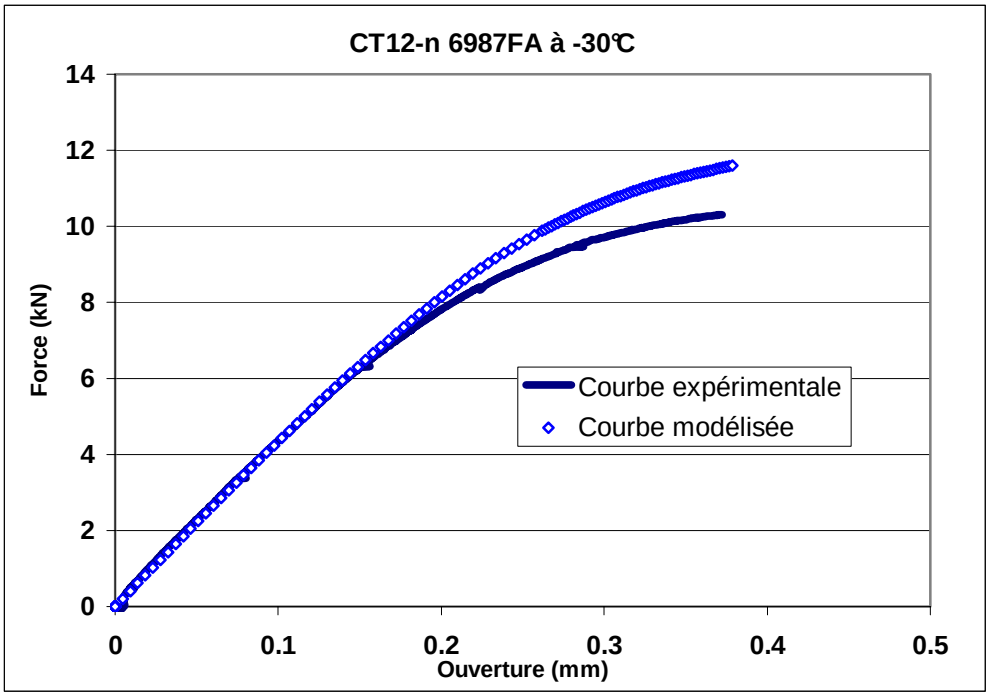


Figure V-9 : Comparaison des courbes Force-Ouverture expérimentale et calculée par la modélisation simplifiée (métal déposé homogène à ZFBS). Le modèle simplifié surestime les forces. Essai sur éprouvette CT12-n 6987FA rompue à -30°C.

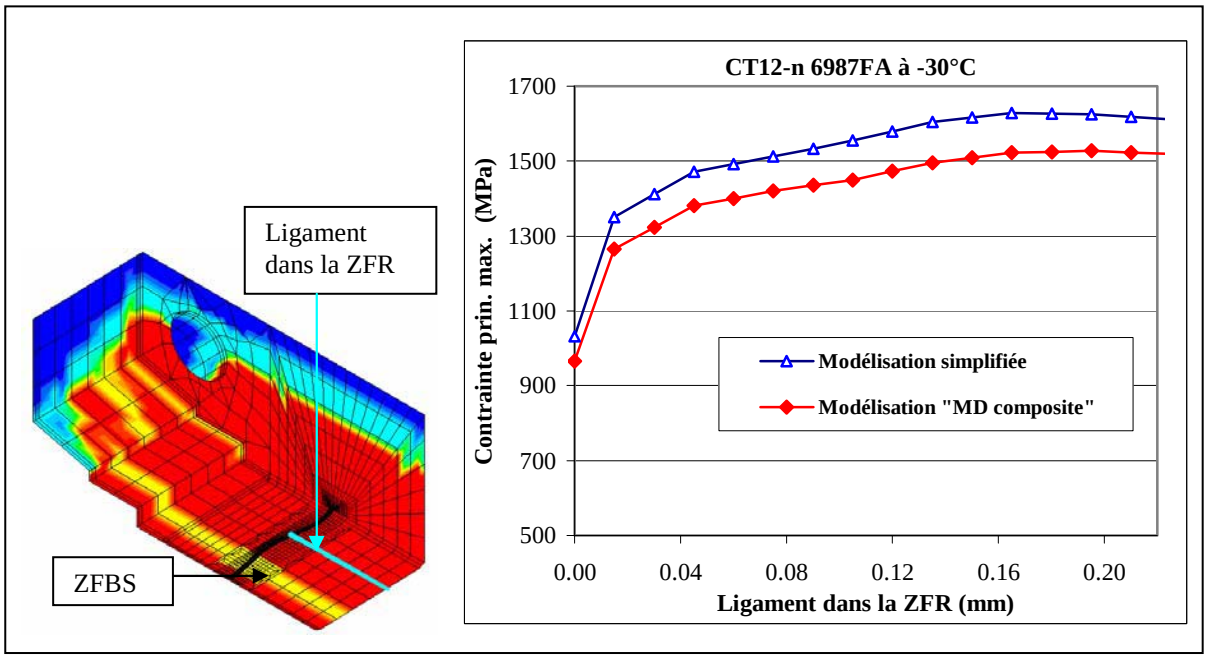


Figure V-10 : Comparaison de la courbe d'évolution des contraintes principales maximales au moment de la rupture sur un ligament situé dans la ZFR, calculée par la modélisation simplifiée (métal déposé homogène à ZFBS), avec celle calculée par la modélisation «MD composite ». Simulation de l'essai sur l'éprouvette CT12-n 6987FA rompue à -30°C. La modélisation simplifiée surestime les contraintes principales maximales à rupture dans la ZFR.

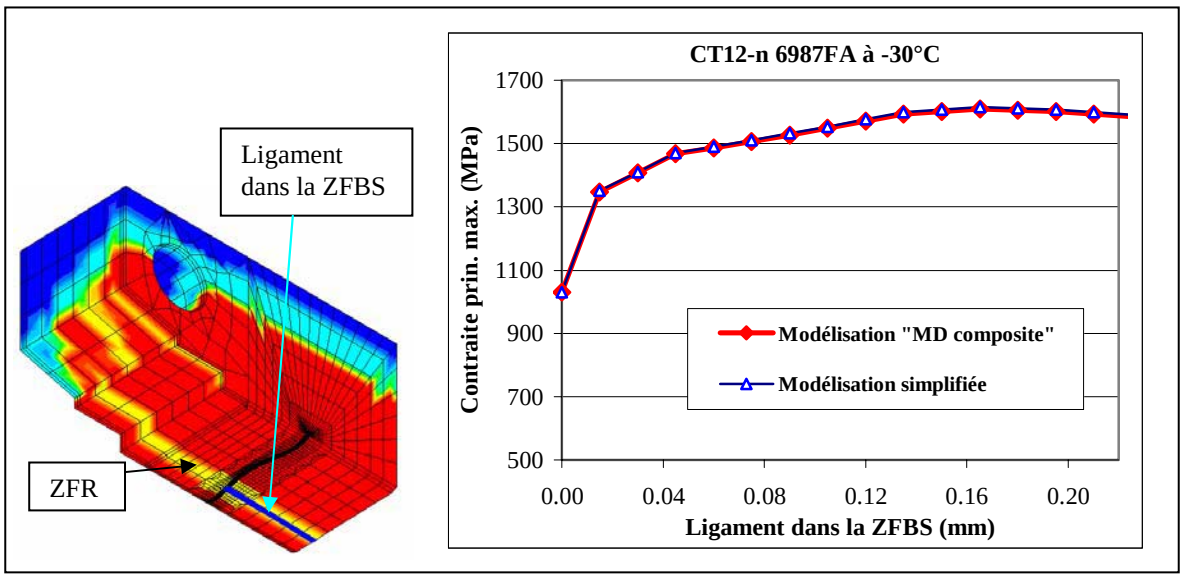


Figure V-11 : Comparaison de la courbe d'évolution des contraintes principales maximales au moment de la rupture sur un ligament situé dans la ZFBS, calculée par la modélisation simplifiée (métal déposé homogène à ZFBS) avec celle calculée par la modélisation « MD composite ». Simulation de l'essai sur éprouvette CT12-n 6987FA rompue à -30°C. La modélisation simplifiée reproduit correctement des contraintes principales maximales à rupture dans la ZFBS.

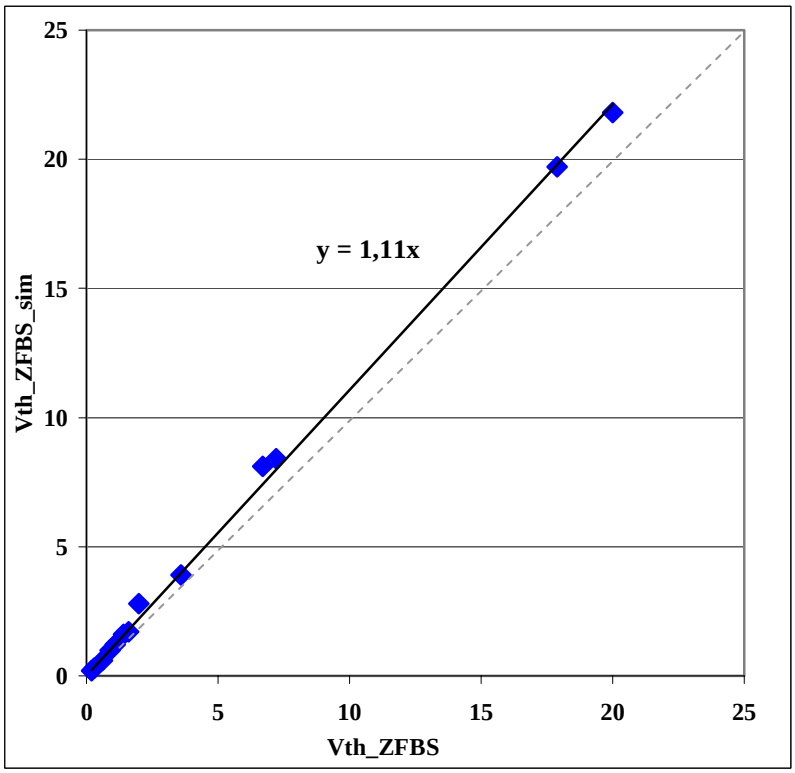


Figure V-12 : Comparaison des volumes seuils dans la ZFBS réelle calculés par la modélisation simplifiée ($V_{th_ZFBS_sim}$) avec ceux calculés par la modélisation « MD composite » (V_{th_ZFBS}), sur les éprouvettes CT12 rompues.

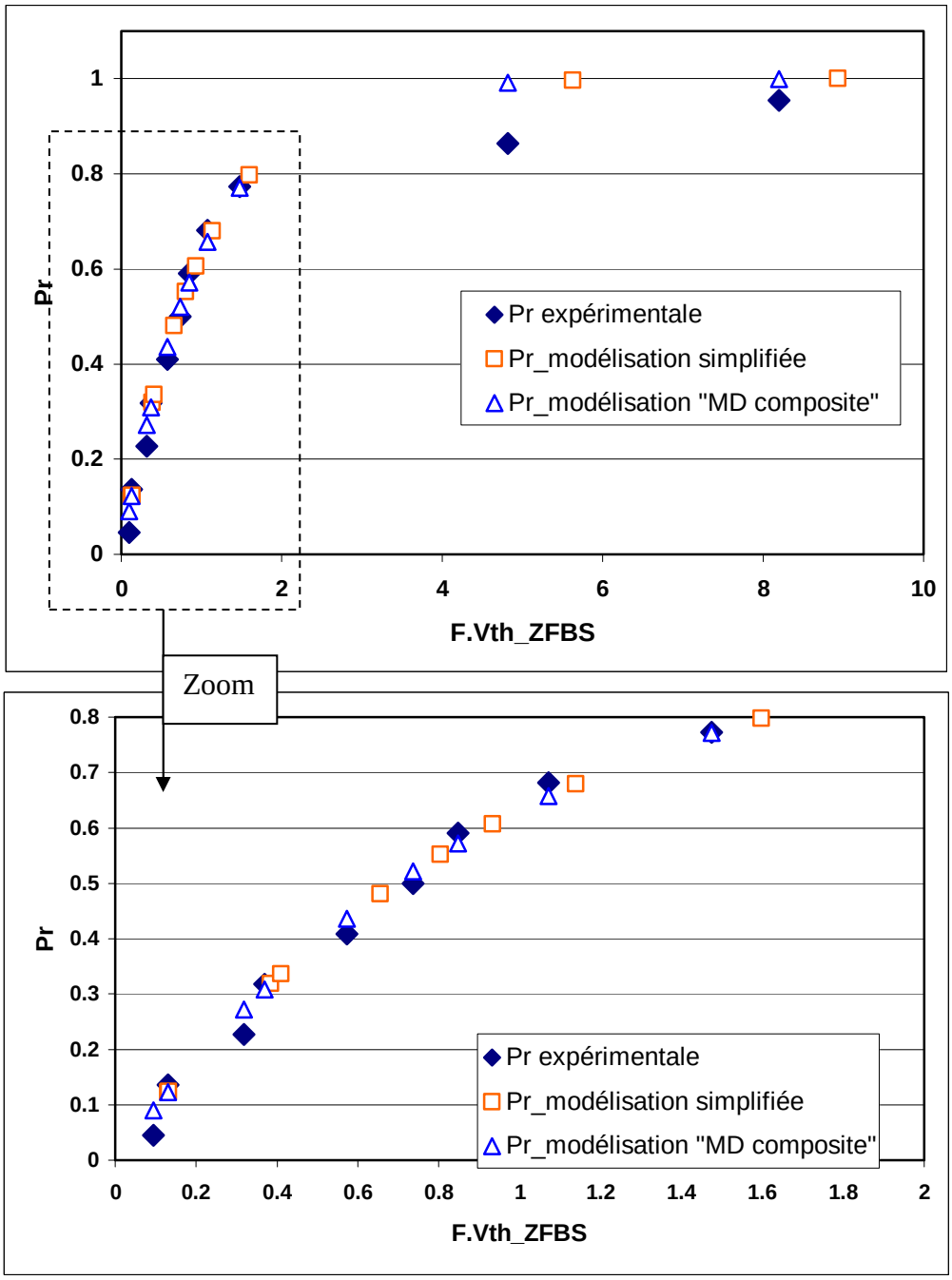


Figure V-13 : Probabilités de rupture des éprouvettes CT12 : comparaison des courbes expérimentale et calculées par le modèle en contrainte seuil, en utilisant la modélisation simplifiée et en utilisant la modélisation « MD composite ».

V.4.2. Calcul analytique du volume seuil à rupture dans les ZFBS

Nous proposons ici une autre méthode de détermination du volume seuil à rupture dans les ZFBS du MD. Cette méthode se base aussi sur les simulations simplifiées, dans lesquelles nous supposons que le métal déposé est exclusivement constitué de ZFBS. Chaque essai est simulé par la méthode simplifiée et le volume seuil total à rupture est ensuite calculé. Nous supposons que le rapport entre le volume seuil à rupture dans les ZFBS et le volume seuil total à rupture calculé par la modélisation simplifiée ($V_{th_ZFBS_sim}/V_{th_total_sim}$), pour chaque

éprouvette CT12, est égal au rapport entre la largeur de la ZFBS réelle B_{ZFBS} dans le plan du faciès de rupture et la largeur utile (B_{net} = 10,8 mm, cf. Figure III-35) de l'éprouvette (B_{ZFBS}/B_{net}) [Figure V-14].

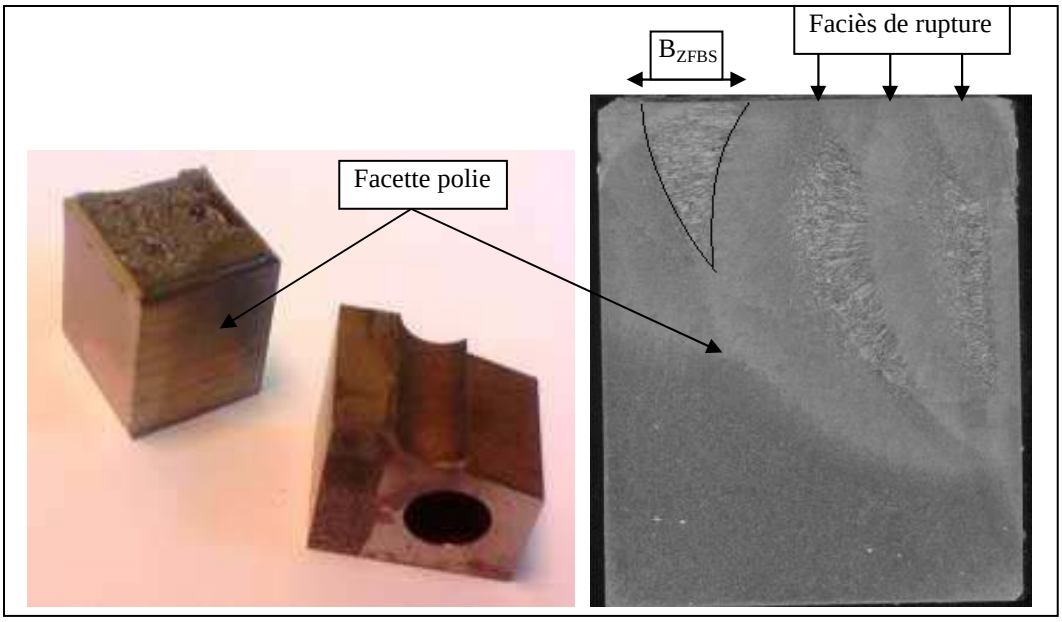


Figure V-14 : Microstructure dans le plan perpendiculaire au faciès de rupture de l'éprouvette CT12-n 6987FA rompue à -30°C, mesure de la largeur de la ZFBS dans le plan du faciès de rupture.

Nous proposons de calculer analytiquement le volume seuil à rupture dans les ZFBS, nommé $V_{th_ZFBS_an}$, à partir du volume seuil total à rupture calculé par la modélisation simplifiée ($V_{th_total_sim}$), selon la relation :

$$V_{th_ZFBS_an} = \frac{B_{ZFBS}}{B_{net}} \times V_{th_total_sim} \tag{5.10}$$

Les volumes seuils à rupture dans les ZFBS, ainsi calculés analytiquement sur les éprouvettes CT12 rompues sont donnés dans le [Tableau V-3]. La [Figure V-15] compare les volumes seuils à rupture calculés analytiquement ($V_{th_ZFBS_an}$) et ceux calculés par la modélisation « MD composite » (V_{th_ZFBS}) sur éprouvettes CT12. Excepté le dernier point, les volumes seuils à rupture ($V_{th_ZFBS_an}$) sont assez proches (erreur ≤ 26%) de ceux calculés par la modélisation « MD composite ». Le dernier point, qui surestime largement le volume seuil à rupture V_{th_ZFBS}, correspond à l'essai sur éprouvette CT12-p 69710CZ rompue à -20°C, qui présente une grande déchirure ductile avant le clivage (1,65 mm de déchirure) ; de plus il s'agit d'une CT12 avec petite l'entaille usinée (0.375), elle subit donc une plasticité importante par rapport aux autres CT12, et son V_{th_ZFBS} plus est difficile à prédire.

Essai	CT12	T	E_{ZFBS} (mm)	Bnet	Vth_total_sim	$Vth_{_ZFBS}$_an
07-021	CT12-p 69710DA	-30	5.16	10.8	2.7	1.3
07-029	CT12-n 6972EY	-30	5.63	10.8	18.4	9.6
07-031	CT12-n 6972FA	-30	3.08	10.8	8.4	2.4
07-020	CT12-p 69710CZ	-20	6.60	10.8	101.3	61.9
07-025	CT12-p 69710DE	-20	3.61	10.8	20.3	6.8
07-037	CT12-n 6987A	-20	6.26	10.8	3.4	2.0
08-011	CT12-n 6987C	-20	5.92	10.8	1.9	1.0
07-038	CT12-n 6987B	-10	4.71	10.8	2.3	1.0
07-042	CT12-n 6987F	20	6.26	10.8	5.3	3.1
08-012	CT12-n 6987D	20	5.25	10.8	45.3	22.0
08-013	CT12-n 6987E	20	5.47	10.8	15.3	7.7

Tableau V-3 : Volumes seuils à rupture dans les ZFBS des éprouvettes CT12 calculés par le modèle simplifié et par la relation analytique (5.10).

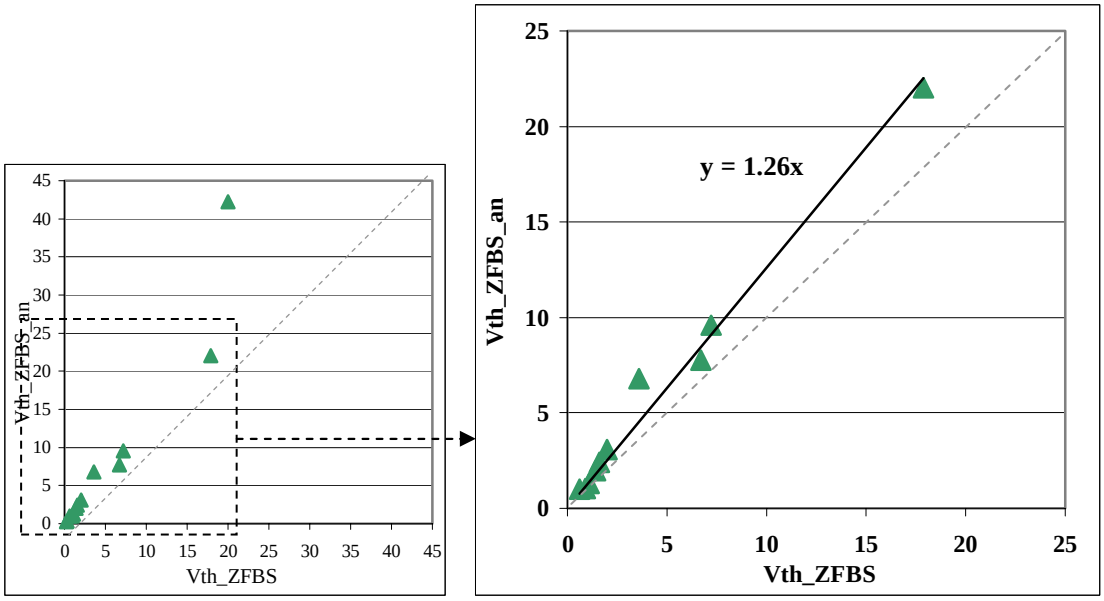


Figure V-15 : Comparaison des volumes seuils à rupture dans la ZFBS calculés par la formule analytique ($V_{th_ZFBS_an}$) et ceux calculés par la modélisation « MD composite » (V_{th_ZFBS}) des essais sur éprouvettes CT12.

La probabilité de rupture est alors calculée suivant l'expression :

$$Pr = 1 - exp\left[-F\left(\sigma_y\right)\cdot V_{th_ZFBS_an}\right] \tag{5.11}$$

La fonction F est la même que précédemment (§V.3.2). La [Figure V-16] compare la probabilité de rupture prédite en utilisant le $V_{th_ZFBS_an}$, la probabilité de rupture expérimentale et la probabilité de rupture prédite par la simulation « MD composite ». Nous constatons une nouvelle fois un bon accord entre la probabilité de rupture calculée en utilisant le $V_{th_ZFBS_an}$ et celle calculée par la modélisation « MD composite » ; les deux distributions prédisent bien la probabilité de rupture expérimentale jusqu'à Pr =0.8. Au-delà, les prédictions surestiment la probabilité de rupture par clivage expérimentale, ce qui situe la prédiction du côté de la sécurité. La probabilité de rupture prédite en utilisant le $V_{th_ZFBS_an}$ est très voisine la probabilité de rupture prédite par la modélisation « MD composite », ce résultat nous montre

que nous pouvons utiliser cette méthode simplifiée analytique pour calculer les volumes seuils à rupture.

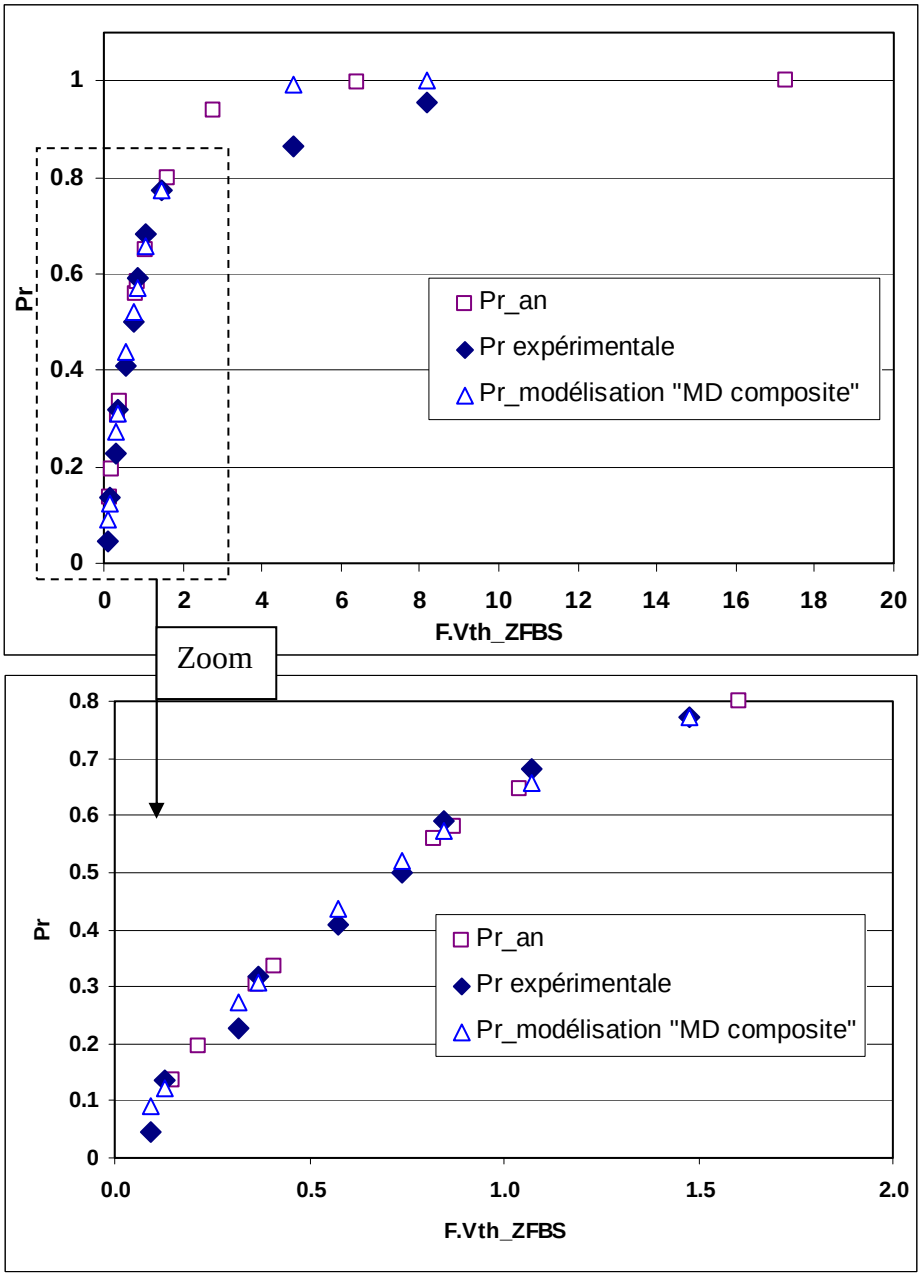


Figure V-16 : Probabilités de rupture des éprouvettes CT12 : comparaison des courbes expérimentale et calculées par le modèle en contrainte seuil, en utilisant le calcul analytique ($V_{th_ZFBS_an}$) et la modélisation « MD composite ».

V.5. Application du modèle en contrainte seuil à une série d'essais sur éprouvettes SENT prélevées dans le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C

Dans le but d'étudier la transférabilité du modèle en contrainte seuil pour le métal déposé à une autre géométrie, nous appliquons le modèle à une série d'essais de traction sur éprouvettes SENT prélevées dans le métal déposé de l'acier TU42 C. Les intérêts des essais

sur éprouvettes SENT par rapport aux essais sur éprouvettes CT12 sont les suivants : ce sont également des essais de traction, comme les essais sur CT12-n, mais avec un degré de confinement de la plasticité différent (plasticité plus étendue), et un degré de triaxialité plus faible. Les paramètres du modèle en contrainte seuil définis par les relations (5.8) sont utilisés pour prédire la probabilité de rupture des éprouvettes SENT testées. Des faciès de rupture des éprouvettes SENT rompues sont ensuite observés sous MEB pour analyser les mécanismes de rupture par clivage dans le métal déposé.

V.5.1. Conditions d'essai

6 éprouvettes SENT-T ont été prélevées dans le joint soudé (plan de fissuration suivant le plan de section droite du tube, direction T de fissuration). La position de prélèvement et la géométrie de l'éprouvette sont présentées sur la [Figure V-17]. L'éprouvette est de section carrée, de côté 10 mm. Le plan d'entaille se situe dans le plan de symétrie du métal déposé. L'entaille mécanique est usinée telle que $a_u/W = 0,25$.

Avant de faire les essais, une préfissuration en flexion 3 points par fatigue à ΔK décroissant de 20 à10 MPa a été réalisée sur une longueur d'environ 1,5 mm. Le ΔK a été choisi suffisamment faible pour limiter au maximum la plasticité à la pointe de la fissure. L'essai de rupture a ensuite été mené sur une machine servo-hydraulique à une vitesse de déplacement du vérin imposée de 0,5 mm/min (3 essais) et 0,1 mm/min (3 essais). Outre la force et le déplacement du vérin, on a enregistré également l'ouverture de fissure via un extensomètre. Ces essais sont décrits en détail dans l'annexe E.

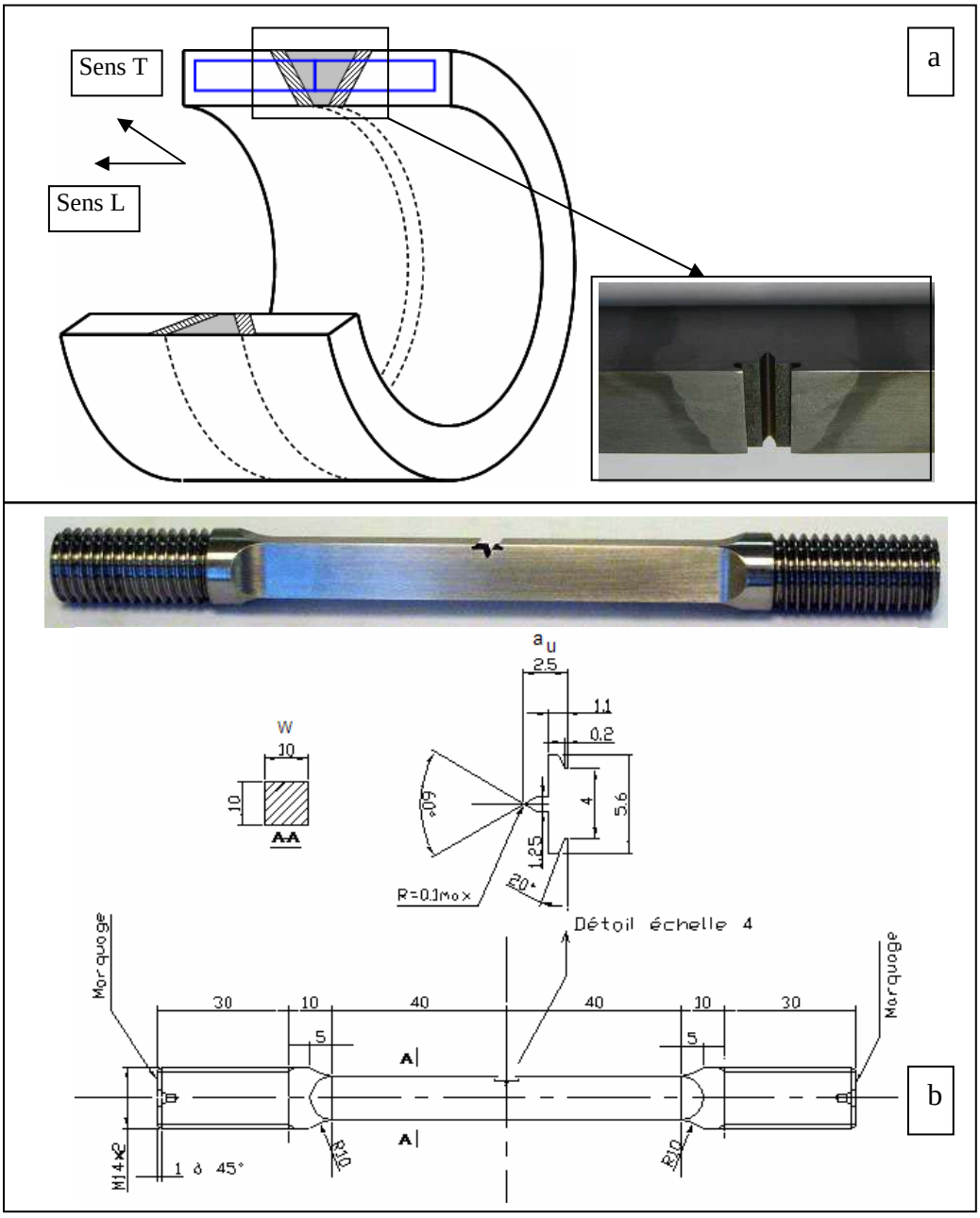


Figure V-17 : (a) Prélèvement et (b) géométrie des éprouvettes SENT-T prélevées dans le métal déposé.

V.5.2. Choix de la température d'essai

Avant de choisir la température d'essai, nous simulons par le modèle « MD composite » des essais sur éprouvettes SENT-T à plusieurs température, de -130°C à +20°C, afin d'estimer les courbes J-V_{th_ZFBS}. Etant donné le peu d'essais de traction simple à diverses températures, des courbes de traction à certaines températures intermédiaires sont estimées par interpolation des courbes de traction expérimentales existantes (cf. §III.2.2.1). La [Figure V-18] présente des courbes de traction interpolées (lignes discontinues) à -70°C, -90°C, -110°C et -130°C. Après simulation, nous comparons les courbes J-V_{th_ZFBS} simulées des SENT-T et celles simulées des CT12-n à diverses températures. L'objectif est de trouver des températures

équivalentes T1 et T2, telles que les courbes J-V_{th_ZFBS} des éprouvettes SENT-T testées à T1 soient identiques à celles des éprouvettes CT12 testées à T2, pour avoir des conditions de sollicitation « similaires » entre les 2 géométries. Nous réaliserons ensuite les essais sur éprouvettes SENT-T à ces températures T1.

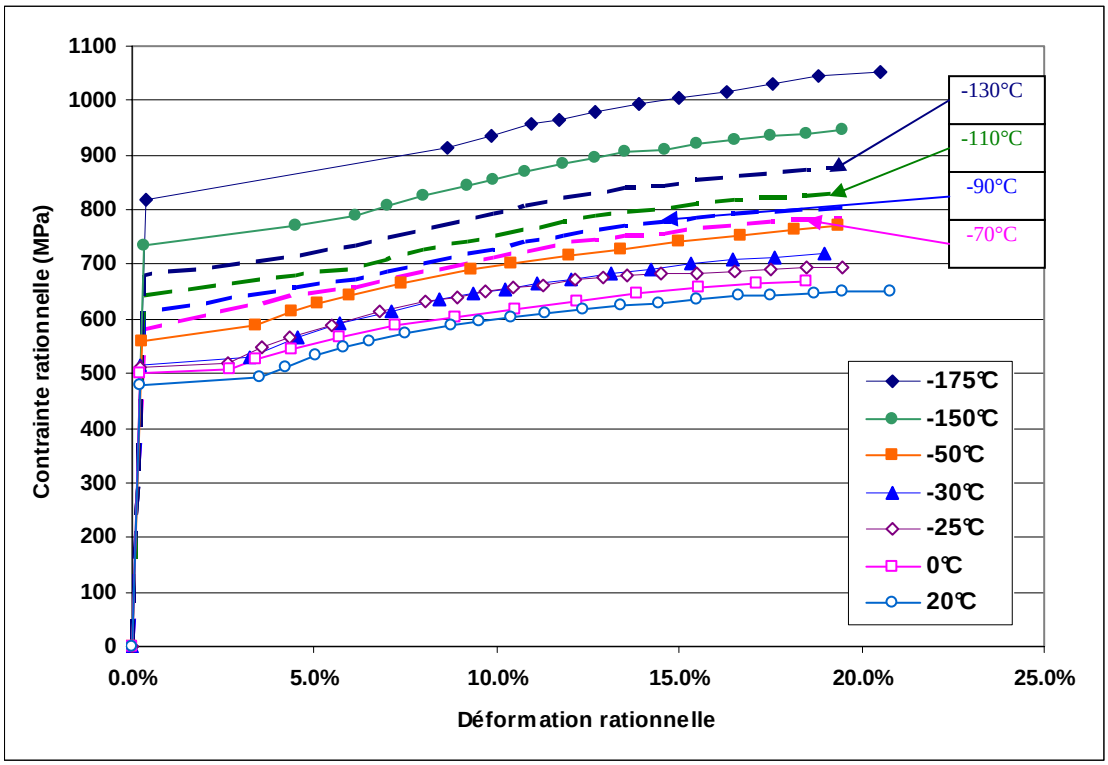


Figure V-18 : Courbes de traction expérimentales existantes et courbes de traction interpolées (lignes discontinues) du métal déposé.

Pour obtenir les courbes J-V_{th_ZFBS}, les essais sur éprouvettes SENT-T sont simulés par le modèle « MD composite ». Les éprouvettes SENT-T ont été polies et attaquées au Nital au LISN pour révéler la position des ZFBS, ZFR et ZAT du joint soudé. Pour la simulation, l'éprouvette complète est maillée, en raison de l'asymétrie des ZFBS et des ZFR. Un même maillage avec un front de fissure rectiligne (a_0/W= 0,4) est utilisé pour toutes les températures testées. Pour simuler les essais de rupture sur éprouvette SENT-T, un blocage est imposé à la section inférieure selon Z et un déplacement selon Z est imposé à la section supérieure [Figure V-19].

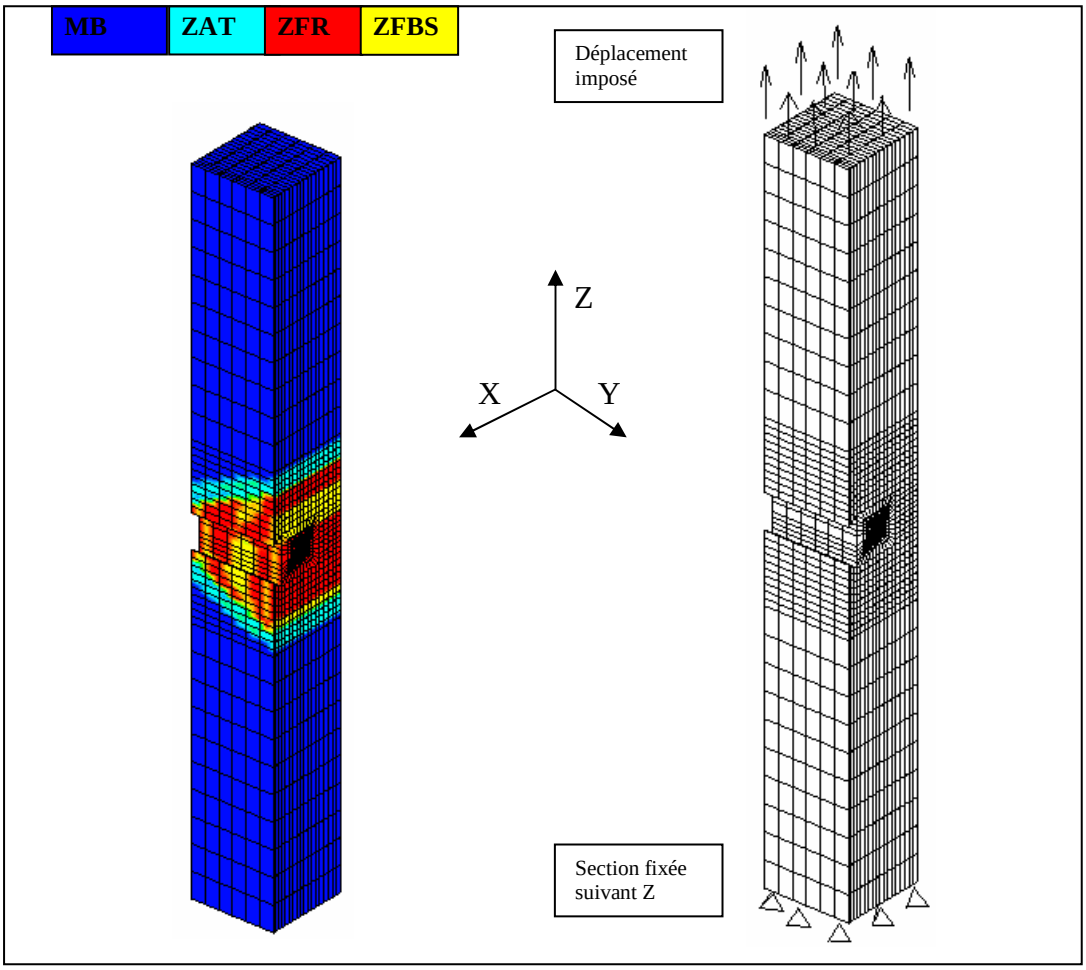


Figure V-19 : Simulation à l'aide du modèle « MD composite » et conditions aux limites pour les essais sur éprouvettes SENT-T.

La [Figure V-20] compare des courbes J-V_{th_ZFBS} relatives aux essais sur CT12-n aux courbes relatives aux essais sur SENT-T. Pour une meilleure lisibilité, nous n'avons tracé que 2 courbes relatives aux essais sur CT12-n, la plus haute (T2=-30°C) et la plus basse (T2=-10°C), définissant ainsi l'enveloppe des courbes J-V_{th_ZFBS} relatives aux essais sur éprouvettes CT12-n. En observant la premier partie des courbes (J<15 kJ/m^2), il semble que les courbes relatives aux essais aux températures T2=-30°C et -10°C sur éprouvettes CT12-n correspondent à peu près aux courbes relatives aux essais sur éprouvettes SENT-T simulés, aux températures -130°C et -70°C respectivement.

En conséquence, ne disposant que d'un nombre limité d'éprouvettes SENT-T, et compte-tenu de la dispersion inhérente aux essais de rupture fragile, nous décidons de réaliser 3 essais à -130°C et 3 essais à -70°C.

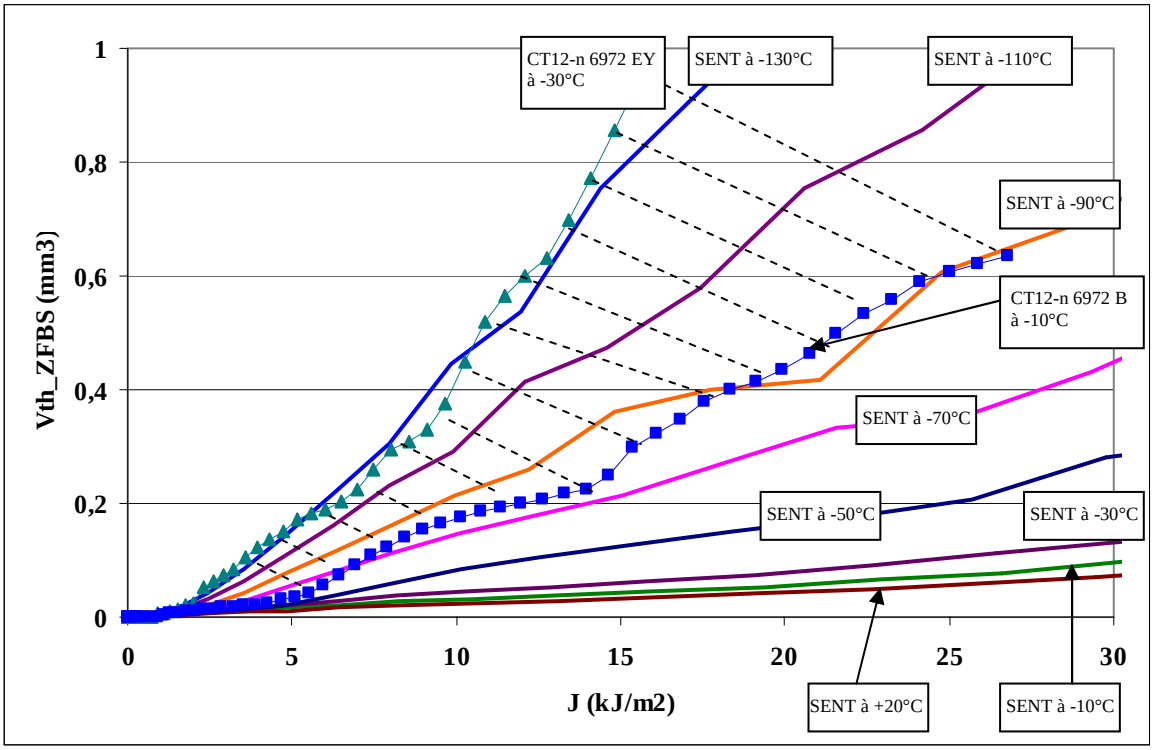


Figure V-20 : Comparaison des courbes J-V_{th_ZFBS} calculées par la simulation « MD composite » entre les CT12-n et les SENT.

V.5.3. Essais de rupture sur éprouvettes SENT

3 essais sur éprouvettes SENT-T ont été donc réalisés à -70°C et 3 autres à -130°C. Toutes les éprouvettes ont rompu par rupture fragile (clivage). Les faciès de rupture sont ensuite observés au MEB. Le [Tableau V-4] définit les températures d'essais et les principaux résultats des observations. L'éprouvette SENT-T 69724FU rompue à -70°C présente une petite déchirure ductile (0,2 mm) avant clivage et l'éprouvette SENT-T 69724FZ, également rompue à -70°C, présente un émoussement en fond de fissure [Figure V-21]. Pour les éprouvettes CT12-n, nous n'avions obtenu à -30°C que de la rupture fragile par clivage, la déchirure ductile avant clivage n'apparaissait qu'à température ambiante (+20°C). Cela confirme un décalage de la courbe de transition fragile/ductile sur éprouvettes SENT-T vers les températures plus basses par rapport à la courbe de transition sur éprouvettes CT12-n. Ce résultat explique le fait que l'étude sur l'équivalence des courbes J-V_{th_ZFBS} entre 2 géométries SENT-T et CT12 conduit à prendre des températures plus basses pour les essais sur éprouvettes SENT-T.

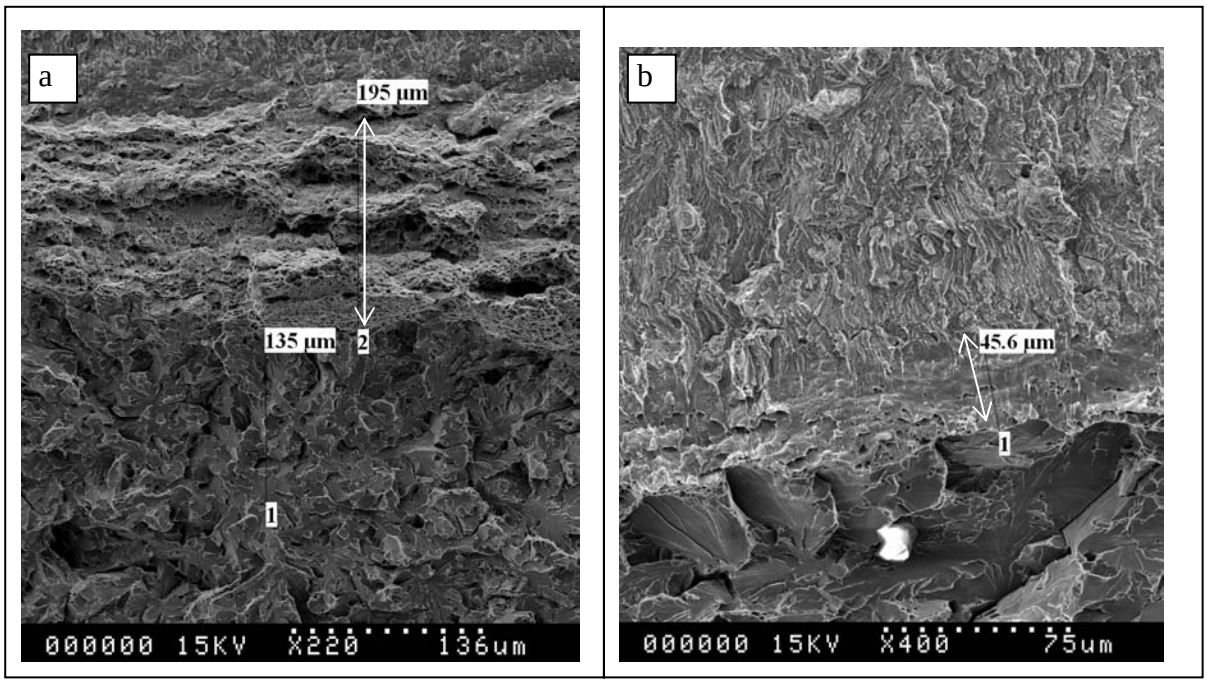


Figure V-21 : a) Eprouvette SENT-T 69724FU rompue à -70°C : déchirure ductile sur 200 µm avant clivage; b) Eprouvette SENT-T 69724FU rompue à -70°C : émoussement sur 50 µm avant clivage.

Chaque éprouvette SENT rompue présente un site principal d'amorçage du clivage. Le site principal se trouve toujours dans une ZFBS, au niveau d'une particule de taille comprise entre 0,8 µm et 2,8 µm. Dans chacune des six éprouvettes, le clivage semble amorcé par décohésion de la particule. Ces observations sont similaires à celles sur les faciès de rupture des éprouvettes AE2 et CT12. Cela confirme encore une fois le mécanisme de clivage proposé dans les chapitres III et IV. La [Figure V-22] présente les sites principaux d'amorçage du clivage dans l'éprouvette SENT-T 69724FX rompue à -70°C et dans l'éprouvette SENT-T 69724FV rompue à -130°C respectivement.

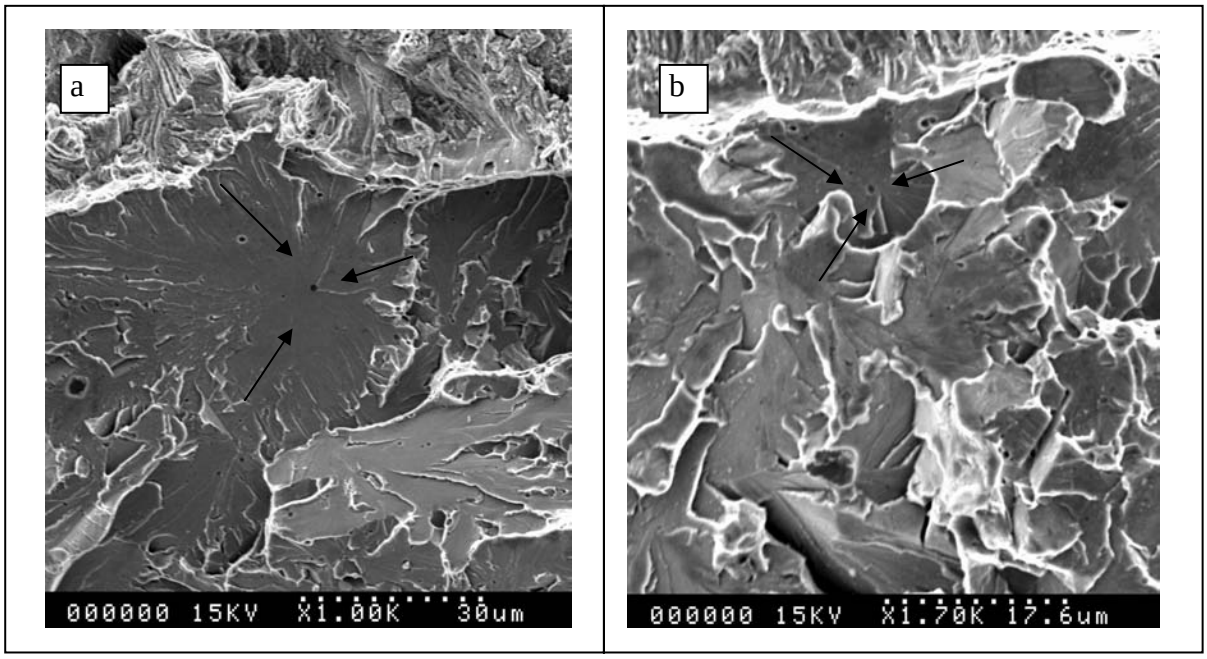


Figure V-22 : Sites principaux d'amorçage du clivage : a) éprouvette SENT-T 69724FX rompue à -70°C ; b) éprouvette SENT-T 69724FV rompue à -130°C.

N° essai	Repère d'éprouvette	Température d'essai (°C)	Nombre de sites principaux d'amorçage du clivage	Zone où se situe le site principal d'amorçage	Distance au front de fissure (µm)	Taille de particule au site principal d'amorçage (µm)
09-95	SENT-T 69724FT	-130	1	ZFBS	13,6	0,8
09-97	SENT-T 69724FV	-130	1	ZFBS	9,3	0,8
09-100	SENT-T 69724FY	-130	1	ZFBS	99	0,9
09-96	SENT-T 69724FU	-70	1	ZFBS	135	1,5
09-99	SENT-T 69724FX	-70	1	ZFBS	22,3	1,5
09-101	SENT-T 69724FZ	-70	1	ZFBS	237	2,8

Tableau V-4 : Essais de rupture sur éprouvettes SENT-T prélevées dans le métal déposé, caractéristiques principales de la rupture.

V.5.4. Prédiction de la probabilité de rupture des éprouvettes SENT

La prédiction de la probabilité de rupture des éprouvettes SENT-T est faite pour chaque température d'essai, -130°C et -70°C. Nous calculons cette probabilité en fonction de la force à rupture en utilisant le modèle en contrainte seuil, puis la comparons avec la probabilité de rupture expérimentale. La probabilité expérimentale est calculée par l'équation (5.1) (cf. §V.2) avec N = 3, nombre d'essais sur éprouvettes SENT-T à chaque température (-70°C et

-130°C). Naturellement, compte tenu du faible nombre d'essais réalisés, le résultat restera indicatif et il faudra confirmer ultérieurement avec des essais complémentaires.

Pour appliquer le modèle en contrainte seuil et calculer la probabilité de rupture, les éprouvettes SENT-T sont simulées par le modèle « MD composite ». Les simulations numériques sont validées par comparaison des courbes « Force-Ouverture » expérimentales et calculées numériquement. La [Figure V-23] présente les résultats de la simulation et de l'essai sur l'éprouvette SENT-T 69724FZ rompue à -70°C. La simulation reproduit correctement la courbe « Force-Ouverture » expérimentale. Les autres comparaisons sont présentées dans l'Annexe E.

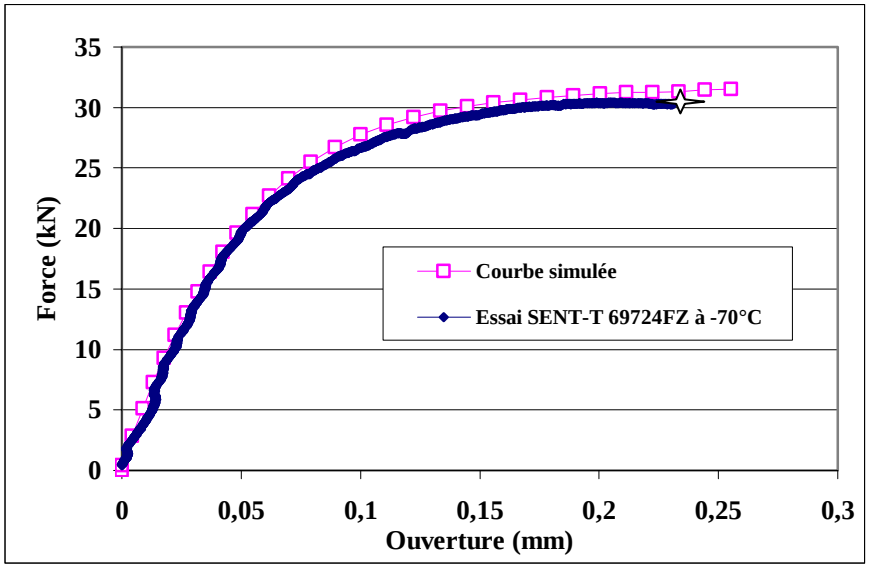


Figure V-23 : Comparaison des courbes « Force-Ouverture » expérimentale et simulée par le modèle « MD composite » de l'essai sur éprouvette SENT-T 69724FZ rompue à -70°C (✧ rupture fragile).

Les volumes seuils à rupture dans les ZFBS, V_{th_ZFBS}, sont ensuite calculés en utilisant la contrainte seuil σ_{th} = 1300 MPa du métal déposé de l'acier TU42 C. Nous calculons également les volumes seuils à rupture dans les ZFBS $V_{th_ZFBS_an}$ à l'aide de la formule analytique (5.10) pour tester la méthode simplifiée proposée (§V.4.2). Les probabilités de rupture sont ensuite calculées par le modèle en contrainte seuil défini pour le métal déposé au §V.3.2 :

$$P_r = 1 - exp\left[-F\left(\sigma_y\right)\cdot V_{th_ZFBS}\right]$$

$$\text{avec} \quad F\left(\sigma_y\right) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_u \cdot V_0^{1/m}}\right)^m$$

Pour les éprouvettes SENT-T testées à -70°C, nous utilisons les paramètres :

m = 2.17	$\sigma_u.V_0^{1/m}$ = 60 MPa.mm$^{3/m}$	σ_{y0} = 465 MPa	σ_y = 570 MPa

D'où, les probabilités sont calculées à l'aide de la formule :

$$P_r = 1 - exp\left[-3{,}368 \cdot V_{th}\right]$$

Pour les éprouvettes SENT-T testées à -130°C, nous utilisons les paramètres :

m = 2.17	$\sigma_u.V_0^{1/m}$ = 60 MPa.mm$^{3/m}$	σ_{y0} = 465 MPa	σ_y = 680 MPa

D'où, les probabilités sont calculées à l'aide de la formule :

$$P_r = 1 - exp\left[-15{,}951 \cdot V_{th}\right]$$

Nous étudions également la prédiction des probabilités de rupture fragile des CT12-n rompues à -150°C, température proche de la température d'essai des SENT-T (-130°C). Pour les éprouvettes CT12 testées à -150°C, nous utilisons les paramètres :

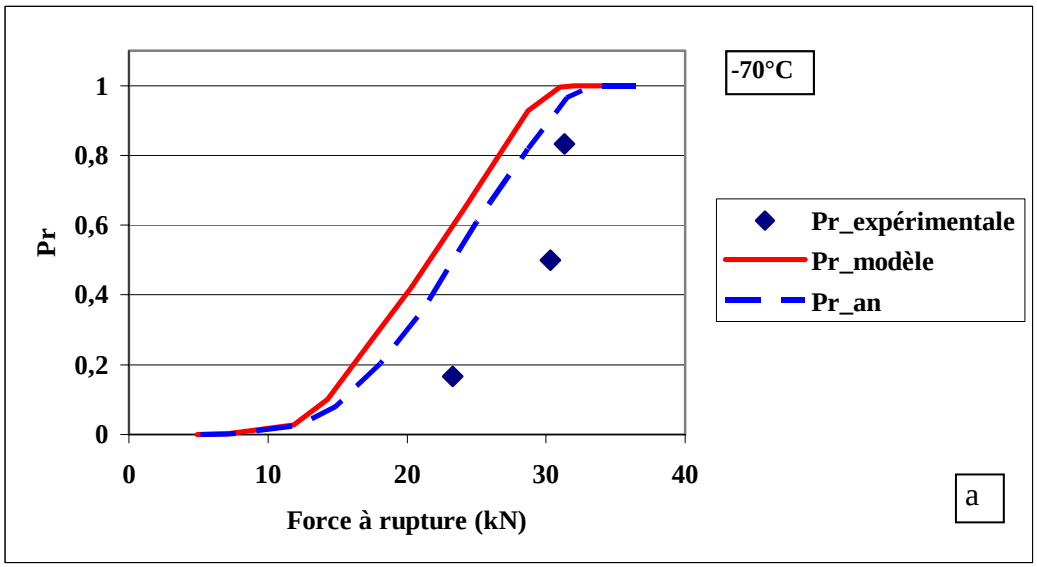
m = 2.17	$\sigma_u.V_0^{1/m}$ = 60 MPa.mm$^{3/m}$	σ_{y0} = 465 MPa	σ_y = 733 MPa

D'où, les probabilités sont calculées à l'aide de la formule :

$$P_r = 1 - exp\left[-25{,}731 \cdot V_{th}\right]$$

La [Figure V-24] présente les probabilités de rupture expérimentales et calculées des éprouvettes SENT-T rompues à -70°C et à -130°C par le modèle en contrainte seuil (par simulation « MD composite » et par la méthode simplifiée analytique) en fonction de la force à rupture. Celles des éprouvettes CT12-n rompues à -150°C sont présentées dans la [Figure V-25]. La courbe des probabilités de rupture calculées par la méthode simplifiée est voisine de celle calculée par la simulation « MD composite », mais décalée vers la droite, elles sont donc légèrement plus proches de la courbe des probabilités de rupture expérimentales. Le modèle en contrainte seuil prédit des probabilités de rupture à charges plus faibles que celles observées expérimentalement, ce qui place ces prédictions du côté de la sécurité.

Pour les essais sur éprouvettes SENT-T rompues à -70°C, les écarts entre les probabilités de rupture prédites et les probabilités expérimentales sont relativement limité [Figure V-24 (a)] et peuvent être lié à le faible nombre d'essais. Pour les essais sur éprouvettes SENT-T rompues à -130°C, il apparaît que les forces à rupture expérimentales correspondent à une probabilité de 1 avec le modèle [Figure V-24 (b)]. Cependant, si l'on utilise la fonction F identifié précédemment pour analyser les essais sur éprouvettes CT12-n rompues à -150°C [Figure V-25], on constate un écart similaire (facteur ≈ 2 sur la charge à rupture) entre les probabilités de rupture prédites et les probabilités expérimentales. Cela indique que la fonction F peut difficilement être extrapolée à ces températures. Un effet de la géométrie sur la fonction F est également tout à fait possible et reste un point à approfondir. Cependant, les résultats présentés indiquent que le modèle peut être transférable d'une géométrie à une autre et il est susceptible de prendre en compte le degré de confinement de la plasticité, fonction de la géométrie.



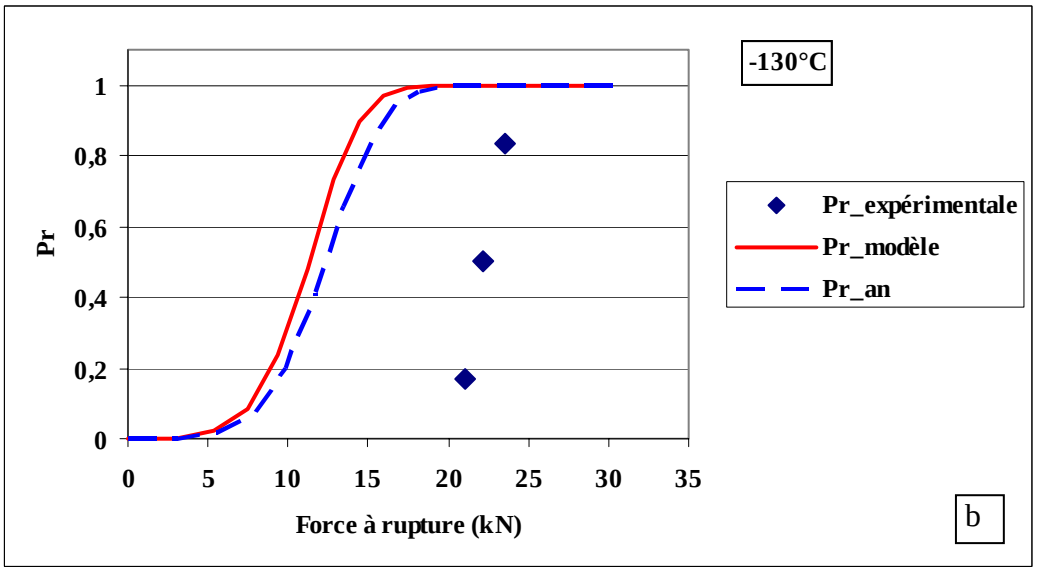


Figure V-24 : Probabilités de rupture expérimentales et calculées par le modèle en contrainte seuil, par la simulation « MD composite » et par la méthode simplifiée (analytique): a) éprouvettes SENT-T testées à -70°C ; b) éprouvettes SENT-T testées à -130°C.

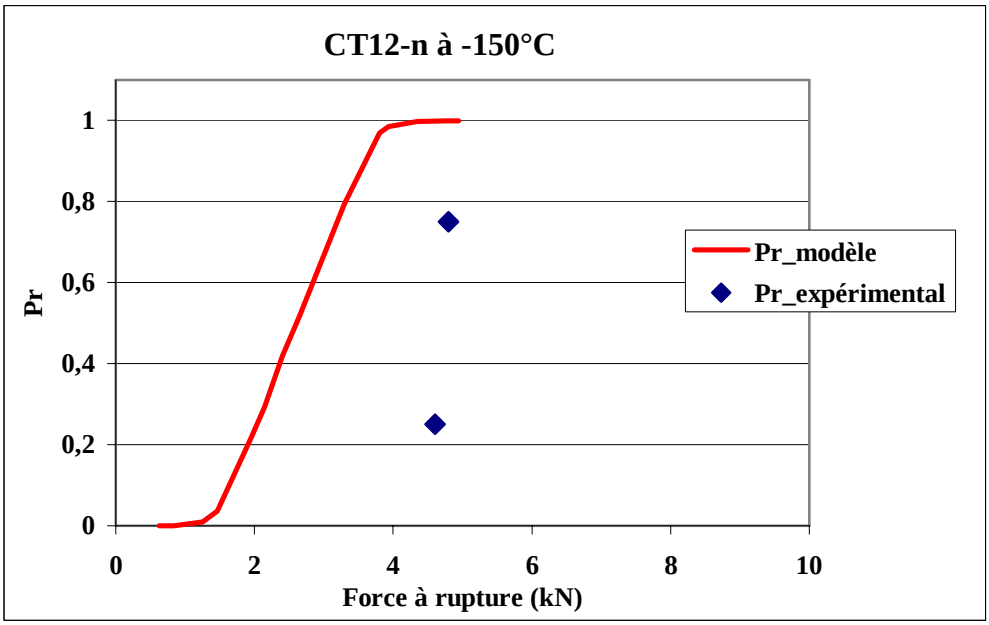


Figure V-25 : Probabilités de rupture expérimentales et calculées par le modèle en contrainte seuil (par la simulation « MD composite ») des essais sur éprouvettes CT12-n testées à -150°C.

V.6. Conclusion

Ce chapitre a pour objectif d'identifier et valider le modèle en contrainte seuil pour le joint soudé de l'acier ferritique TU42 C du circuit secondaire des REP. Selon ce modèle, la probabilité de rupture par clivage est définie par la relation :

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

où apparaissent le volume seuil V_{th} , ou volume dans lequel les contraintes principales maximales dépassent la contrainte seuil en cours d'essai, et la fonction de sensibilité $F(\sigma_y)$. Pour utiliser cette relation pour le métal déposé du joint soudé, il nous a fallu déterminer la contrainte seuil, les volumes seuils, et la fonction de sensibilité F propres au métal déposé.

Dans un premier temps, la distribution des probabilités de rupture par clivage d'éprouvettes axisymétriques entaillées AE2 testées à -175°C et à -150°C est obtenue en fonction des contraintes principales maximales à rupture. Une loi de distribution de Weibull à 3 paramètres (m, σ_u, σ_{th}) est ajustée afin de décrire ces probabilités. La contrainte seuil du métal déposé alors obtenue, σ_{th} = 1300 MPa, est la même que celle du métal de base. Et comme pour le métal de base, le module de Weibull m = 2,17 déterminé pour les éprouvettes AE2, est supposé le même pour les éprouvettes CT12.

Les observations expérimentales des faciès de rupture ont montré que le clivage s'amorce toujours dans une ZFBS (zone à gros grains). La fonction de sensibilité F est alors identifiée grâce à la relation établie entre les volumes seuils dans les ZFBS du métal déposé calculés et les probabilités de rupture des éprouvettes CT12 testées à diverses températures. La fonction de sensibilité F ainsi obtenue pour le métal déposé est :

$$F\left(\sigma_y\right)=\left(\frac{\sigma_y-\sigma_{y0}}{\sigma_u\cdot V_0^{1/m}}\right)^m=\left(\frac{\sigma_y-465}{60}\right)^{2,17}$$

Les calculs du volume seuil V_{th_ZFBS} étant délicats à mener, une méthode simplifiée est proposée pour faciliter l'application du modèle dans le contexte industriel. Les volumes seuils à rupture dans les ZFBS sont calculés en deux temps : une simulation simplifiée de l'essai est menée en supposant le MD homogène à une ZFBS, permettant le calcul d'un volume seuil, qui est ensuite réduit en proportion du rapport (B_{ZFBS}/B_{net}) entre la largeur de la ZFBS réelle dans le plan du faciès de rupture et la largeur utile de l'éprouvette.

Un bon accord est observé entre les probabilités de rupture par clivage calculées par cette méthode simplifiée et celles calculées par la modélisation « MD composite ». Ce résultat montre que nous pouvons utiliser cette méthode simplifiée (que nous avons qualifiée d' « analytique » dans le corps du texte) pour calculer les volumes seuils à rupture. Les deux méthodes prédisent bien les probabilités de rupture par clivage expérimentales jusqu'à Pr =0.8. Au-delà, les prédictions surestiment les probabilités de rupture par clivage expérimentales, ce qui situe les prédictions du côté de la sécurité.

Dans la dernière partie de ce chapitre, nous avons étudié la transférabilité du modèle en contrainte seuil à une géométrie d'éprouvettes présentant un confinement de plasticité et une triaxialité plus faibles (éprouvettes de traction SENT-T) prélevées dans le joint soudé. Une simulation préalable des essais par éléments finis nous a permis de montrer le décalage important en température de la courbe de transition, entre les géométries CT12 et SENT-T. Deux températures d'essais sur éprouvettes SENT-T, -70°C et -130°C, ont alors été choisies pour tester le modèle. Le modèle prédit des probabilités de rupture à des niveaux de chargement plus faibles que ceux enregistrés expérimentalement, ce qui place ses prédictions du côté de la sécurité. Pour les essais sur éprouvettes SENT-T rompues à -130° et les essais sur éprouvettes CT12-n rompues à -150°C, on constate un écart similaire (facteur ≈ 2 sur la charge à rupture) entre les probabilités de rupture prédites et les probabilités expérimentales, ce qui indique que la fonction F peut difficilement être extrapolée à ces température. Un effet de la géométrie sur la fonction F est également tout à fait possible et reste un point à approfondir. Cependant, les résultats présentés indiquent que le modèle peut être transférable d'une géométrie à une autre et il est susceptible de prendre en compte le degré de confinement de la plasticité, fonction de la géométrie.

CONCLUSIONS GENERALES
ET
PERSPECTIVES

Conclusions générales

Dans le cadre de l'analyse de l'intégrité des circuits secondaires des REP, qui sont en acier ferritique TU42 C au C-Mn, nous avons étudié les mécanismes de rupture fragile par clivage et développé le modèle en contrainte seuil initialement proposé par Chapuliot [CHA 08] pour les joints soudés de l'acier TU42C dans le domaine de transition fragile/ductile. En effet, la soudure est souvent le lieu où s'amorcent des fissures de fatigue sous vibrations ou fluctuations thermiques, dû à la présence de singularités géométriques, et peut ainsi être fragilisée. L'objectif de la thèse était de prédire la non-rupture fragile dans un joint soudé en acier C-Mn dans le domaine de la transition fragile/ductile en étudiant l'applicabilité du modèle en contrainte seuil à la soudure, la zone où, en raison de sa fragilité et de sa sensibilité au vieillissement, la courbe de transition est décalée vers les températures plus hautes par rapport à celle du métal de base.

Le modèle en contrainte seuil (sous-entendu, de non-rupture par clivage) a été développé pour le métal de base de l'acier TU42 C par V. Le Corre [LEC 06]. Selon ce modèle, la probabilité de rupture par clivage est fonction d'un « volume seuil » via une fonction de sensibilité F :

$$\boxed{P_r = 1 - exp\left(-F.V_{th}\right)}$$

où V_{th} est le volume seuil, c'est-à-dire le volume ayant subi une contrainte principale maximale supérieure à la contrainte seuil σ_{th}, borne minimale des contraintes principales maximales en dessous de laquelle le clivage ne peut plus apparaître). La fonction de sensibilité F varie avec la température, variation que l'on exprime via la limite d'élasticité σ_y :

$$\boxed{F\left(\sigma_y\right) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_u \cdot V_0^{1/m}}\right)^m}$$

Dans cette formulation de la probabilité de rupture fragile, le volume V_{th} à lui-seul rend compte des effets d'échelle et d'une déchirure ductile éventuelle avant clivage. La fonction F est représentative des 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.

La démarche de développement du modèle pour le joint soudé comporte 3 étapes : des essais de rupture sur des éprouvettes prélevées dans le joint soudé sont réalisés, ces essais sont simulés par éléments finis, enfin les paramètres du modèle sont identifiés à partir des résultats d'essais et des simulations.

Le joint soudé étudié est un joint de raboutement d'un tube en acier au Carbone-Manganèse TU42 C utilisé pour le circuit secondaire des réacteurs REP (diamètre externe 219 mm, épaisseur 16 mm). La région du joint soudé est divisée en 3 zones : le métal de base (MB), le métal déposé (MD) et la zone affectée thermiquement (ZAT), dont l'analyse microstructurale a été réalisée. Le MD et la ZAT présentent des microstructures très variées. Sur l'ensemble du joint soudé, les zones fondues brutes de solidification (ou ZFBS) dans le

MD sont des zones à gros grains ferritiques, elles présentent de nombreuses particules (des oxydes le plus souvent), et sont les zones dont les microduretés Vickers sont les plus élevées. Ces zones pourraient donc être les plus susceptibles de cliver.

L'étape expérimentale nécessaire au développement du modèle en contrainte seuil a ensuite été entreprise. La contrainte seuil doit être déterminée à basse température, là où la phase d'instabilité des microfissures est la phase critique, et en l'absence de fissure macroscopique. Les essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) sont utilisés pour évaluer cette contrainte seuil. Des essais de traction monotone sur éprouvettes axisymétriques entaillées (AE2) prélevées dans le MD ont été réalisés à basse température (-175°C et -150°C). Ils sont utilisés, en corrélation avec leur simulation numérique par la méthode des éléments finis (MEF), pour déterminer la contrainte seuil. Des essais de rupture sur éprouvettes CT12 prélevées dans le MD ont été réalisés à des températures du haut du domaine de transition fragile/ductile (-30°C à +20°C). Ils permettent de déterminer la relation entre le volume seuil et la probabilité de rupture par clivage, autrement dit la fonction de sensibilité F.

Les éprouvettes AE2 prélevées dans le MD ont rompu à faible déformation moyenne, comparé aux éprouvettes AE2 prélevées dans le MB. Toutes les éprouvettes CT12 prélevées dans le MD et testées entre -30°C et la température ambiante ont rompu par rupture fragile. Ce résultat confirme que le MD est beaucoup plus fragile que le MB et qu'il peut rompre de manière fragile, même à température ambiante. Les sites principaux d'amorçage du clivage dans toutes les éprouvettes AE2 et CT12 cassées ont été recherchés par observations au MEB. Ils se situent tous dans une ZFBS du MD. Ce résultat confirme que ces zones sont les plus susceptibles de cliver.

Les essais sur éprouvettes AE2 et sur éprouvettes CT12 prélevées dans le MD ont été simulés par MEF via le logiciel CAST3M développé au CEA. Les simulations qui supposent le MD homogène (modèle « MD homogène ») ne permettent pas de reproduire correctement les courbes de comportement des éprouvettes. Les simulations surestiment systématiquement les forces (jusqu'à 10%) à toutes les températures. Ceci est attribué à l'hétérogénéité du joint soudé, notamment celle du MD. De plus, à une température donnée il est impossible d'utiliser une seule loi de traction corrigée pour décrire le comportement de deux différentes géométries d'éprouvettes AE2. Pour améliorer la simulation des essais sur joints soudés, le MD a été modélisé comme un bi-matériaux (modèle appelé « MD composite »), distinguant les ZFBS (zones à gros grains) et les ZFR (zones à fins grains). Ce modèle reproduit correctement les courbes de comportement global des essais sur éprouvettes AE2 et sur éprouvettes CT12 prélevées dans le MD.

Les champs mécaniques à rupture dans les éprouvettes testées ont ensuite été calculés numériquement, et les faciès de rupture obtenus expérimentalement ont été analysés au MEB. Les champs mécaniques (contraintes, déformations, triaxialités…) ont été confrontés aux observations des faciès de rupture. Les conclusions sont les mêmes, pour les essais sur éprouvettes AE2 et pour ceux sur éprouvettes CT12 :

- les sites principaux d'amorçage du clivage se situent dans une ZFBS, là où les contraintes principales maximales sont les plus élevées ;
- le phénomène de clivage est associé prioritairement à la microstructure des ZFBS et secondairement au chargement élevé ;

- aux sites principaux d'amorçage du clivage, on observe le plus souvent une particule d'oxyde, qui joue le rôle de concentrateur de contrainte.

Ces observations sont cohérentes, puisque les ZFBS sont les zones les plus dures, les contraintes dans ces zones sont les plus élevées, et l'analyse métallographique a montré qu'il existe un beaucoup plus grand nombre de grandes particules dans ces zones. Ces trois facteurs étant favorables à l'amorçage du clivage, ceci explique pourquoi tous les sites principaux d'amorçage du clivage se situent dans une ZFBS.

Pour les éprouvettes AE2 rompues, les facteurs d'intensité de contrainte locaux K_I ont été calculés à tous les sites d'amorçage (principal et secondaires). Le facteur d'intensité de contrainte local K_I au site principal d'amorçage du clivage est un des K les plus élevés, puisque les sites principaux d'amorçage du clivage se situent au niveau d'une grande particule et dans une ZFBS, là où les contraintes principales maximales sont les plus élevées.

Pour les éprouvettes CT12, les contraintes principales maximales aux sites principaux d'amorçage du clivage diminuent quand la taille de la particule au site augmente. En effet, plus la particule est grande, plus la concentration de contrainte est élevée, moins la contrainte principale a besoin d'être importante.

Après avoir réalisé et simulé les essais de rupture, les paramètres du modèle en contrainte seuil sont identifiés pour le joint soudé de l'acier TU42 C. Pour ce faire, dans un premier temps, la distribution des probabilités de rupture par clivage expérimentales des éprouvettes axisymétriques entaillées AE2 testées à -175°C et -150°C est tracée en fonction des contraintes principales maximales à rupture. Une loi de distribution de Weibull à 3 paramètres (m, σ_u, σ_{th}) est ajustée afin de décrire ces probabilités. La contrainte seuil de non rupture par clivage du MD est identifiée à σ_{th} = 1300 MPa, elle est égale à celle identifiée pour le métal de base par [LEC 06]. Comme pour le métal de base, le module m = 2,17 déterminé pour les essais sur éprouvettes AE2 est supposé le même pour les essais sur les éprouvettes CT12. La fonction de sensibilité F est identifiée grâce à la relation entre les volumes seuils dans les ZFBS du MD et la probabilité de rupture des essais sur éprouvettes CT12, puisque c'est le volume seuil dans les ZFBS qui pilote la rupture de l'éprouvette et donc la probabilité de rupture. La fonction de sensibilité F pour le MD de l'acier TU42 C ainsi définie est la suivante :

$$F\left(\sigma_y\right) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_u \cdot V_0^{1/m}}\right)^m = \left(\frac{\sigma_y - 465}{60}\right)^{2,17}$$

Afin de faciliter l'application du modèle dans un contexte industriel, une simplification des calculs du volume seuil dans la ZFBS (zone à gros grains) est proposée. Les volumes seuils à rupture dans les ZFBS sont calculés en deux temps : une simulation simplifiée de l'essai est menée en supposant le MD homogène à une ZFBS, permettant le calcul d'un volume seuil, qui est ensuite réduit en proportion du rapport (B_{ZFBS}/B_{net}) entre la largeur de la ZFBS réelle dans le plan du faciès de rupture et la largeur utile de l'éprouvette.

Un bon accord est obtenu entre les probabilités de rupture calculées par cette méthode simplifiée et celles calculées par le modèle « MD composite ». Les deux modèles prédisent correctement les probabilités de rupture expérimentales jusqu'à Pr =0.8. Au-delà, elles les surestiment, ce qui situe les prédictions du côté de la sécurité.

Dans le but d'étudier la transférabilité du modèle en contrainte seuil pour le métal déposé à une autre géométrie, nous appliquons le modèle à une série d'essais de traction sur éprouvettes SENT-T prélevées dans le métal déposé de l'acier TU42 C. Ce sont également des essais de traction, comme les essais sur CT12-n, mais avec un degré de confinement de la plasticité différent (plasticité plus étendue), et un degré de triaxialité plus faible. Le modèle est ensuite utilisé pour prédire la probabilité de rupture d'éprouvettes de traction SENT-T prélevées dans le joint soudé et testées à deux températures différentes, -70°C et -130°C. Les résultats montrent que le modèle peut être transférable d'une géométrie à une autre. Ils restent indicatifs, compte tenu du faible nombre d'essais réalisés. Des essais complémentaires sont nécessaires pour le confirmer.

En conclusion, la courbe de transition fragile/ductile du joint soudé de l'acier TU42 C est décalée vers les plus hautes températures par rapport à celle du métal de base. L'analyse de la microstructure et des faciès de rupture des éprouvettes prélevées dans le MD révèle la susceptibilité des ZFBS au clivage, expliquée par leur microstructure spécifique : gros grains ferritiques, forte microdureté et présence de particules d'oxydes. Ceci nous a amené à proposer de limiter le volume seuil utilisé dans le modèle en contrainte seuil au volume seuil dans les ZFBS, puisque c'est ce volume qui pilote le clivage. Ce volume seuil est calculé à partir des simulations multi-matériaux (modèle « MD composite ») des essais de rupture, qui distinguent les ZFBS et les ZFR dans le MD. Le modèle en contrainte seuil a été identifié pour le MD à l'aide d'essais sur éprouvettes AE2 et CT12 prélevées dans le MD à différentes températures. Il a ensuite été validé sur des essais sur éprouvettes SENT prélevées dans le MD, en termes de prédiction des probabilités de non rupture par clivage de joints soudés de l'acier TU42 C. Les résultats présentés montrent que le modèle peut être transférable d'une géométrie à une autre : il est susceptible de prendre en compte le degré de confinement de la plasticité, fonction de la géométrie, et rend compte d'un décalage en température de la courbe de transition fragile/ductile, fonction de la géométrie. Pour cela, des campagnes d'essais complémentaires sont nécessaires. En plus, ceci laisse prévoir une transférabilité possible du modèle à une structure, ce qui n'a malheureusement pas pu être fait dans le cadre de cette thèse, faute de temps. Il conviendra de s'en assurer afin de le valider entièrement.

Perspectives

Les résultats présentés dans cette thèse montrent que le modèle peut être transférable d'une géométrie à une autre. Ils restent indicatifs, compte tenu du faible nombre d'essais réalisés. L'écart entre les probabilités de rupture prédites et les probabilités expérimentales peut être causé par la même raison. Des campagnes d'essais complémentaires seraient nécessaires. Des essais sur éprouvettes prélevées dans le MD et de différentes géométries (SENB, SENT, autres tailles de CT...) à divers températures permettraient de tester la transférabilité du modèle en contrainte seuil et son sensibilité au confinement de la plasticité, fonction de la géométrie.

Nous avons montré que dans le MD, c'est le volume seuil dans les ZFBS qui pilote la rupture. Ceci nous a amené à proposer de limiter le volume seuil utilisé dans le modèle en contrainte seuil au volume seuil dans les ZFBS. Des essais sur éprouvettes SENB et SENT prélevées dans le métal déposé et de direction de propagation suivant le sens S (épaisseur) du tube seraient intéressants. Pour ces éprouvettes, des préfissures pourraient être stoppées soit à une ZFBS, soit à une ZFR permettraient d'étudier la rupture où le front se situe entièrement dans la ZFBS ou dans la ZFR.

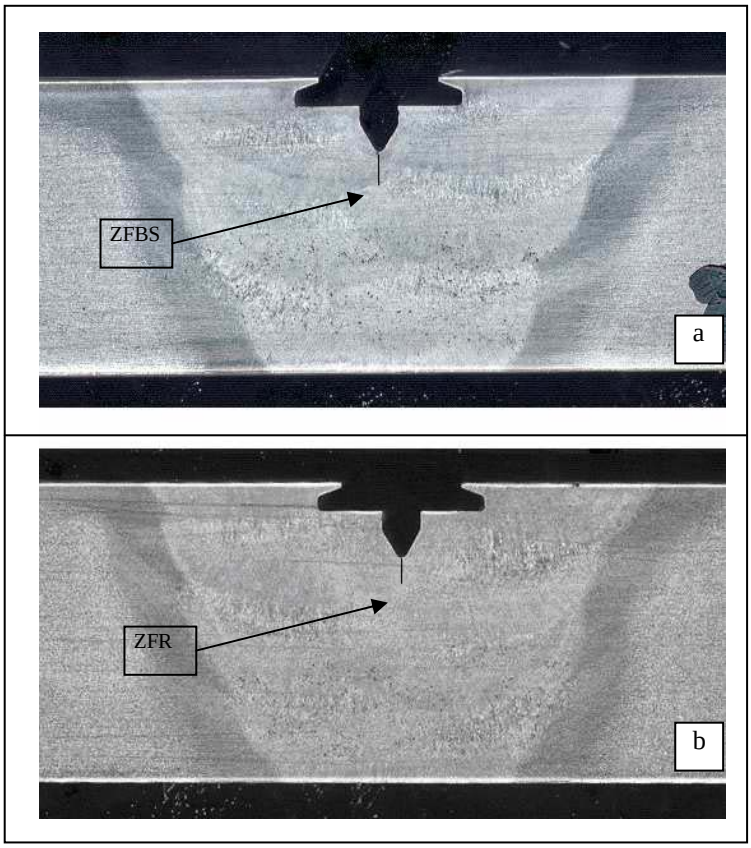


Figure P-26 : Eprouvettes prélevées pour une propagation dans le sens S du tube : a) le front de la préfissure se trouve dans une ZFBS (zone à gros grains) ; b) le front de la préfissure se trouve dans une ZFR (zone à fins grains).

Le problème de l'identification de la fonction F n'est pas totalement résolu. Notamment, le paramètre σ_{y0} s'est révélé difficile à évaluer, particulièrement pour des températures 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 diverses géométries. La contrainte seuil est déterminée à partir des essais sur éprouvettes AE. Il serait intéressant de tester des éprouvettes AE avec une autre géométrie d'entaille, afin de faire varier la triaxialité et le confinement de la plasticité, afin d'étudier si la contrainte seuil σ_{th} en dépend ou non.

Un large travail reste à accomplir afin de d'appliquer le modèle probabiliste de rupture fragile proposé pour les joints soudés. L'identification des paramètres du modèle pour la ZAT serait envisagée avec des séries d'essais sur éprouvettes prélevées dans la ZAT.

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 d'étudier l'applicabilité et la transférabilité du modèle en contrainte seuil des éprouvettes du laboratoire à la structure. De plus cela permettrait une comparaison avec l'essai sur tube sans soudure réalisé par V. Le Corre.

ANNEXE

ANNEXE A. PROPRIETES EN TRACTION SIMPLE DU METAL DEPOSE 222

A.1. Procédure expérimentale 222

A.2. Résultats 224

A.3. Références 226

ANNEXE B. ESSAIS DE TRACTION SUR EPROUVETTES AE2..... 227

B.1. Procédure expérimentale 227

B.2. Résultats 229

ANNEXE C. ESSAIS SUR EPROUVETTES CT12 231

C.1. Procédure expérimentale 231

C.2. Suivi de l'avancée de fissure 234

C.3. Résultats 235

C.4. Références 237

ANNEXE D. RESULTATS DES SIMULATIONS DES ESSAIS SUR EPROUVETTES AE2 ET SUR EPROUVETTES CT12 238

D.1. Simulations par le modèle « MD homogène » 238

D.2. Simulations par le modèle « MD composite » 241

D.3. Etude de la rupture par clivage des AE2..... 244

D.4. Références 249

ANNEXE E. ESSAIS SUR EPROUVETTES SENT..... 250

E.1. Procédure expérimentale 250

E.2. Résultats 251

E.3. Simulations des essais sur éprouvettes SENT-T par le modèle « MD composite » 253

ANNEXE A. Propriétés en traction simple du métal déposé

A.1. Procédure expérimentale

Nous utilisons des éprouvettes de traction lisses pour les essais de traction simple isotherme à différentes températures sur le métal déposé. Des éprouvettes de diamètre 5 mm ont été prélevées dans le sens T (circonférentiel). Les Figures A-1 et A-2 présentent la géométrie des éprouvettes utilisées et le plan de prélèvement de matière dans le joint soudé d'origine, respectivement.

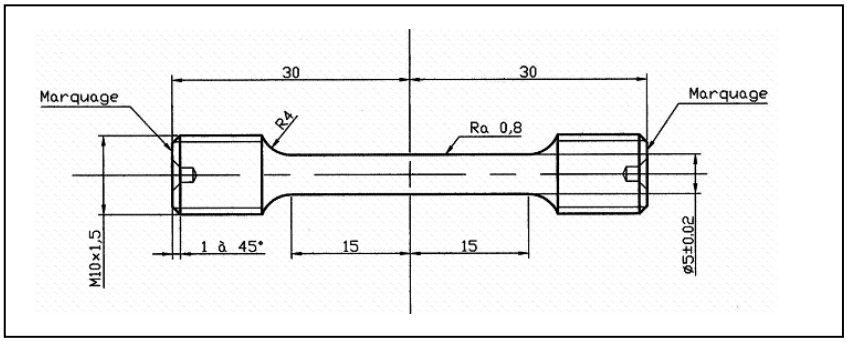


Figure A-1 : Géométrie de l'éprouvette de traction monotone Ø5 prélevée dans le métal déposé.

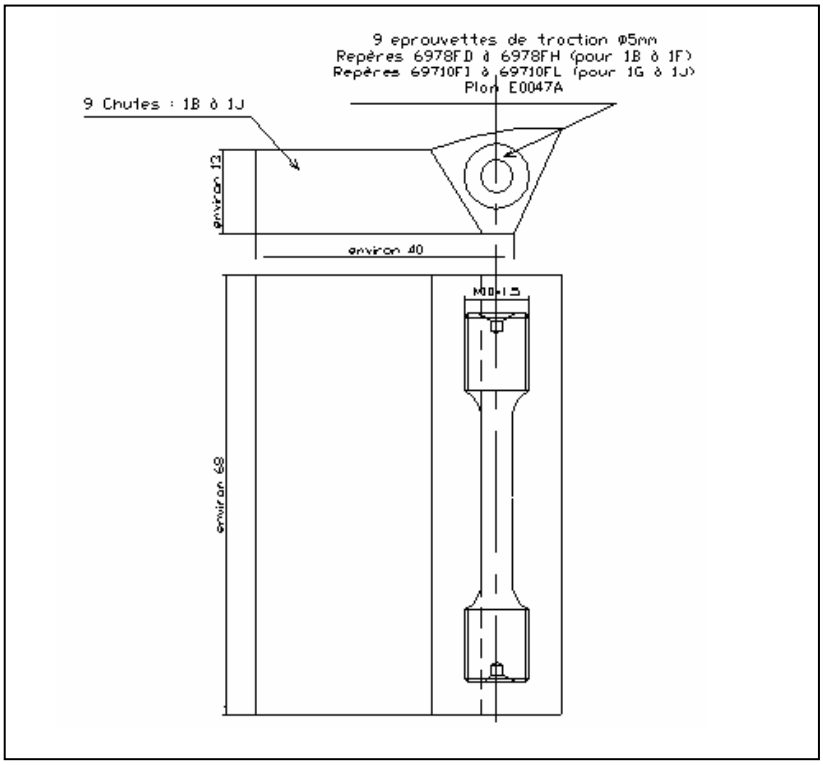


Figure A-2 : Plan de prélèvement des éprouvettes de traction monotone Ø5 à partir des chutes du métal déposé.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction-compression servo-hydraulique MTS d'une capacité de 250 kN, 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 [Figures A-3 et A-4], respectivement.

Figure A-3 : Dispositif d'essais de traction simple du métal déposé.

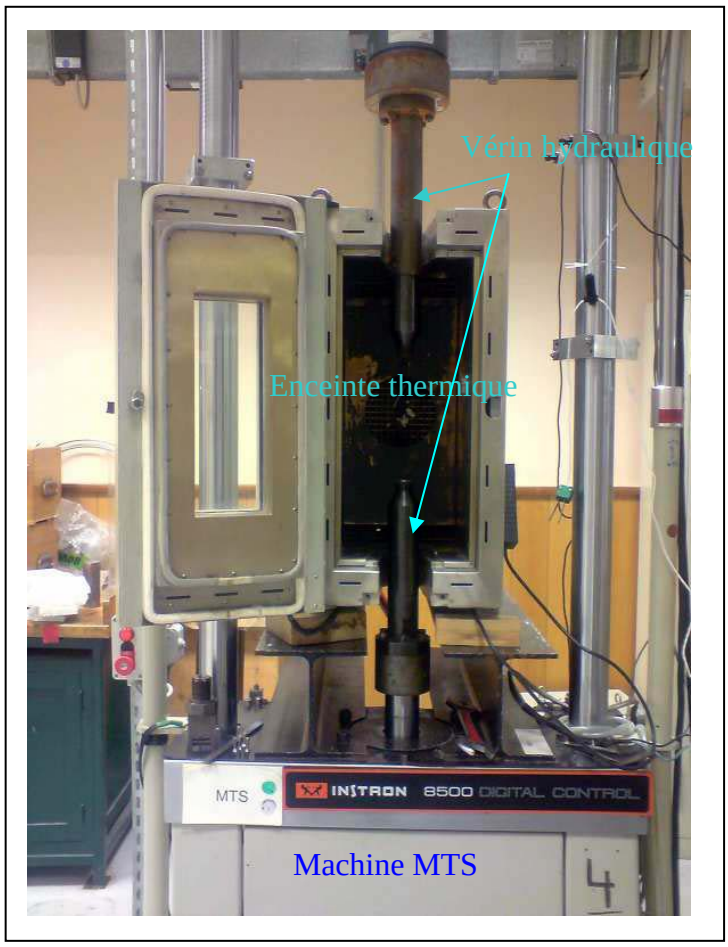


Figure A-4 : Présentation du dispositif d'essais.

Lors des essais, les éprouvettes sont équipées d'un extensomètre longitudinal à couteaux et jauges de déformation, lui-même connecté à la baie de commande.

Les essais sont réalisés en déplacement imposé : une rampe en déplacement est imposée au vérin. La vitesse de déplacement est de 1.8 mm/min, ce qui correspond à une vitesse de déformation de 1.10^{-3} s^{-1}.

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 en température, par assurer la stabilité et l'uniformité en température lors de l'essai, est de un quart d'heure avant essai. La variation de température en cours d'essai est inférieure à 2°C.

A.2. Résultats

On réalise en général deux essais par température. La Figure A-5 présente les courbes de traction obtenues pour le métal déposé. 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-6. Le Tableau A-1 présente la liste des éprouvettes testées avec les principaux résultats obtenus. Les essais 05-077 et 05-079 ont été préalablement réalisés par V. Le Corre [LEC 06].

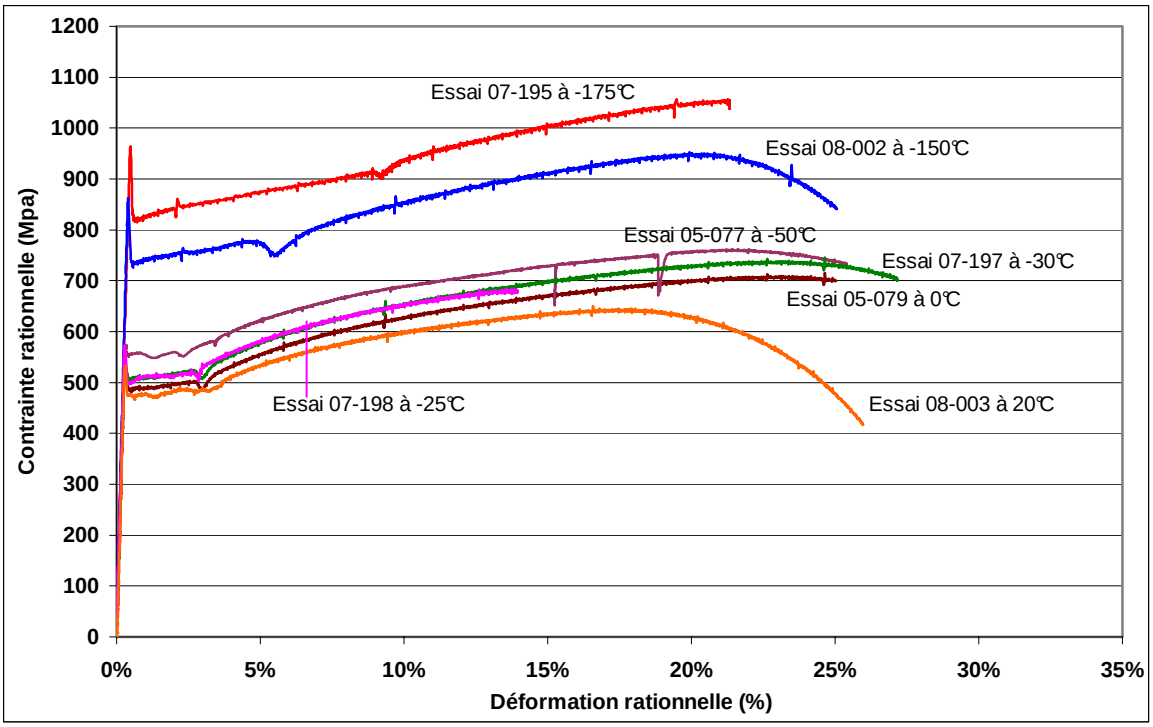


Figure A-5 : Courbes de traction rationnelles du métal déposé de l'acier TU42 C.

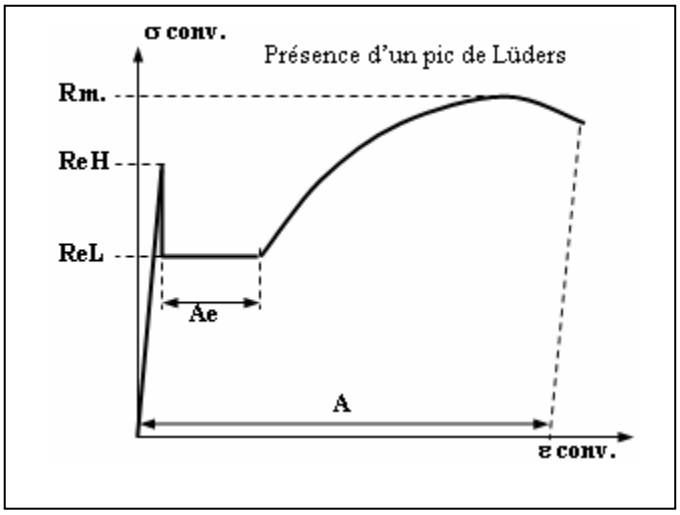


Figure A-6 : Définition des caractéristiques de traction monotone.

N°essai	Repère	Diamètre (mm)	Orientation	Température (°C)	ReL (MPa)	ReH (MPa)	Rm (MPa)	Ae (%)	A (%)
07-194	6978FD	5	T	-175	880	980	1070	7%	18%
07-195	6978FE	5	T	-175	870	960	1050	8%	21.5%
07-196	6978FF	5	T	-150	755	850	940	5.5%	18.5%
08-002	69710FI	5	T	-150	755	860	950	5%	25%
07-197	6978FG	5	T	-30	510	560	740	3%	27%
07-198	6978FH	5	T	-25	505	570	730	2.5%	14.5%
08-003	69710FJ	5	T	20	480	530	650	2.5%	26%
05-077 [LEC 06]	7001D	2x6 (section)	T	-50	552	600	750	2.4%	26%
05-079 [LEC 06]	7001F	2x6 (section)	T	0	500	540	700	3.0%	25%

Tableau A-1: Propriétés mécaniques en traction du métal de déposé.

A.3. Références

[LEC 06] V. Le Corre, "Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile : application de la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés," Thèse de Doctorat, l'Ecole Centrale de Lille (2006).

ANNEXE B. Essais de traction sur éprouvettes AE2

B.1. Procédure expérimentale

Les géométries des éprouvettes axisymétriques entaillées utilisées sont présentées en [Figures B-1 et B-2] respectivement, et le plan de prélèvement dans le tube en [Figure B-3].

Les essais de traction sur éprouvettes AE2 sont réalisés sur une machine de traction-compression servo-hydraulique MTS d'une capacité de 250 kN, pilotée par une baie électronique INSTRON 8500+ [Figures A-3 et A-4, annexe A]. On enregistre la force et le déplacement du vérin. Les éprouvettes sont équipées d'un extensomètre diamétral à couteaux et jauges de déformation, lui-même connecté à la baie de commande, qui permet d'enregistrer la réduction diamétrale de la section minimale à fond d'entaille au cours du chargement jusqu'à la rupture.

Les essais sont réalisés en déplacement imposé : une rampe en déplacement est imposée au 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 en température, par assurer la stabilité et l'uniformité en température lors de l'essai, est de un quart d'heure avant essai. La variation de température en cours d'essai est inférieure à 2°C.

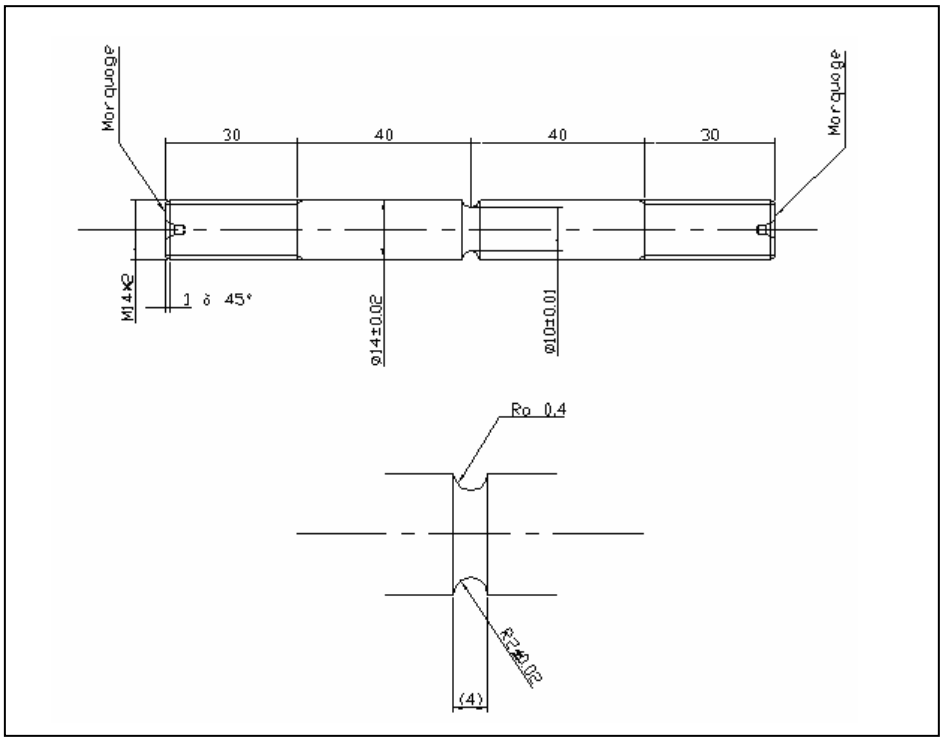


Figure B-1 : Géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées AE2_10 prélevées dans le métal déposé.

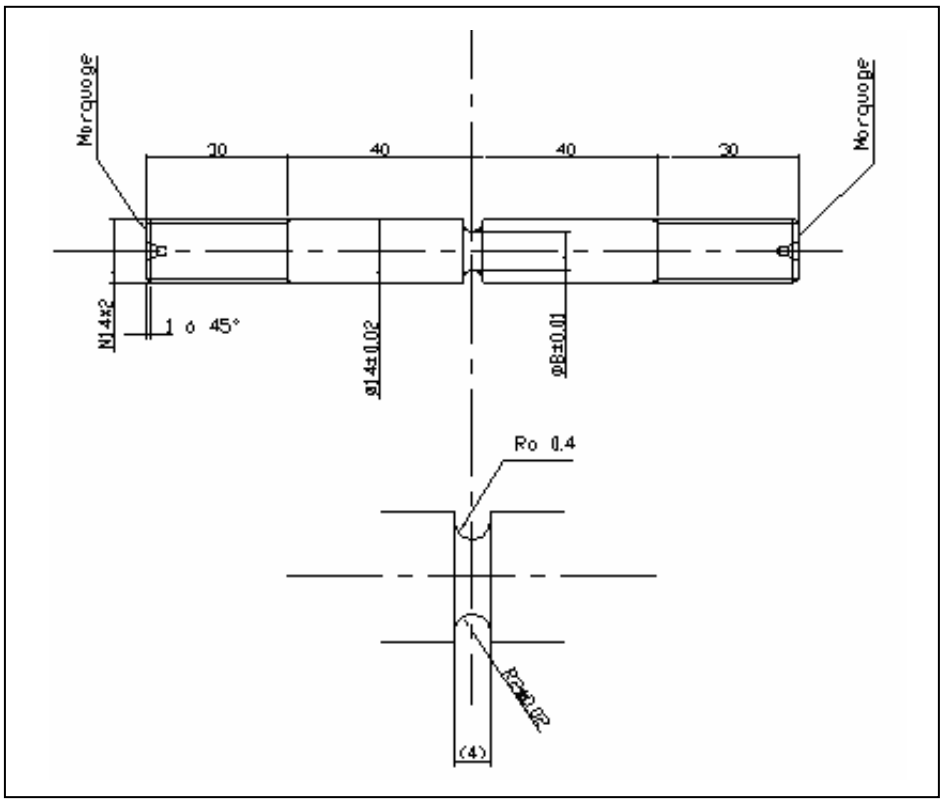


Figure B-2 : Géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées AE2_8 prélevées dans le métal déposé.

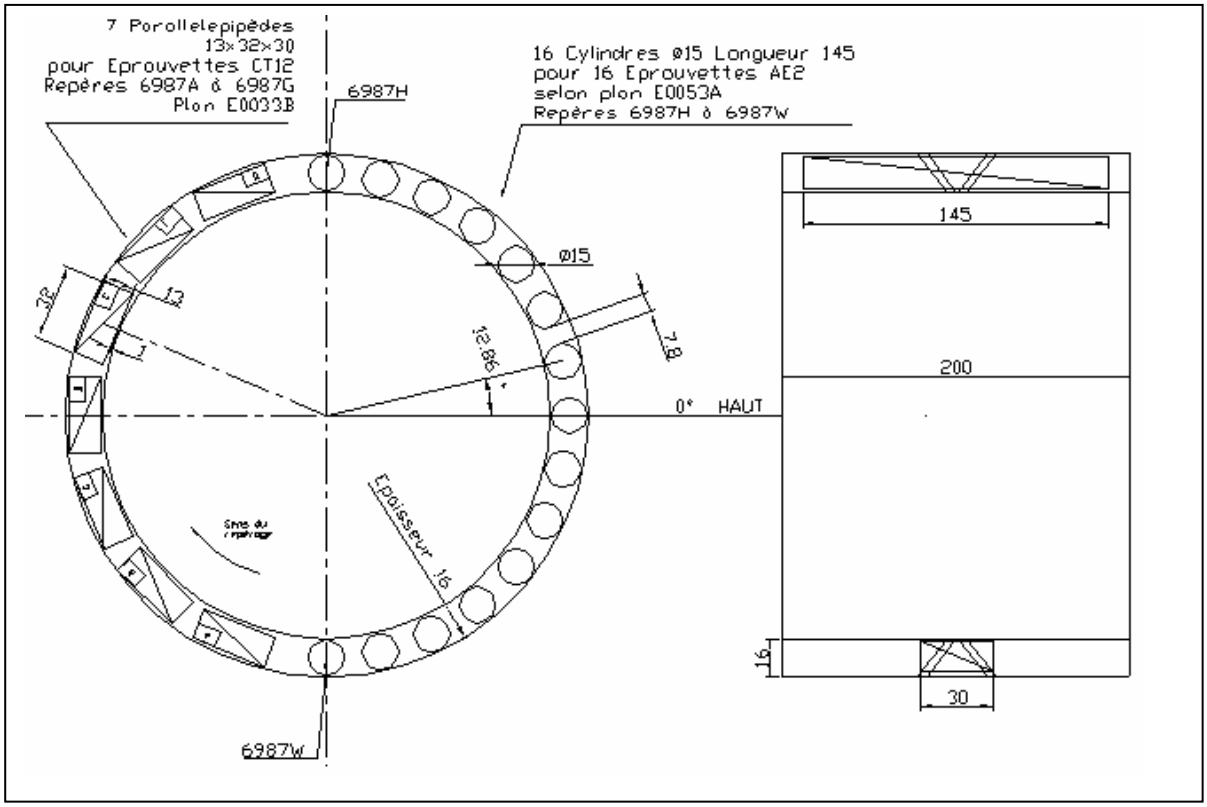


Figure B-3 : Plan de prélèvement des 16 éprouvettes AE2 et des 7 éprouvettes CT12, prélevées dans le métal déposé, le plan d'entaille des éprouvettes se situe toujours dans le plan de symétrie du métal déposé.

B.2. Résultats

Parmi les 16 essais réalisés sur éprouvette AE2, pour 4 essais la rupture s'est produite au niveau du filetage de l'éprouvette. La Figure B-4 présente les courbes « Force – Contraction diamétrale » des 12 autres éprouvettes AE2 rompues dans la section minimale de l'entaille.

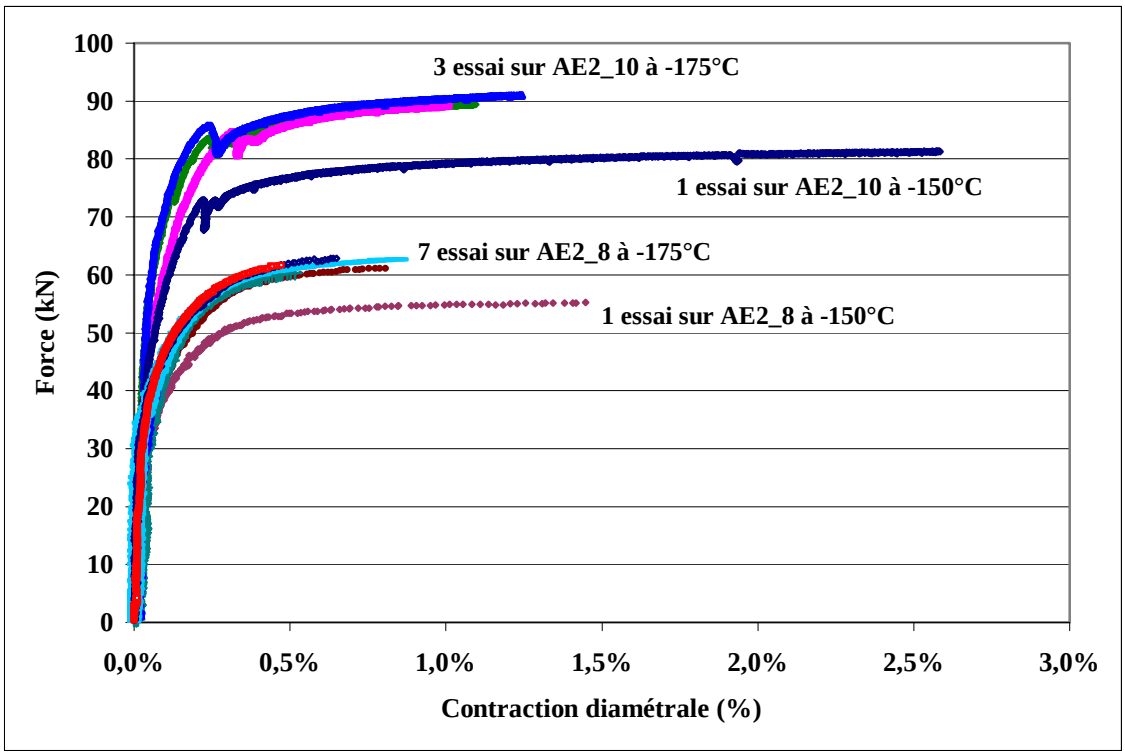


Figure B-4 : Courbes Force-Contraction diamétrale obtenues lors des essais sur éprouvettes AE2 à -150°C et à -175°C (jusqu'à rupture complète).

N°essai	Repères	Température (°C)	Do (mm)	Force à rupture (kN)	Déformation moyenne à rupture (%)	Contrainte moyenne à rupture (MPa)
07-073	AE2_10 (6987M)	-150	10	81,3	5,24%	1078
07-068	AE2_10 (6987H)	-175	10	89,4	2,20%	1156
07-069	AE2_10 (6987I)	-175	10	89,1	2,03%	1147
07-070	AE2_10 (6987J)	-175	10	91,1	2,50%	1174
07-116	AE2_8 (6987W)	-150	8	52,2	2,92%	1068
07-076	AE2_8 (6987P)	-175	8	61,1	1,62%	1233
07-077	AE2_8 (6987Q)	-175	8	60,4	1,03%	1213
07-078	AE2_8 (6987R)	-175	8	61,2	1,10%	1225
07-079	AE2_8 (6987S)	-175	8	62,7	1,72%	1264
07-080	AE2_8 (6987T)	-175	8	62,8	1,28%	1261
07-081	AE2_8 (6987U)	-175	8	61,6	0,91%	1237
07-082	AE2_8 (6987V)	-175	8	61,0	1,00%	1221

Tableau B-1: Résultats des essais de traction sur éprouvettes AE2 prélevées dans le métal déposé.

Le Tableau B-1 présente les forces et contractions diamétrales à rupture ainsi que les déformations et contraintes moyennes correspondantes pour les essais réalisés sur éprouvettes AE2.

Les contraintes et déformations moyennes dans la section de l'entaille en cours d'essai sont calculées par :

$$\sigma_{moy} = \frac{4.F}{\pi.D_0^2.(1-\frac{\Delta D}{D_0})^2}$$

$$\varepsilon_{moy} = -2.Ln(1-\frac{\Delta D}{D_0})$$

où F : force imposée,

$\Delta D/D_0$: contraction diamétrale relative avec $\Delta D = D_0 - D > 0$.

ANNEXE C. Essais sur éprouvettes CT12

C.1. Procédure expérimentale

Les éprouvettes prélevées dans le métal déposé sont les éprouvettes CT12 normalisées. La géométrie est présentée en [Figure C-1] et le plan de prélèvement dans le tube en [Figures B-3, annexe B, et C-2]. 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. Figure III-35, dans le corps du texte).

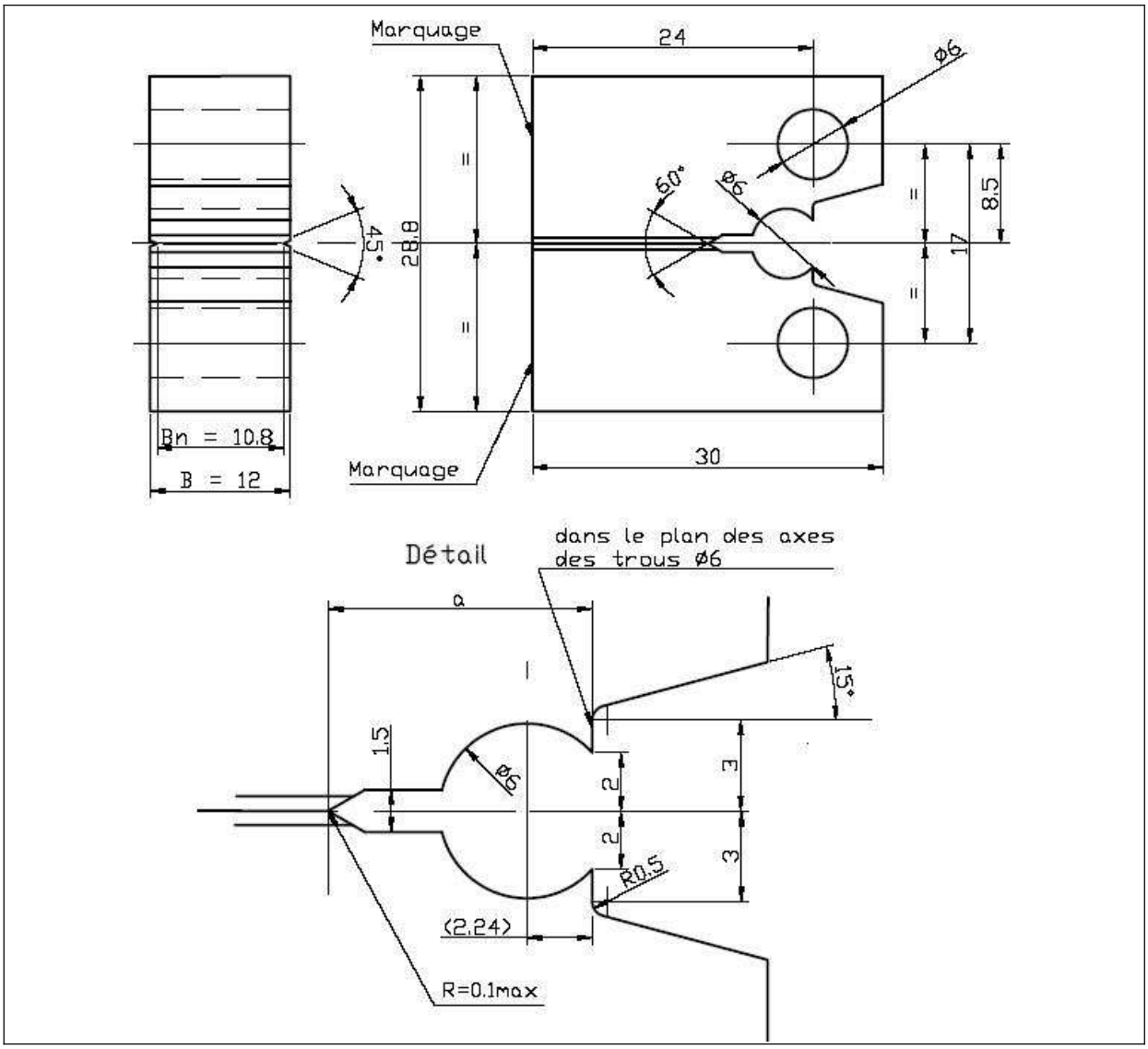


Figure C-1 : Eprouvette CT12 normalisée avec entailles latérales.

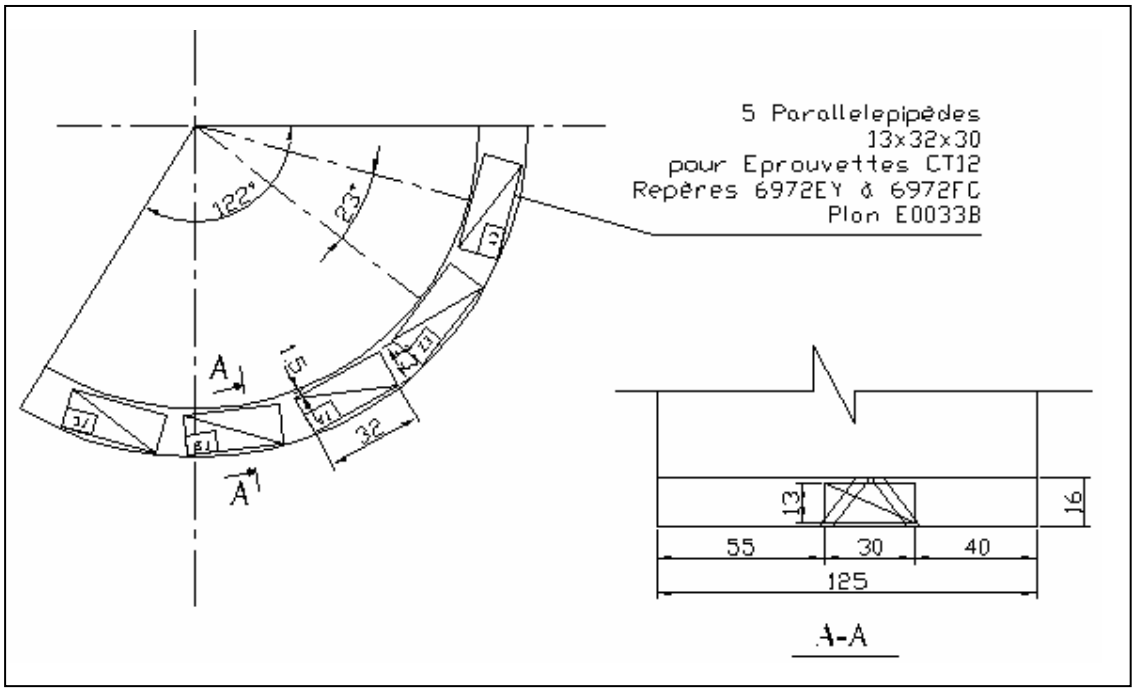


Figure C-2 : Plan de prélèvement des 5 éprouvettes CT12, l'entaille des éprouvette se situe dans le plan de symétrie du métal déposé.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction-compression servo-hydraulique MTS d'une capacité de 250 kN, pilotée par une électronique INSTRON 8500+ [Figure A-3 et A-4, annexe A]. 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 à lames et jauges de déformation (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-3]. 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).

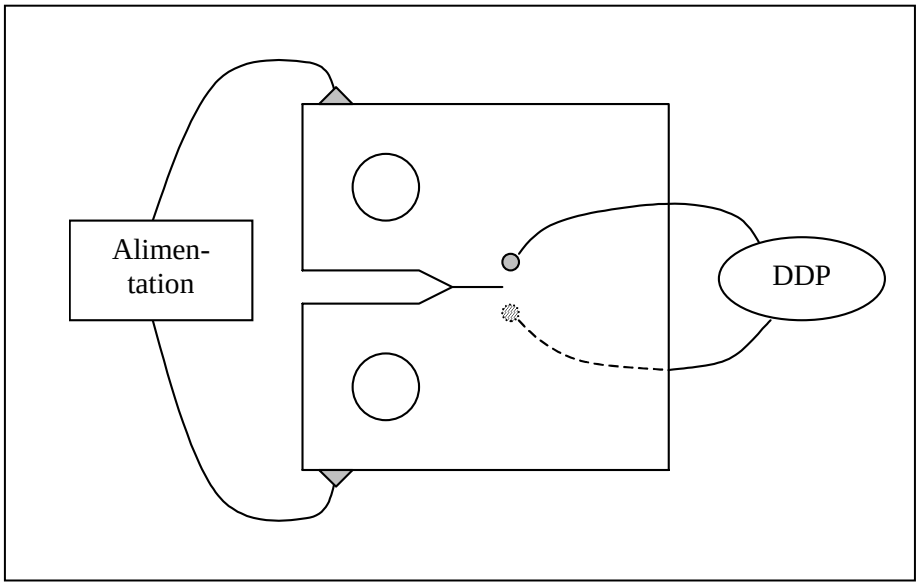


Figure C-3 : Positions des alimentations en courant et des prises de mesure de DDP sur les éprouvettes CT12.

Une pré-fissuration par fatigue à R=0,1 est d'abord réalisée sur toutes les éprouvettes. Afin de créer une véritable fissure au fond de l'entaille mécanique. Cette pré-fissuration est pilotée grâce au logiciel DADN de INSTRON, selon une 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 = 20 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 donné par la norme [ASTM 99] :

$$a_i/W=1.000196-4.06319u + 11.242u^2-106.043u^3 + 464.335u^4 - 650.677u^5 \qquad \text{(C-2)}$$

$$u = \frac{1}{[B.E.C]^{1/2} + 1} \qquad \text{(C-3)}$$

où C est la complaisance élastique de l'éprouvette (Ouverture/Force).

Cette procédure permet d'obtenir la longueur de fissure adéquate (de 1,5 à 2 mm) avec un nombre de cycles réduits (environ 300 000 cycles pour les CT12 prélevées dans le MD) et avec un écrouissage réduit 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 en température, par assurer la stabilité et l'uniformité en température lors de l'essai,

est de 25 minutes avant essai. La variation de température en cours d'essai est inférieure à 1°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 décharge pour la mesure de complaisance [Figure C-4]. Les vitesses des rampes de déplacement sont de 0,5 mm/min pour toutes les éprouvettes.

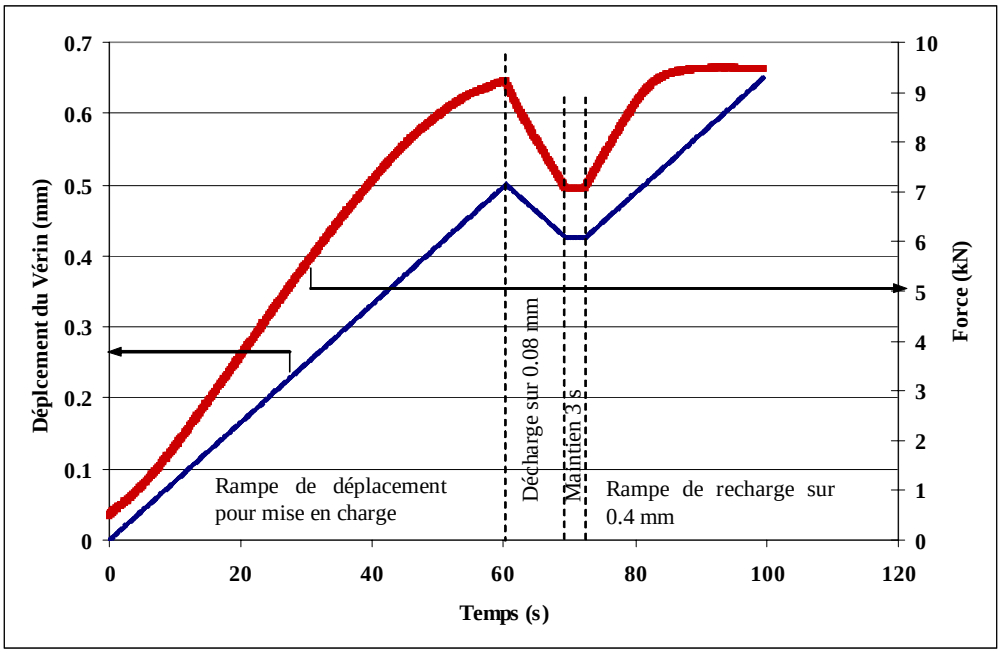


Figure C-4 : Séquence de décharge partielle et recharge pour la mesure de complaisance en cours d'essai.

C.2. Suivi de l'avancée de fissure

Lors de la préfissuration et de l'essai de rupture, l'avancée de fissure doit être suivie. Pour cela, 2 méthodes sont mises en œuvre :

- la méthode de la complaisance
- la mesure par DDP (Différence De Potentiel)

C.2.1. 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. 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-5].

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.

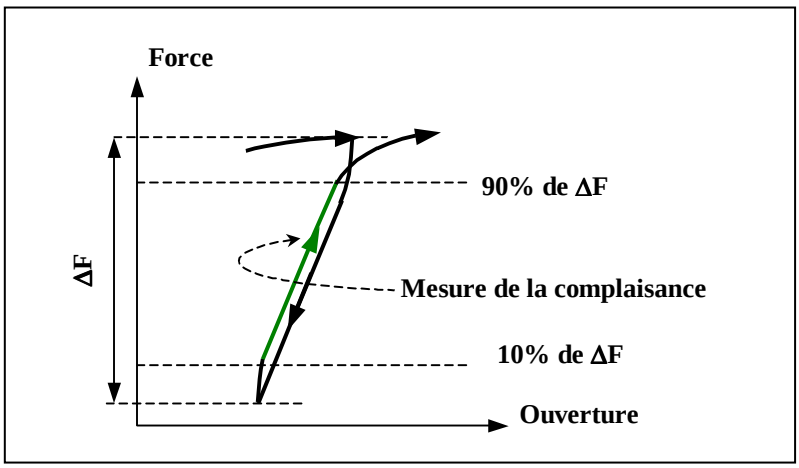


Figure C-5 : Schéma de l'effet d'hystérésis lors d'une séquence de décharge/recharge partielle. La mesure de la complaisance est réalisée sur la pente de recharge après avoir tronqué 10% à chaque extrémité.

C.2.2. Méthode 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.

C.2.3. Mesure de la longueur de fissure finale

Après la rupture, la longueur finale d'avancée ductile est mesurée. 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) et on divise cette aire par la largeur nette de l'éprouvette pour obtenir une valeur moyenne de l'avancée ductile finale.

C.3. Résultats

Tous les essais ont été réalisés jusqu'à rupture complète. Les résultats des essais sur éprouvettes CT12 prélevées dans le MD sont présentés dans le Tableau III-5 (cf.§III.4.2). Les Figure C-6 (a), (b) et (c) présentent les courbes « Force-Ouverture » des essais réalisés.

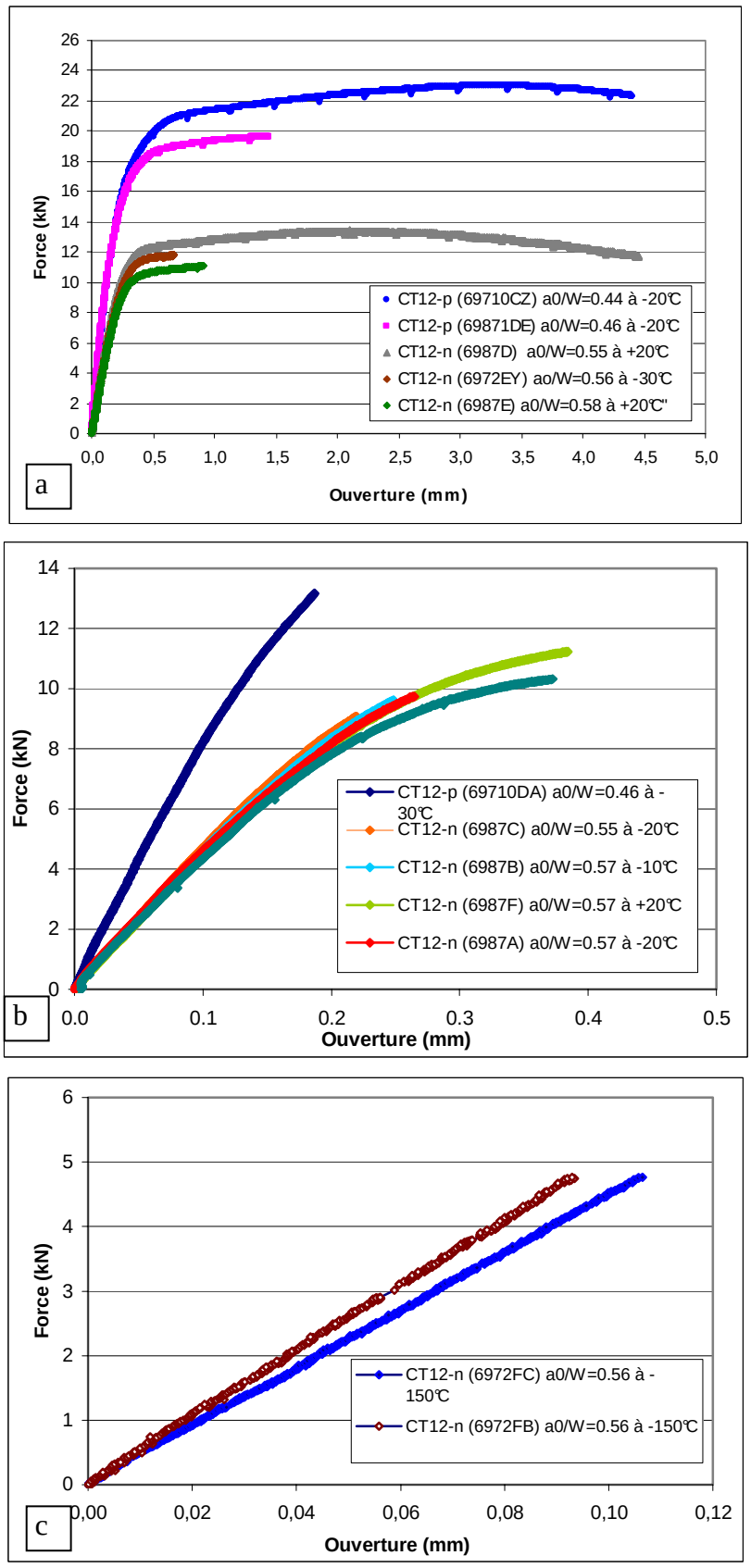


Figure C-6 : Courbes « Force-Ouverture » mesurées lors des essais sur éprouvettes CT12 prélevées dans le MD (jusqu'à rupture complète).

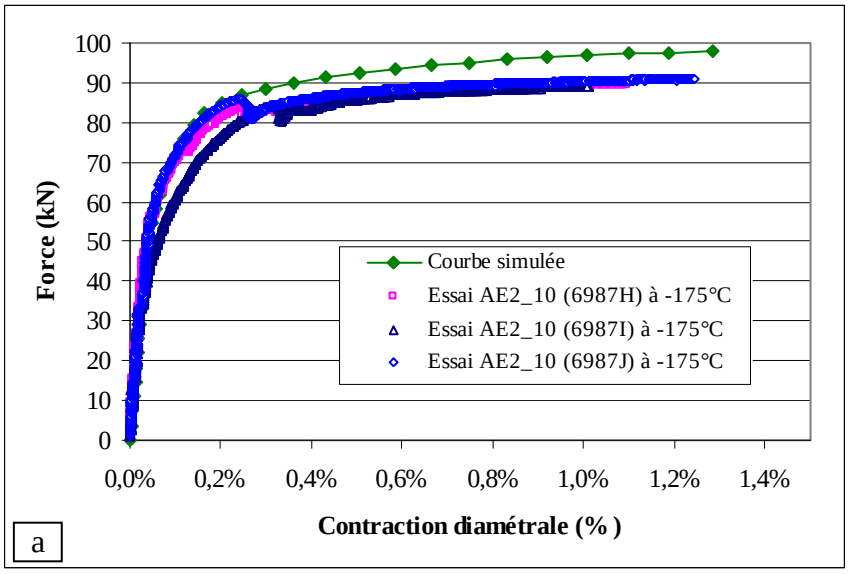
C.4. Références

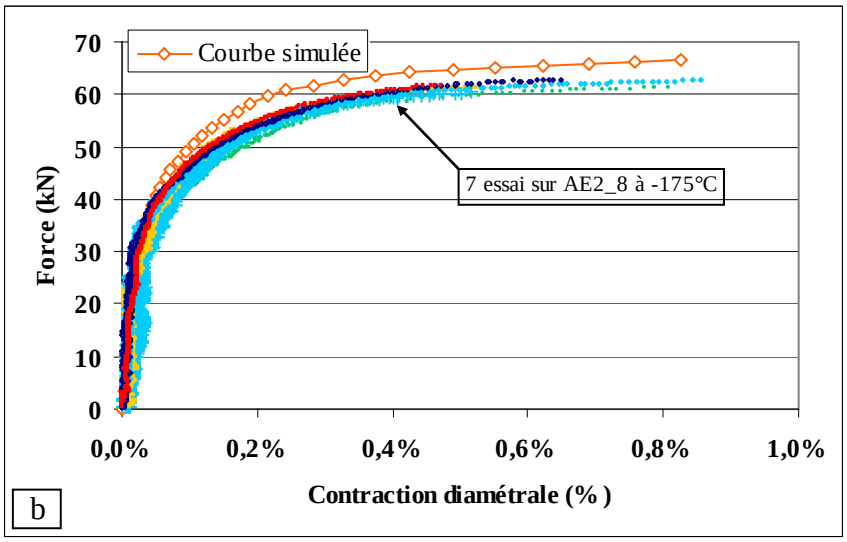
[ASTM 99] ASTM E1820-99a (1999), "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness”.

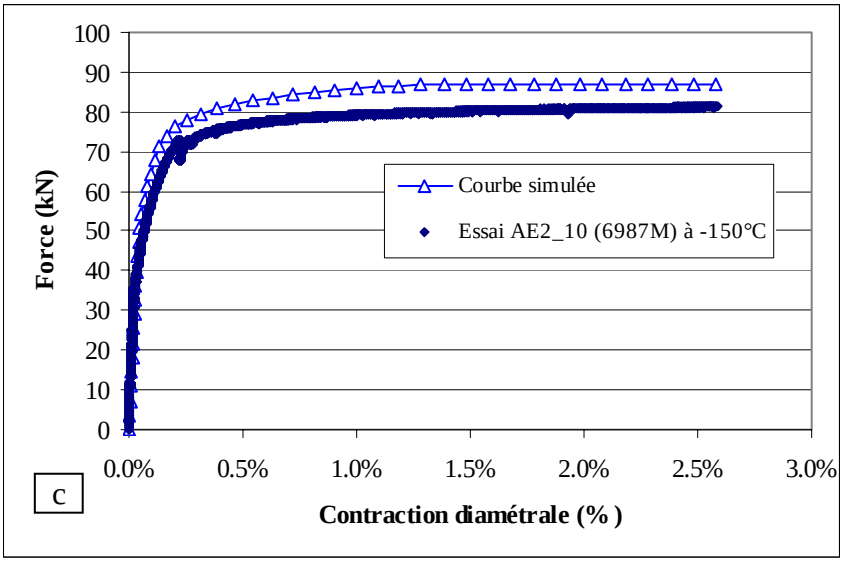
ANNEXE D. Résultats des simulations des essais sur éprouvettes AE2 et sur éprouvettes CT12

D.1. Simulations par le modèle « MD homogène »

Les essais sur éprouvettes AE2 et sur éprouvettes CT12 sont simulés par éléments finis via le logiciel CAST3M développé au CEA [CAST3M]. Les figures D-1 (a), (b), (c), (d) comparent les courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et simulées numériquement par le modèle « MD homogène » des essais sur éprouvettes AE2 prélevées dans le MD. Les figures D-2 (a), (b), …, (i), (k) comparent les courbes « Force-Ouverture » expérimentale et simulée numériquement par le modèle « MD homogène » des essais sur éprouvettes CT12 prélevées dans le MD. Les simulations surestiment systématiquement les forces jusqu'à 10% sur ces courbes de comportement global, pour toutes les éprouvettes et à toutes les températures d'essai.







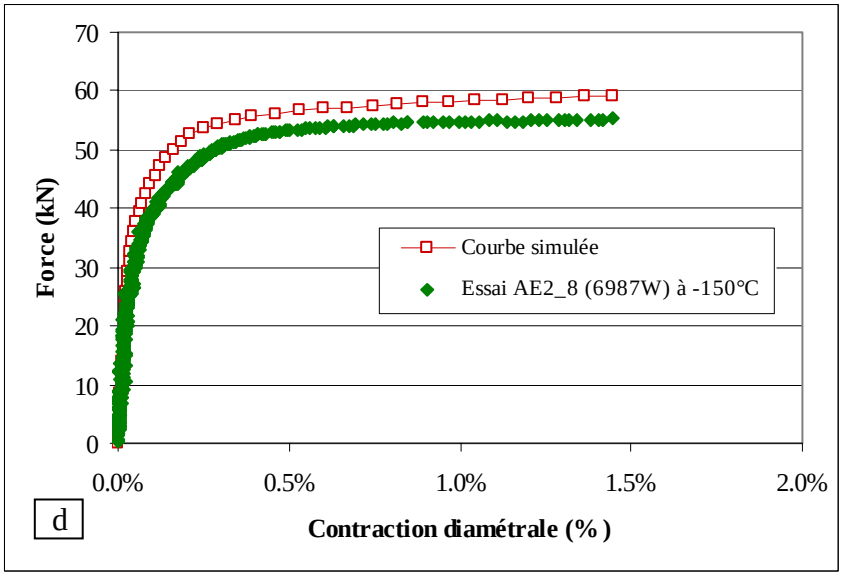
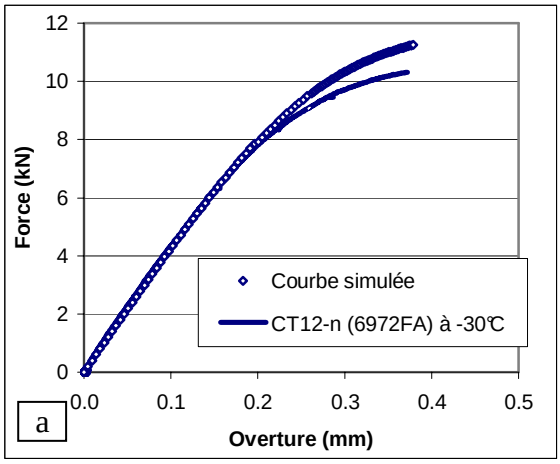
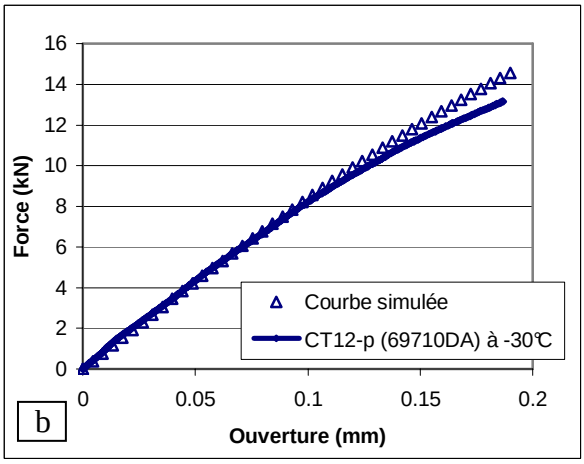
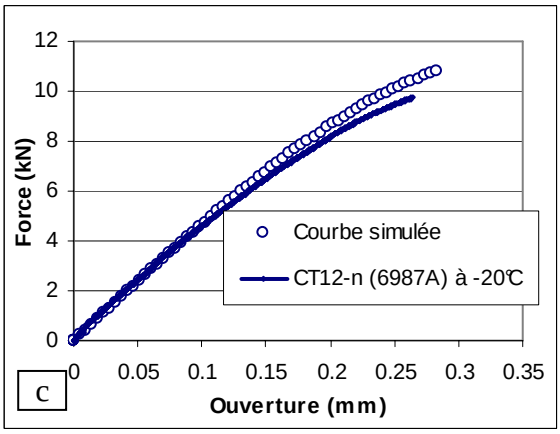
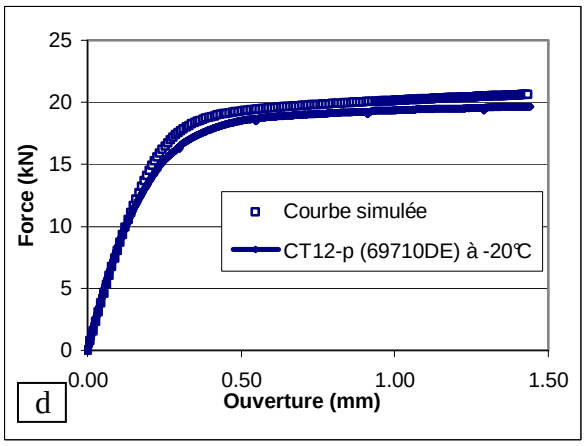


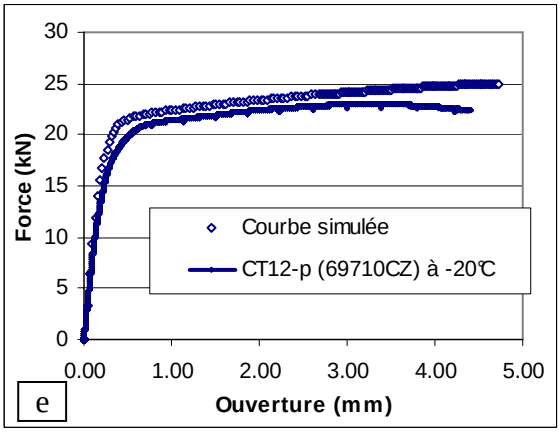
Figure D-1 : Courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et simulées numériquement par le modèle « MD homogène » pour les essais sur éprouvettes AE2 (jusqu'à rupture complète). Ce modèle surestimes les courbes « Force-Contraction diamétrale ».

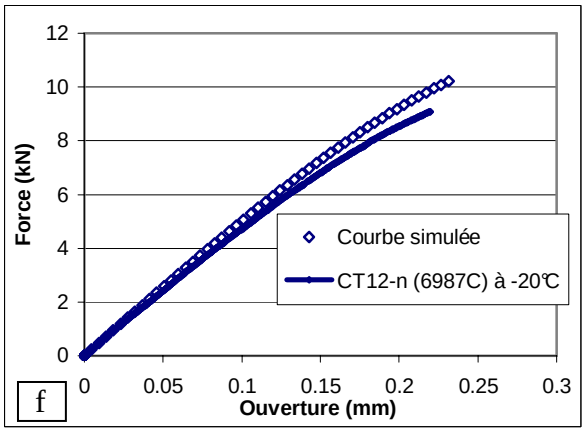

Force (kN)
Overture (mm)
Courbe simulée
CT12-n (6972FA) à -30℃
a


Force (kN)
Ouverture (mm)
Courbe simulée
CT12-p (69710DA) à -30℃
b


Force (kN)
Ouverture (mm)
Courbe simulée
CT12-n (6987A) à -20℃
c


Force (kN)
Ouverture (mm)
Courbe simulée
CT12-p (69710DE) à -20℃
d


Force (kN)
Ouverture (mm)
Courbe simulée
CT12-p (69710CZ) à -20℃
e


Force (kN)
Ouverture (mm)
Courbe simulée
CT12-n (6987C) à -20℃
f

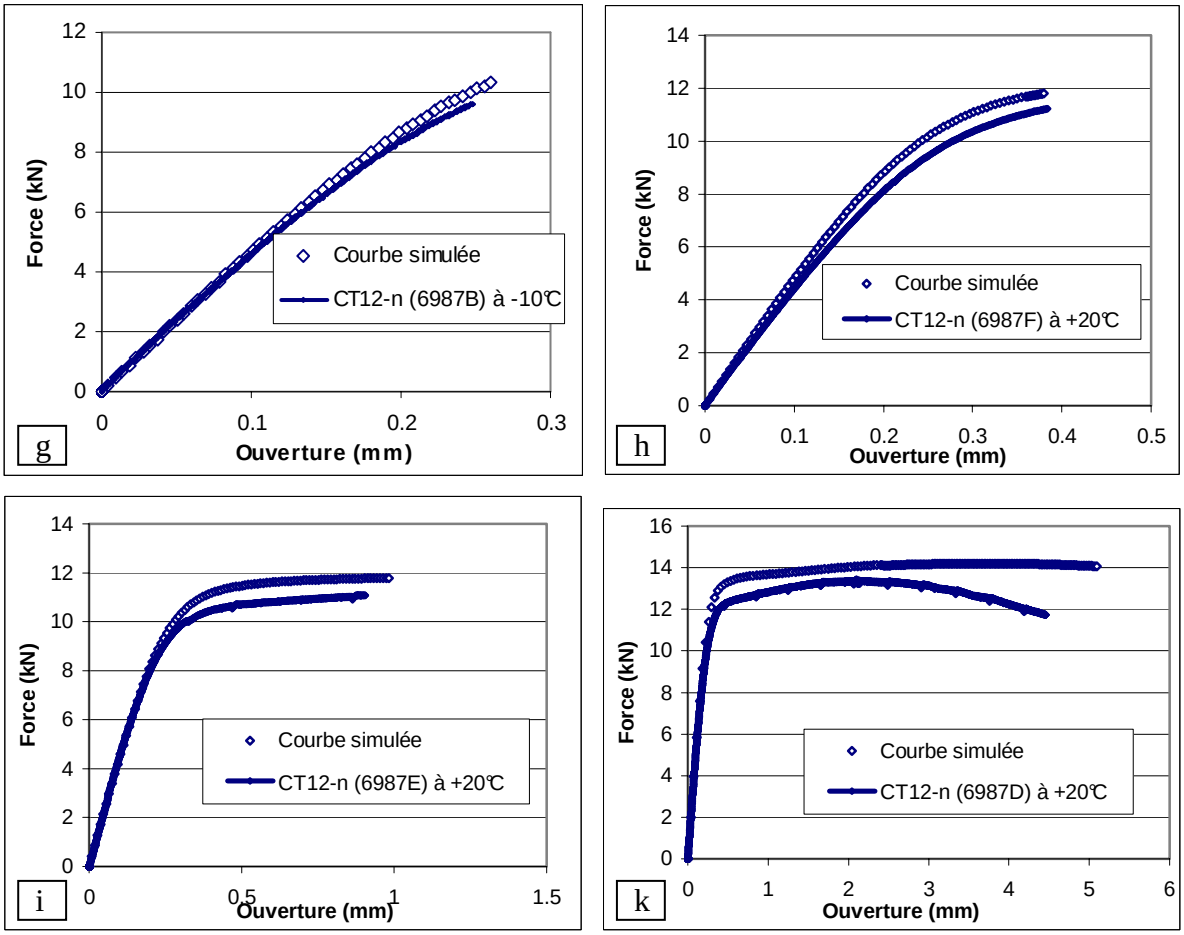
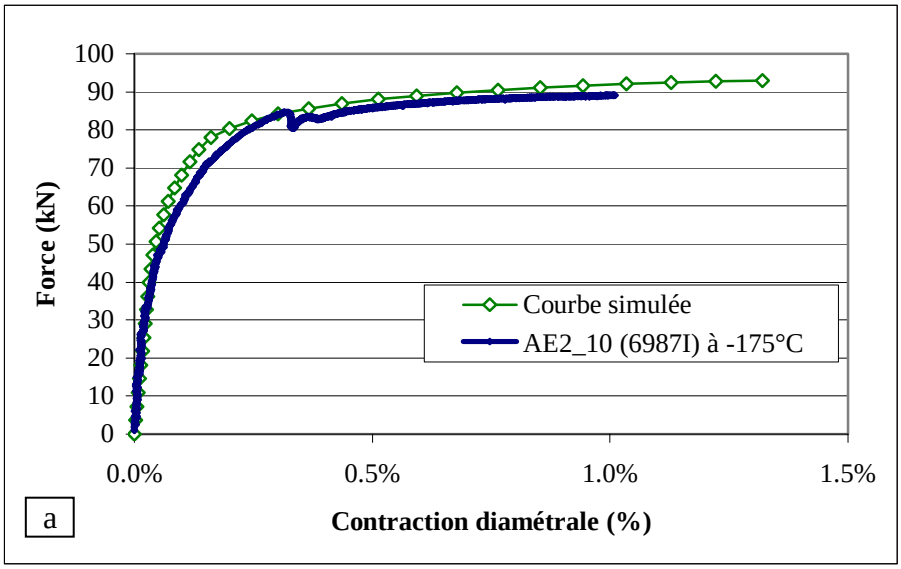


Figure D-2 : Courbes « Force-Ouverture » expérimentales et simulées numériquement par le modèle « MD homogène » pour les essais sur éprouvettes CT12 (jusqu'à rupture complète). Ce modèle surestime les courbes « Force-Ouverture » .

D.2. Simulations par le modèle « MD composite »

Les [Figures D-3 (a) et (b)] comparent les courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et simulées numériquement par le modèle « MD composite » pour les essais sur éprouvettes AE2 prélevées dans le MD. Les [Figures D-4 (a), (b), …, (g), (h)] comparent les courbes « Force-Ouverture » expérimentales et simulées numériquement par le modèle « MD composite » pour les essais sur éprouvettes CT12 prélevées dans le MD. Les simulations reproduisent correctement les courbes de comportement global des essais réalisés.



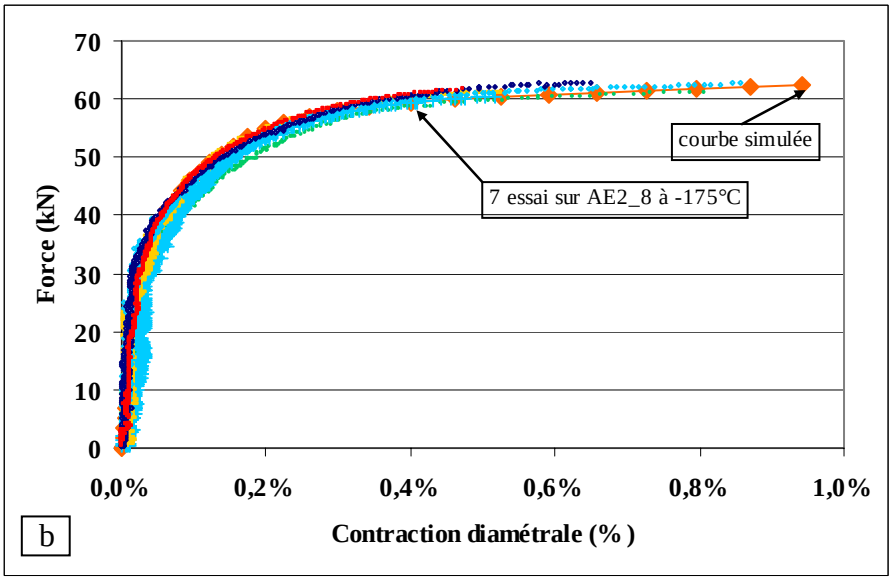


Figure D-3 : Courbes « Force-Contraction diamétrale » expérimentales et simulées numériquement par le modèle « MD composite » pour les essais sur éprouvettes AE2 (jusqu'à rupture complète). Ce modèle reproduit correctement les courbes « Force-Contraction diamétrale ».

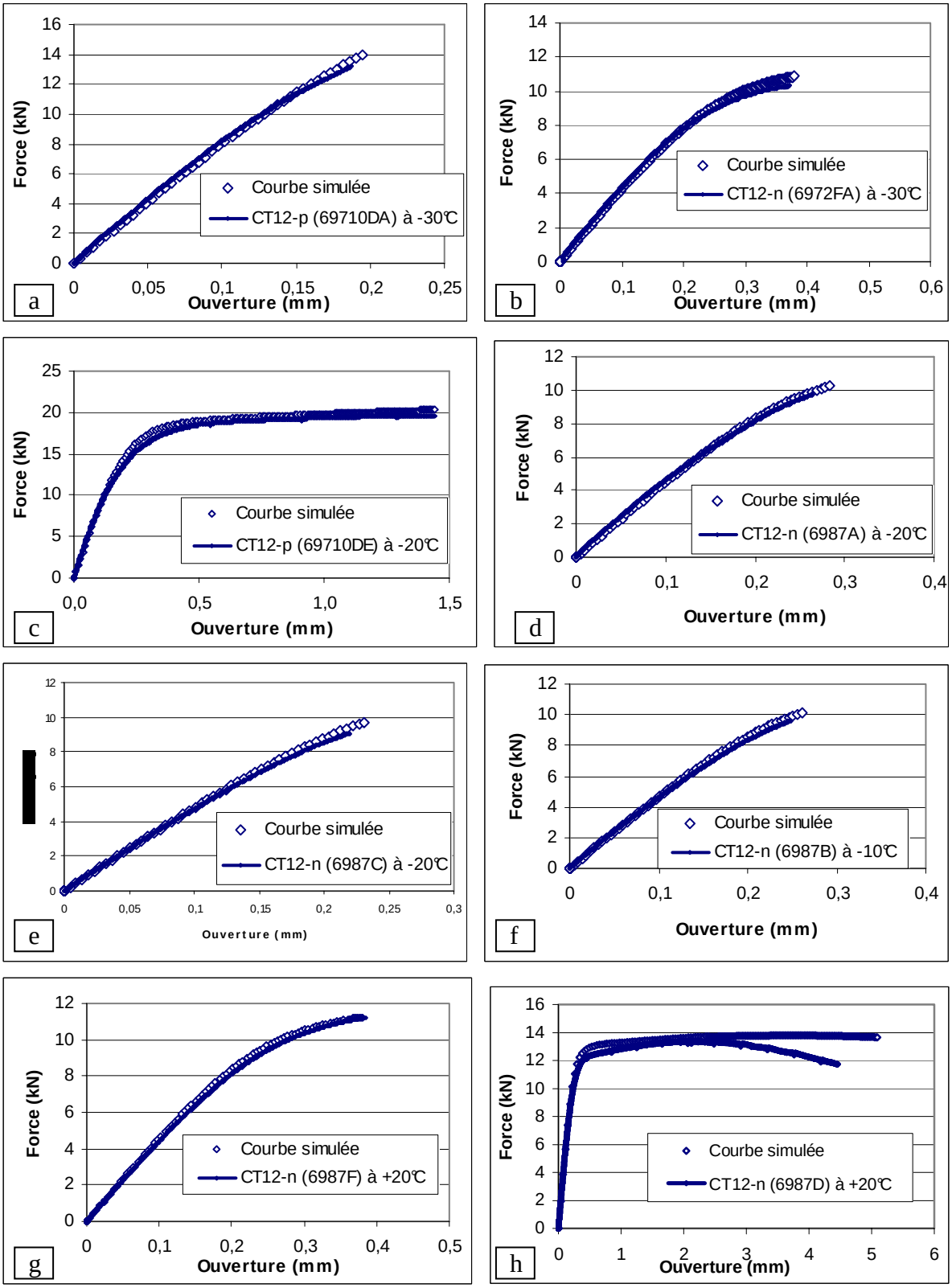


Figure D-4 : Courbes « Force-Ouverture » expérimentales et simulées numériquement par le modèle « MD composite » pour les essais sur éprouvettes CT12 (jusqu'à rupture complète). Ce modèle reproduit correctement les courbes « Force-Ouverture ».

D.3. Etude de la rupture par clivage des AE2

La géométrie des éprouvettes axisymétriques entaillées est présentée en [Figures B-1 et B-2, annexe B] avec le plan de prélèvement dans le métal déposé du tube en [Figure B-3, annexe B]. Les essais sur éprouvettes AE2 prélevées dans le MD ont été réalisés à basse température (-175°C et -150°C). Tous ces essais ont été simulés avec succès par le modèle « MD composite ». Les champs mécaniques simulés numériquement (contraintes, déformations, triaxialités…) dans la section moyenne de l'entaille de l'essai sur éprouvettes AE2_8 6987Q, testée à -175°C, sont présentés sur les [Figures D-5, D-6]. Ceux de l'essai sur éprouvette AE2_8 6987S, testée à -175°C, sont présentés sur les [Figures D-7 et D-8].

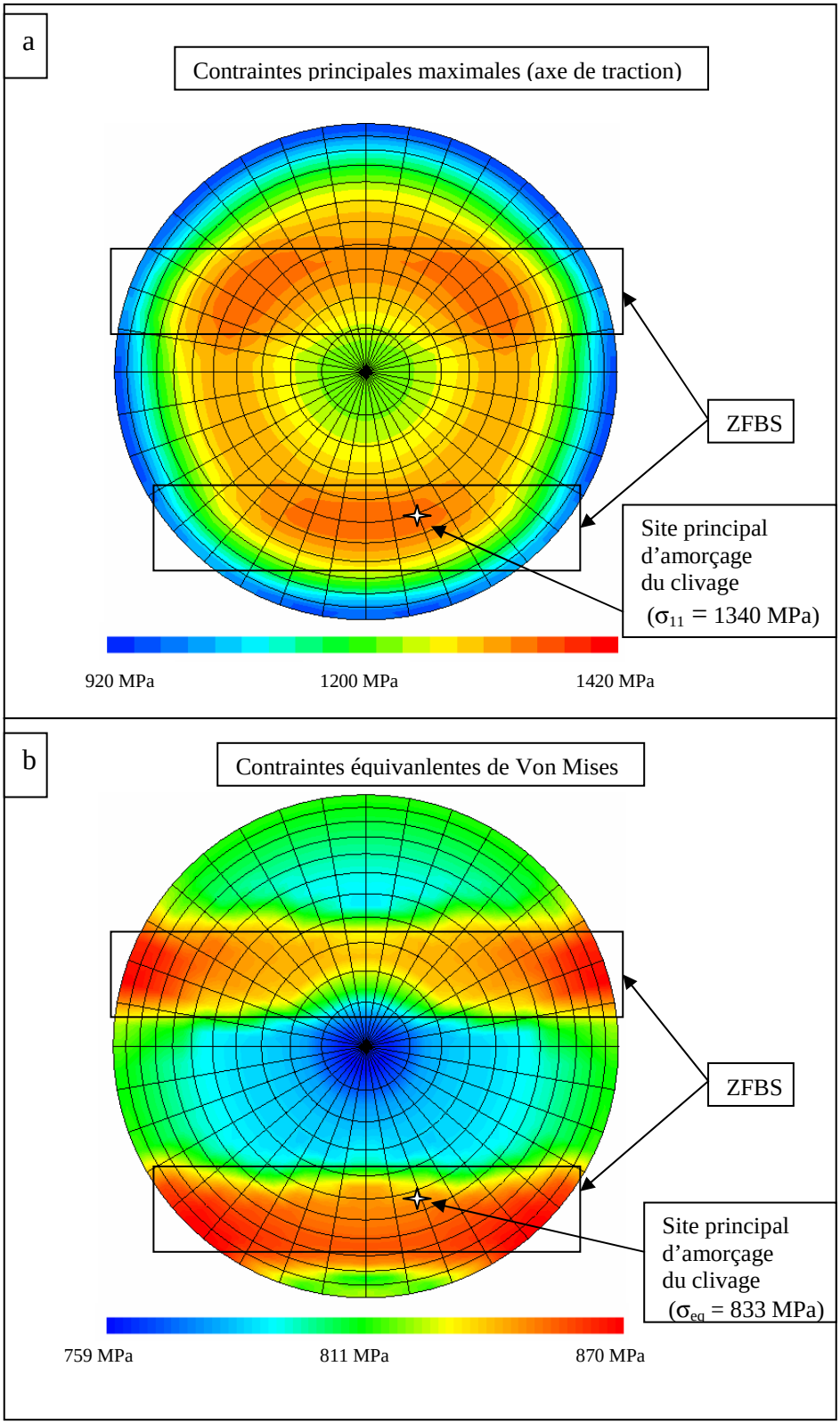


Figure D-5 : Champ des contraintes principales maximales (a) et champ des contraintes équivalentes de Von Mises (b) au moment de la rupture dans la section à fond d'entaille et localisation du site principal d'amorçage dans l'éprouvette AE2_8 (6987Q) testée à -175°C.

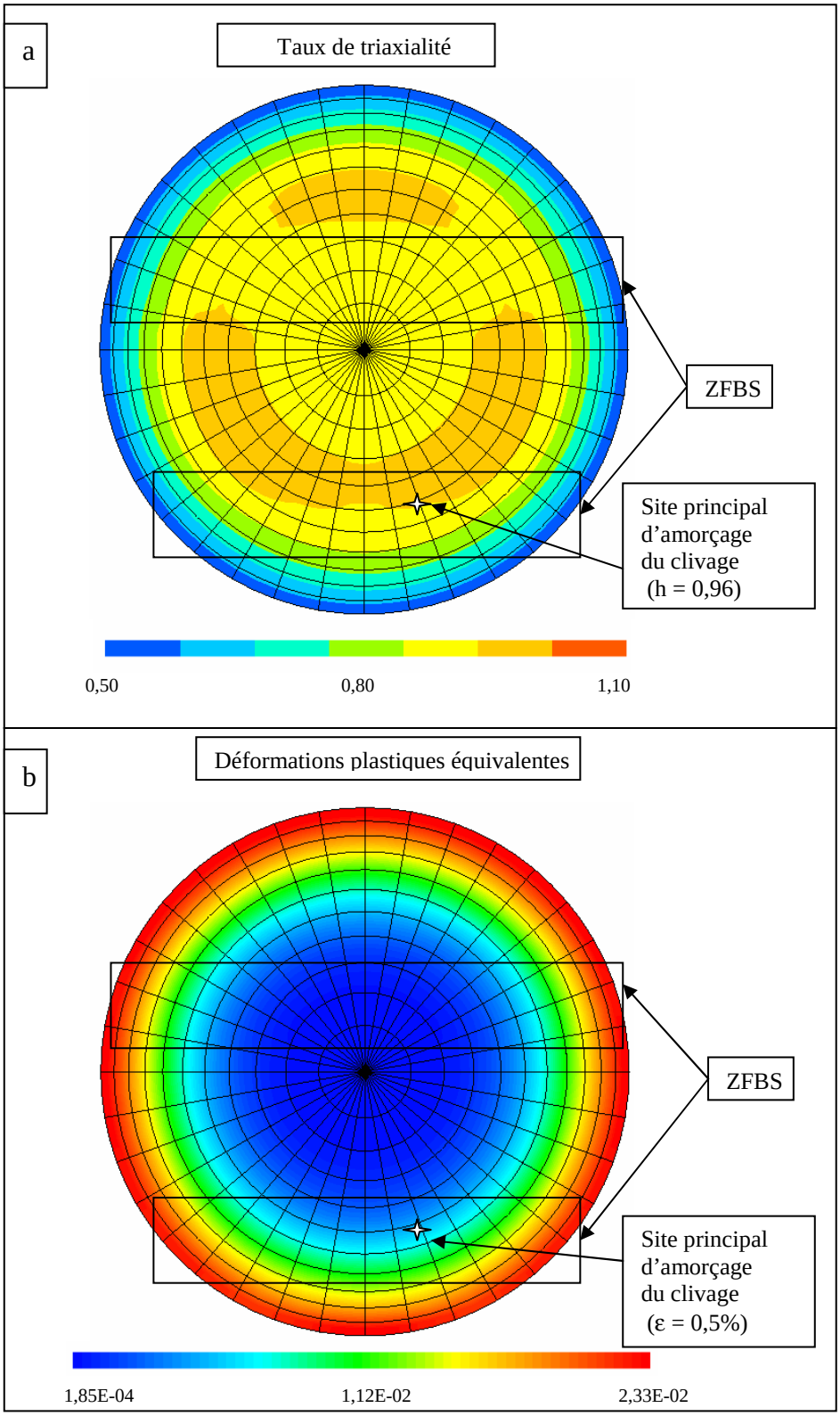


Figure D-6 : Champ des taux de triaxialité (a) et champ des déformations plastiques équivalentes (b) au moment de rupture dans la section à fond d'entaille et localisation du site d'amorçage principal de l'éprouvette AE2_8 (6987Q) rompue à -175°C.

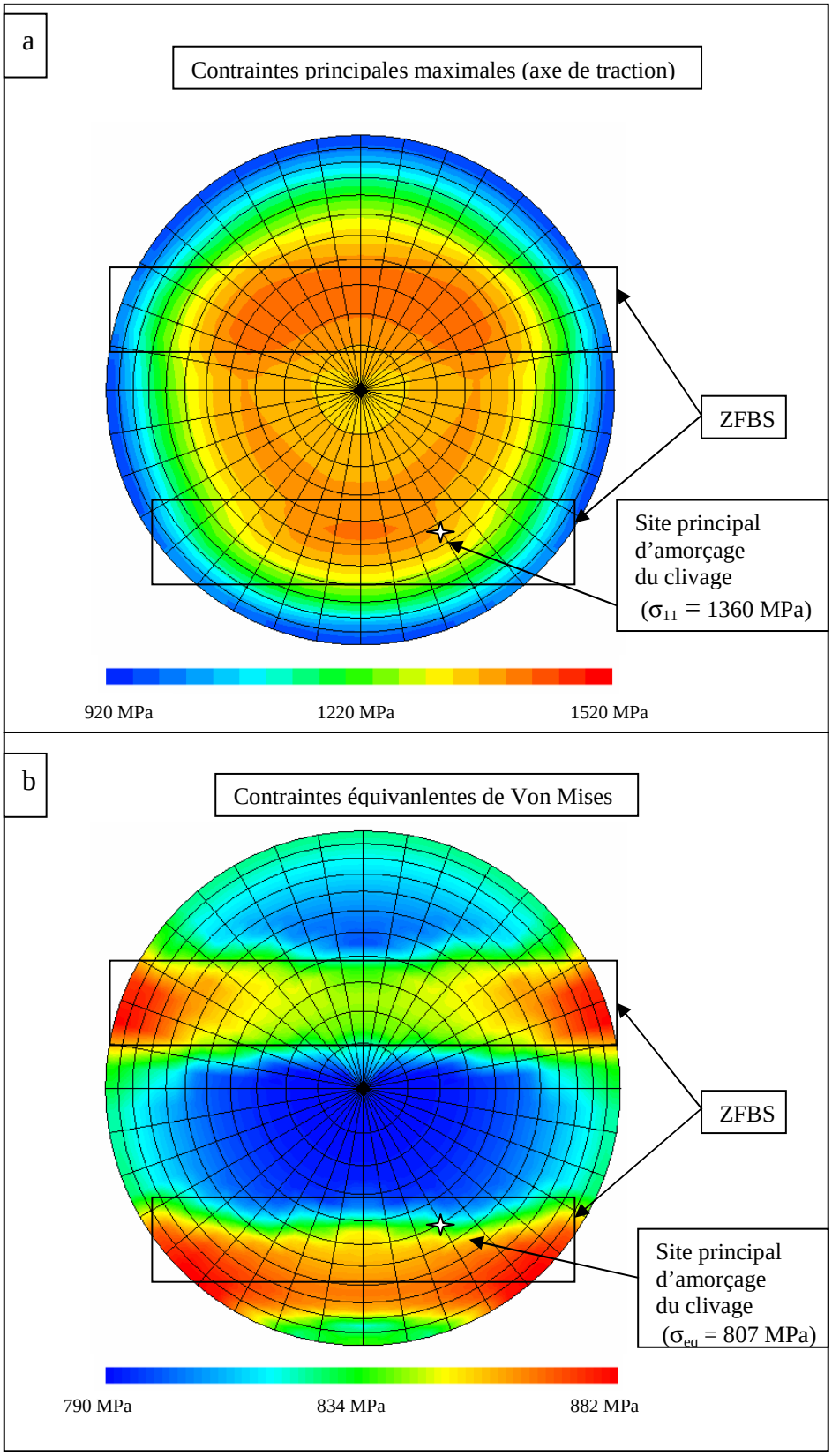


Figure D-7: Champ des contraintes principales maximales (a) et champ des contraintes équivalentes de Von Mises (b) au moment de la rupture dans la section à fond d'entaille et localisation du site principal d'amorçage dans l'éprouvette AE2_8 (6987S) testée à -175°C.

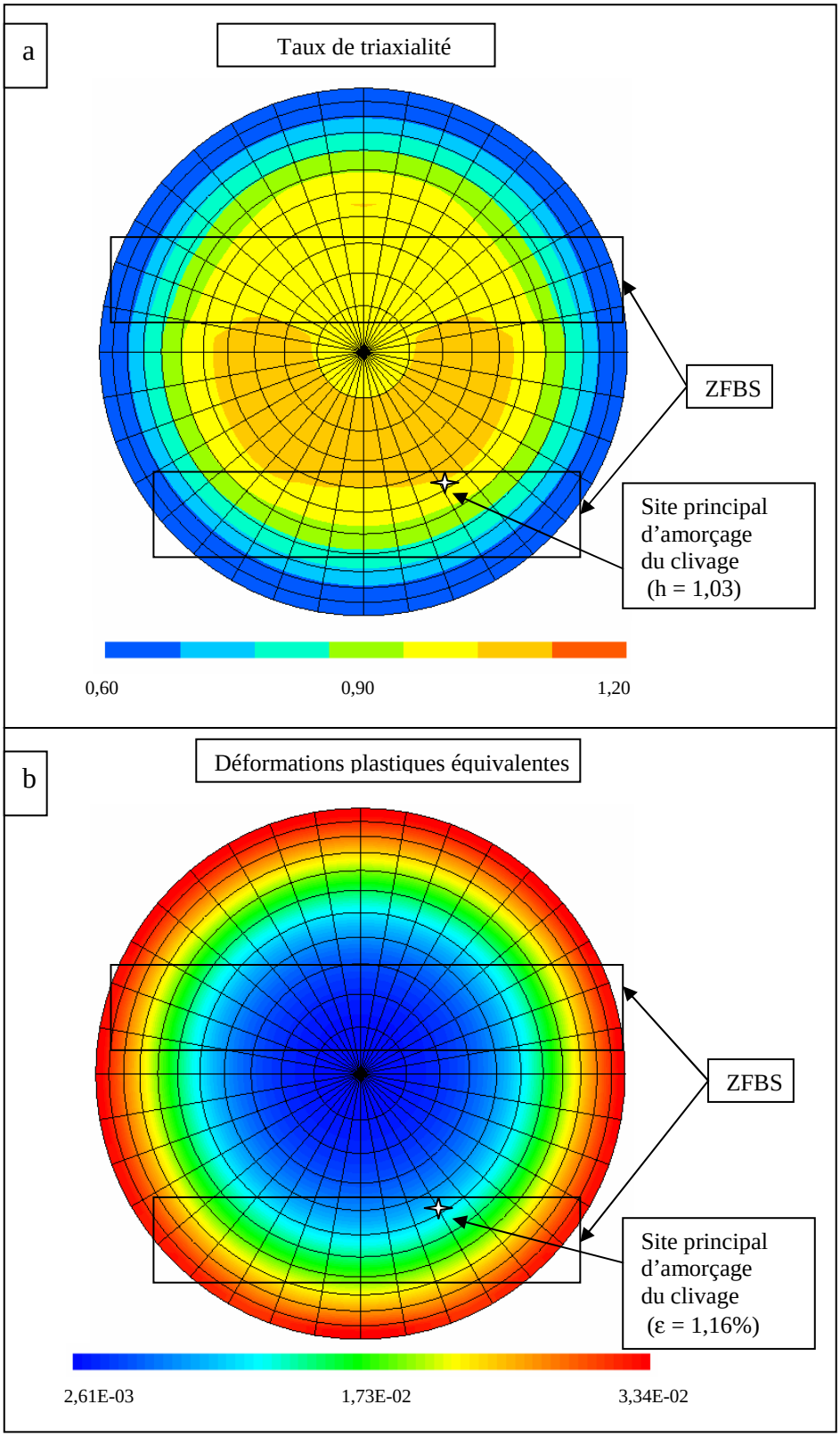


Figure D-8 : Champ des taux de triaxialité (a) et champ des déformations plastiques équivalentes (b) au moment de rupture dans la section à fond d'entaille et localisation du site d'amorçage principal de l'éprouvette AE2_8 (6987S) rompue à -175°C.

D.4. Références

[CAST3M] CAST3M, Code d'éléments finis développé au Commissariat à l'énergie Atomique (CEA). http://www-cast3m.cea.fr/.

ANNEXE E. Essais sur éprouvettes SENT

E.1. Procédure expérimentale

Les éprouvettes SENT sont prélevées dans le MD. La géométrie est présentée en [Figure E-1] et le plan de prélèvement dans le métal déposé du tube en [Figure E-2]. Deux types d'éprouvettes SENT sont prélevés : SENT-S, présentant une ouverture d'entaille suivant la direction radiale S et SENT-T, présentant une ouverture d'entaille suivante la direction circonférentielle T.

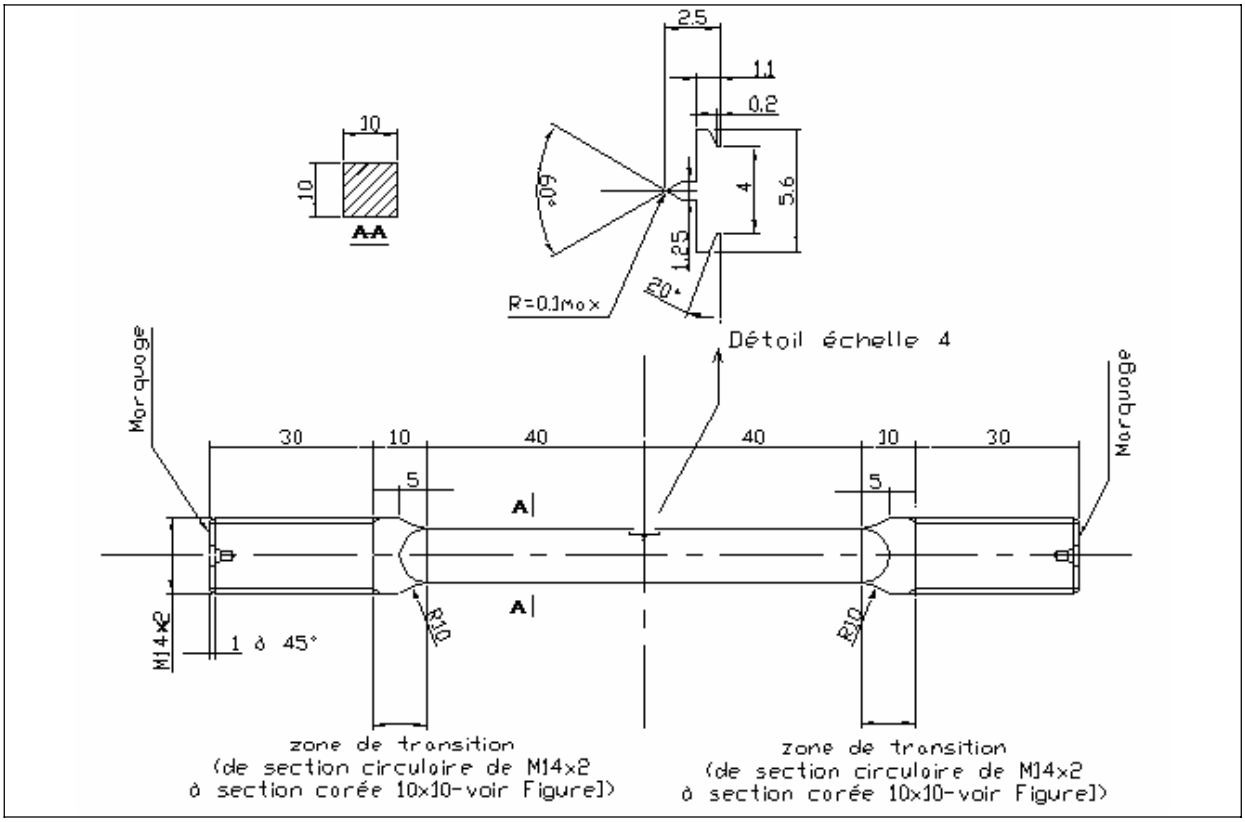


Figure E-1 : Géométries des éprouvettes SENT.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction-compression servo-hydraulique MTS d'une capacité de 250 kN, pilotée par une électronique INSTRON 8500+ [Figures A-3 et A-4, annexe A]. 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.

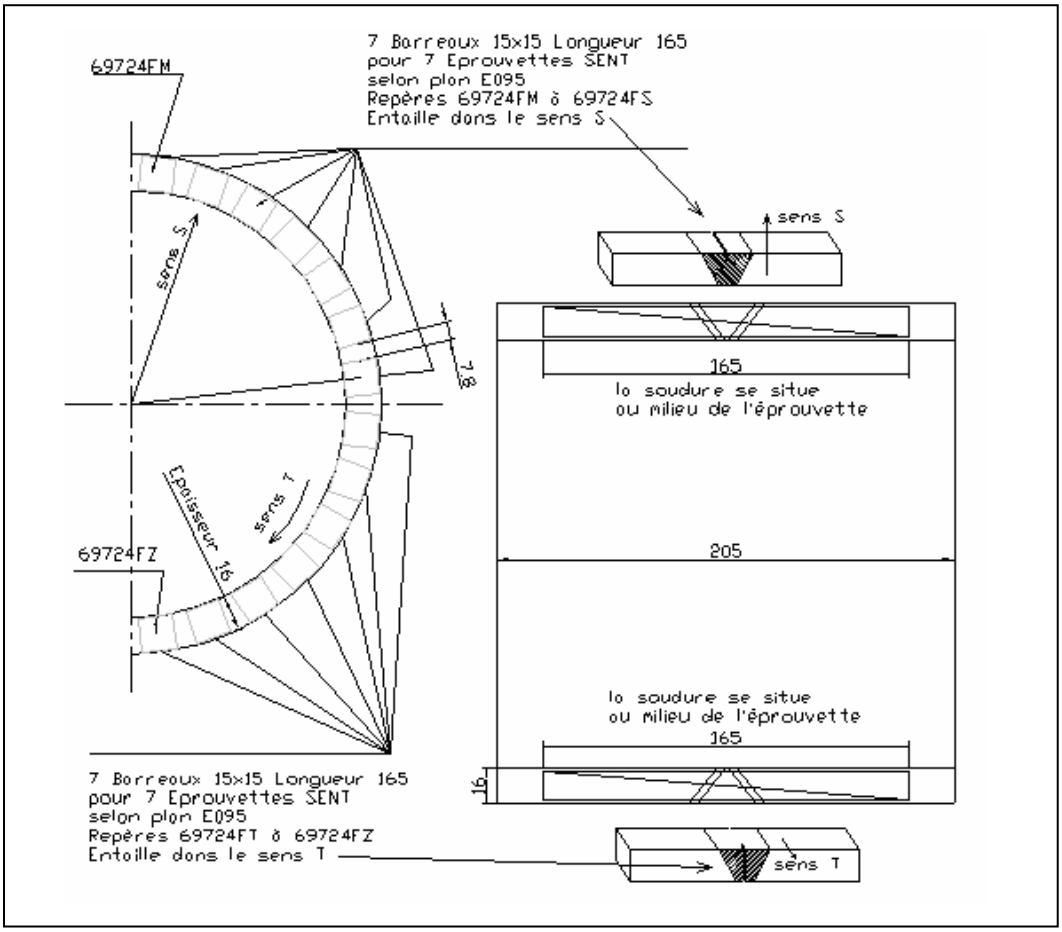


Figure E-2 : Plan de prélèvement des éprouvettes SENT-T et SENT-S.

Les éprouvettes sont équipées d'un extensomètre à lames et jauges de déformation (ou « clip gage ») pour la mesure de l'ouverture. Une pré-fissuration par fatigue en flexion 3 points à R=0,1 est d'abord réalisée sur toutes les éprouvettes. Afin de créer une véritable fissure au fond de l'entaille mécanique. Cette pré-fissuration est pilotée grâce au logiciel DADN de INSTRON, selon une procédure à ΔK décroissant, avec une loi logarithmique suivant l'équation (C-1).

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 en température, par assurer la stabilité et l'uniformité en température lors de l'essai, est de 20 minutes avant essai. La variation de température en cours d'essai est inférieure à 1°C. Les essais sont réalisés en déplacement imposé : 2 rampes en déplacement sont imposées au niveau de vérin à une vitesse de 0,5 mm/min ou 0,1 mm/min.

E.2. Résultats

Dans le cadre de cette étude, 6 essais sur éprouvettes SENT-T ont été réalisés jusqu'à rupture complète. La [Figure E-3] présente les courbes « Force-Ouverture » obtenues lors des essais. Le [Tableau E-1] présente la liste des éprouvettes testées avec les principaux résultats obtenus.

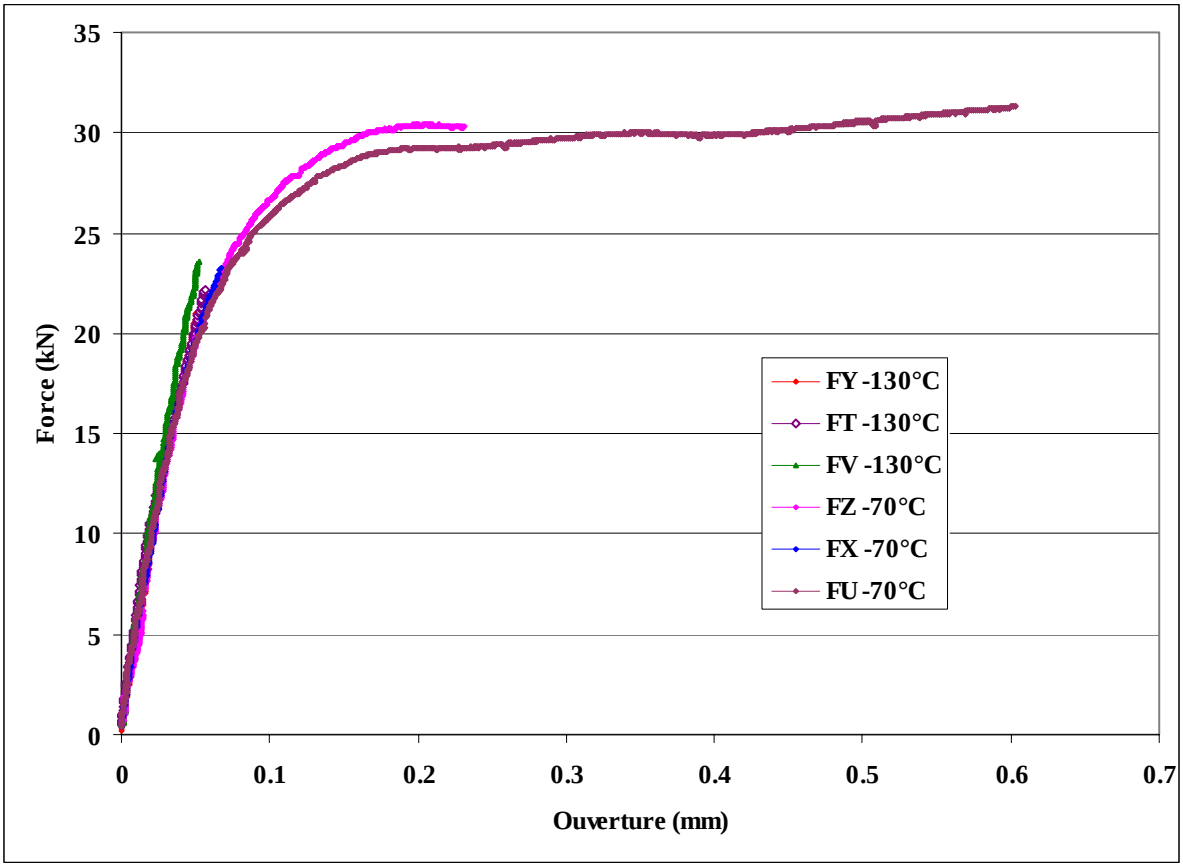


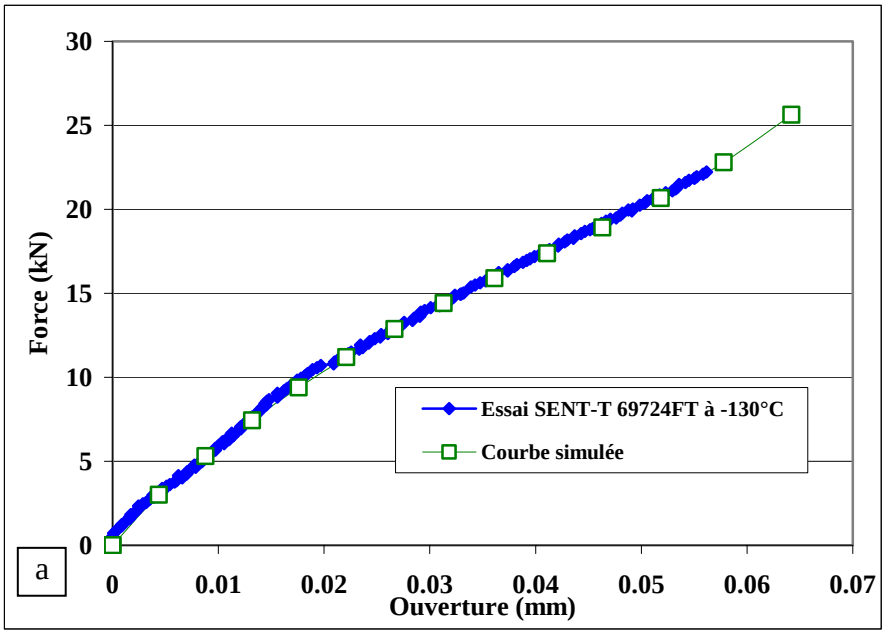
Figure E-3 : Courbes « Force-Ouverture » des essais sur éprouvettes SENT-T prélevées dans le MD (jusqu'à rupture complète).

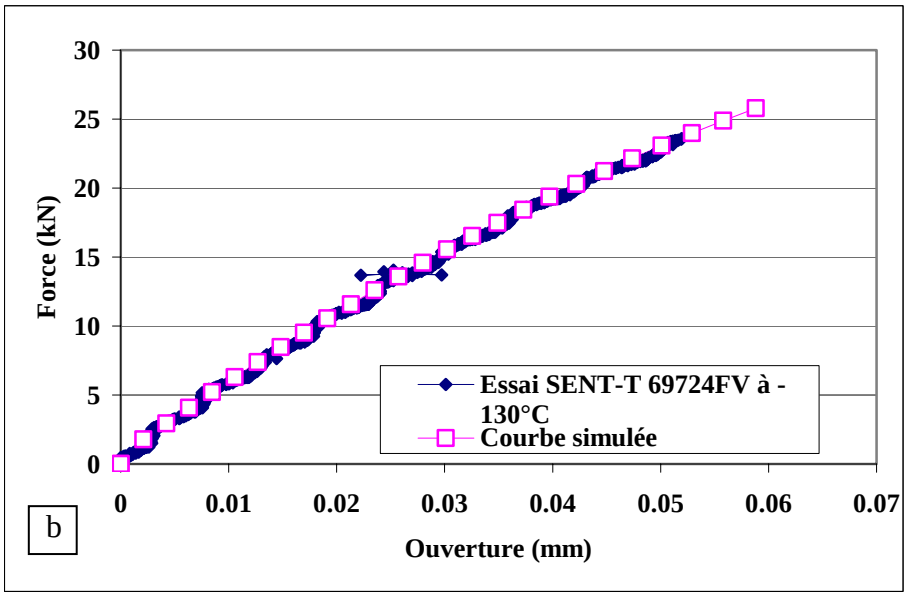
N° essai	Repère d'éprouvette	Température (°C)	Vitesse du déplacement imposé (mm/minute)	Force à rupture (kN)	Ouverture à rupture (mm)
09-95	SENT-T 69724FT	-130	0,5	22,2	0,056
09-96	SENT-T 69724FU	-70	0,1	31,3	0,603
09-97	SENT-T 69724FV	-130	0,1	23,6	0,052
09-99	SENT-T 69724FX	-70	0,5	23,3	0,067
09-100	SENT-T 69724FY	-130	0,5	23,9	0,051
09-101	SENT-T 69724FZ	-70	0,1	30,3	0,231

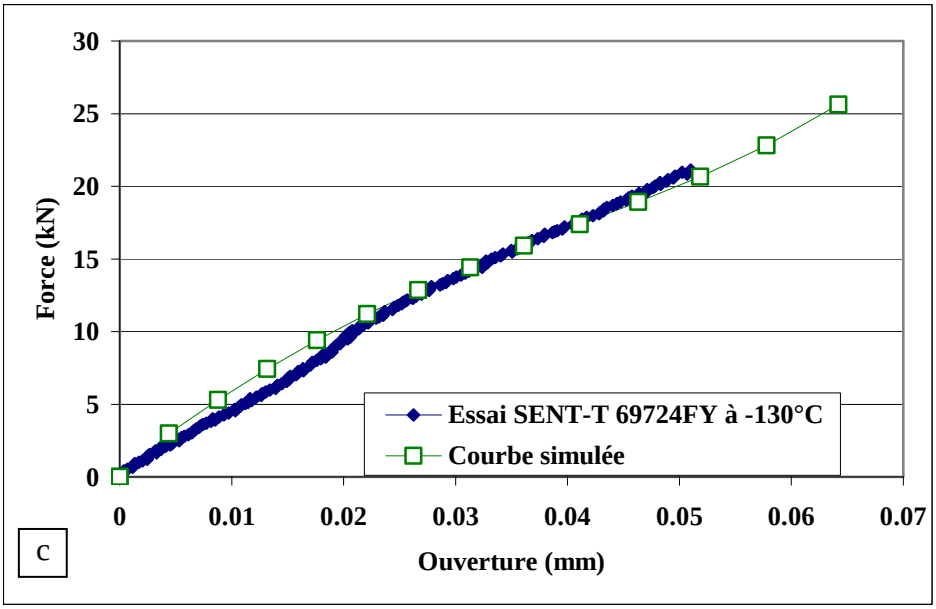
Tableau E-1 : Résultats des essais de traction sur éprouvettes SENT-T prélevées dans le métal déposé.

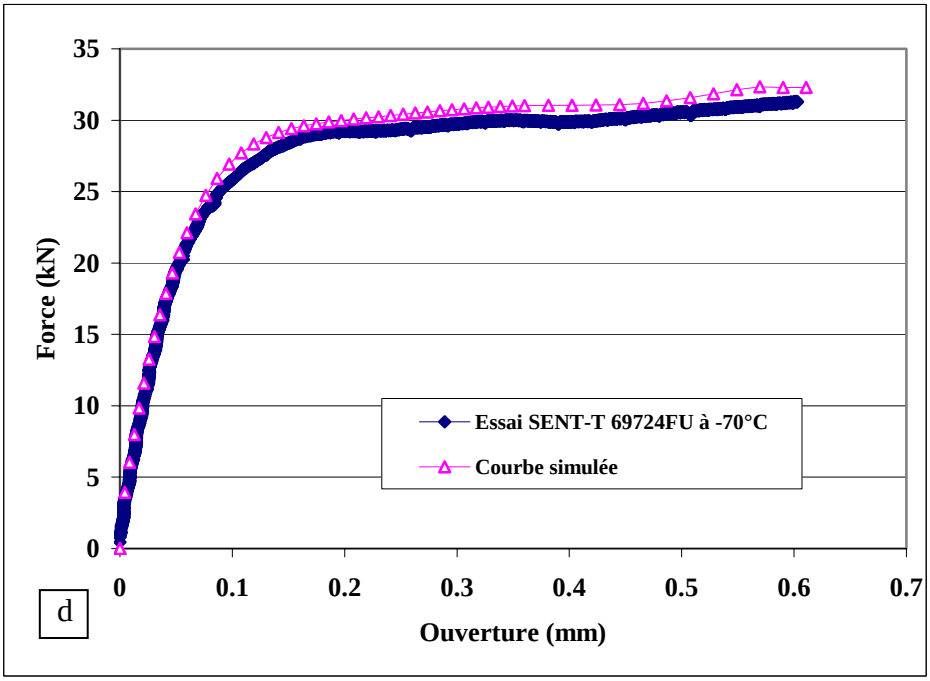
E.3. Simulations des essais sur éprouvettes SENT-T par le modèle « MD composite »

Les [Figure E-4 (a), (b), (c), (d), (e)] comparent les courbes « Force-Ouverture » expérimentales et simulées numériquement par le modèle « MD composite » pour les essais sur éprouvettes SENT-T prélevées dans le MD. Les simulations reproduisent correctement les courbes de comportement global des essais réalisés.






30
25
20
15
10
5
0
Force (kN)
0
0.01
0.02
0.03
0.04
0.05
0.06
0.07
Ouverture (mm)
Essai SENT-T 69724FY à -130°C
Courbe simulée
c


35
30
25
20
15
10
5
0
Force (kN)
0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
0.6
0.7
Ouverture (mm)
Essai SENT-T 69724FU à -70°C
Courbe simulée
d

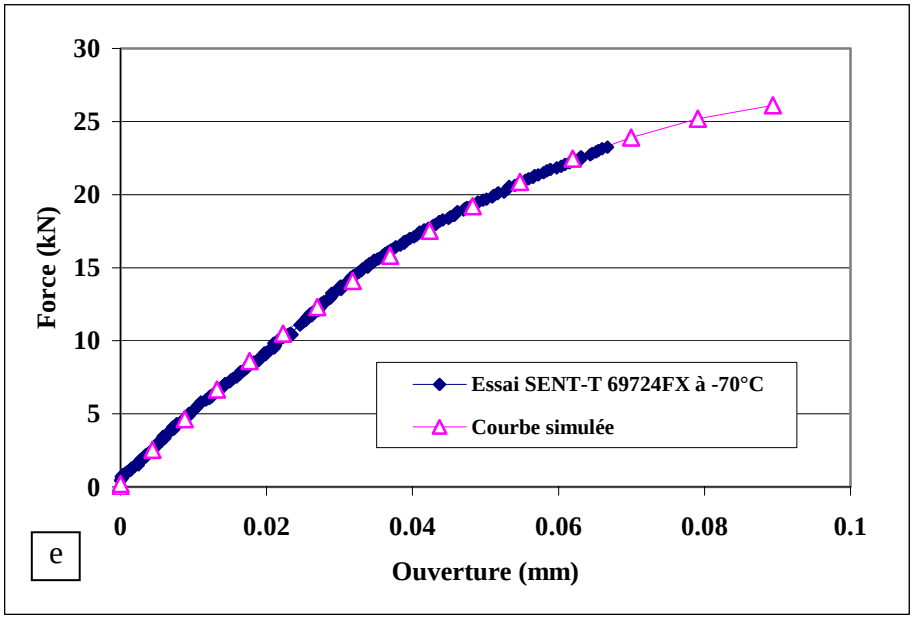


Figure E-4 : Courbes « Force-Ouverture » expérimentales et simulées numériquement par le modèle « MD composite » pour les essais sur éprouvettes SENT-T (jusqu'à rupture complète). Ce modèle reproduit correctement les courbes « Force-Ouverture ».