



HAL
open science

Caractérisation mécanique d'un acier destiné au transport du CO₂ Supercritique

Mohamed Ben Amara

► **To cite this version:**

Mohamed Ben Amara. Caractérisation mécanique d'un acier destiné au transport du CO₂ Supercritique. Autre. Université de Lorraine, 2015. Français. NNT : 2015LORR0262 . tel-01754547

HAL Id: tel-01754547

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01754547>

Submitted on 30 Mar 2018

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.



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>



UNIVERSITÉ
DE LORRAINE



École doctorale ED 409 : Énergie Mécanique et Matériaux

Doctorat de L'UNIVERSITÉ DE LORRAINE

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

L'UNIVERSITÉ DE LORRAINE

Spécialité doctorale "Mécanique et Énergétique"

présentée et soutenue publiquement par

Mohamed BEN AMARA

le jeudi 17 décembre 2015

Caractérisation mécanique d'un acier destiné au transport du CO₂ Supercritique

Directeur de thèse : **Zitouni AZARI**
Co-encadrant de thèse : **Julien CAPELLE**

Jury

M. Stéphane PANIER,	Professeur	Rapporteur
M. Abdelouahed LAKSIMI,	Professeur	Rapporteur
M. Hamid ZAHROUNI,	Professeur	Examineur
M. Stijn HERTELÉ,	Professeur	Examineur
M. Salim BENMEDAKHENE,	Professeur	Invité
M. Guy PLUVINAGE,	Professeur Émérite	Invité

Laboratoire de mécanique Biomécanique Polymère Structures, E.A. 4632
École Nationale d'Ingénieurs de Metz
1 Route d'Ars Laquenexy
57070 Metz, France

Résumé

Le Piégeage et le Stockage du dioxyde de Carbone (PSC) est reconnu comme ayant un rôle important dans la lutte contre le changement climatique et la réduction d'émissions de dioxyde de carbone (CO₂). Ce processus consiste à capturer le CO₂ des sources anthropiques, et le transporter vers des sites de stockage appropriés. Le transport de telles quantités de CO₂ entraîne de nouveaux défis pour les concepteurs et les opérateurs des gazoducs. Parmi ces défis, nous citons : le comportement de phase du CO₂, la température atteinte lors de la décompression, la présence des différentes impuretés et la pression de service très élevée. Malgré l'enjeu important, et contrairement au gazoduc de transport de gaz naturel et de pétrole, peu d'études ont été consacrées à la sûreté et la rentabilité des gazoducs de transport du CO₂.

À l'égard de ces défis industriels, cette étude a été menée pour identifier et comprendre les mécanismes de rupture des gazoducs, à haute pression, transportant du CO₂ super-critique. Ce travail a engagé la mise au point d'une nouvelle approche qui anticipe l'éclatement du gazoduc. Pour répondre à cette problématique, nous avons utilisé en premier lieu une approche théorique basée sur les fondamentaux de la Mécanique de la Rupture. En second lieu, et en conjonction avec la méthode des éléments finis, nous avons développé un outil numérique robuste.

L'ultime objectif de ces travaux de recherche est d'enrichir les codes de dimensionnement des gazoducs, souvent restreints au transport de gaz naturel et au matériau à faible ténacité. De plus, cette thèse apporte une large base de données d'essais de ténacité à basse température liés à des séries d'analyses par éléments finis sous le code de calcul Abaqus 12.6.

La finalité de notre recherche réside dans la proposition d'une méthodologie complète d'évaluation des risques d'éclatement des gazoducs en fonction du matériau et de la nature du fluide transporté.

Mots-clés Transport du CO₂, Gazoduc, API 5L X65, CTOA, Méthode à deux courbes, MEF.

Abstract

Capture, transport, and storage of Carbon dioxide are well-known applications for their key role in the field of climate change and reduction of CO₂ emissions. This process involves the use of some particular technologies, not only to collect and concentrate the CO₂ emitted by the anthropogenic sources but also to transport it to a suitable storage location. The transport of such a big quantity of CO₂ creates new challenges for designers and pipeline operators. For instance, CO₂ phase behavior, the temperature reached during the decompression phase, the presence of various impurities as well as the high operating pressure.

Contrary to natural gas and oil transportation structures, a very few studies have raised the issue of the integrity of CO₂ pipeline. In order to meet the industry needs particularly in this CO₂ integrity application, the present research was conducted to identify and to better comprehend pipeline failure mechanisms at high pressures. This work includes the development of a new numerical approach about running ductile fracture arrest for high pressure gas pipeline.

To address this issue, we have initially used a theoretical approach based on the fundamental knowledge of Fracture Mechanics. Based on the crack-tip opening angle (CTOA) fracture criterion and the finite element method along with the node release technique, a new two-curve method (TCM) was proposed for the prediction of gas pipelines' crack arrestability. The results of this newly developed method were discussed and compared to those obtained by using other methods commonly employed in the Fracture mechanics, for instance, Battelle-TCM, HLP and HLP-Sumitomo method.

Keywords Transport of dense phase CO₂, Pipeline, API 5L X65 pipeline steel, CTOA, Two-curve method, FEM.

Table des matières

1	Introduction générale	1
1- 1	Législation, sécurité et risques	3
1- 2	Transport du CO ₂	3
1- 3	Problématique	3
1- 4	Éclatement du gazoduc	4
1- 4 .1	DÉCOMPRESSION DU GAZ	4
1- 4 .2	DÉFORMATION DE COQUE	5
1- 4 .3	COMPORTEMENT EN POINTE DE FISSURE	5
1- 5	Objectifs de la Thèse	7
1- 6	Plan de Thèse	7
2	Étude bibliographique	9
2- 1	Mécanisme de la déchirure ductile	10
2- 1 .1	PROCESSUS DE DÉGRADATION	11
2- 1 .2	MÉCANIQUE DE LA RUPTURE	16
2- 1 .3	MODÉLISATION DE LA DÉCHIRURE DUCTILE	20
2- 1 .4	CHOIX DU MODÈLE	33
2- 2	Modèles d'éclatement du gazoduc	36
2- 2 .1	ESSAIS D'ÉCLATEMENT DE TUBES	36
2- 2 .2	MODÈLES D'ÉCLATEMENT DU GAZODUC	38
2- 2 .3	CHOIX DU MODÈLE	56
2- 3	Bilan	57
3	Étude expérimentale	58
3- 1	Présentation de l'API 5L X65	59
3- 1 .1	FABRICATION DE TUBES	59
3- 1 .2	MICROSTRUCTURE	61
3- 1 .3	TAILLE DE GRAIN	62
3- 1 .4	CARACTÉRISATION MÉCANIQUE DE BASE	63
3- 2	Évaluation de la température de transition ductile-fragile	67
3- 2 .1	ÉTUDE EXPÉRIMENTALE	68
3- 2 .2	MODÉLISATION NUMÉRIQUE	79
3- 2 .3	DISCUSSIONS	85
3- 2 .4	EN RÉSUMÉ	86
3- 3	Évaluation expérimentale du CTOA _c	87
3- 3 .1	ÉTUDE EXPÉRIMENTALE	87
3- 3 .2	RÉSULTATS	98
3- 3 .3	DISCUSSION ET ANALYSE DES RÉSULTATS	102
3- 4	Bilan	104

4 Étude numérique	105
4- 1 Implémentation du CTOA dans Abaqus	106
4- 1 .1 MODÈLE EN DEUX DIMENSIONS	107
4- 1 .2 MODÈLE EN TROIS DIMENSIONS	109
4- 1 .3 ÉTUDE DE CONVERGENCE	114
4- 2 Simulation d'éclatement du gazoduc	119
4- 2 .1 MODÉLISATION NUMÉRIQUE DE L'ÉCLATEMENT DU GAZODUC	119
4- 2 .2 RÉSULTATS	124
4- 2 .3 DISCUSSION ET ANALYSE	136
4- 3 Validation X100	139
4- 4 Bilan	141
5 Ajustement du modèle de Battelle	142
5- 1 Méthodologie	143
5- 2 Effets des paramètres géométriques	144
5- 3 Effet des paramètres du matériau	146
5- 4 Ajustement du modèle Battelle	148
5- 5 Discussions	154
5- 6 Bilan	156
Conclusions et Perspectives	157

Liste des figures

1.1	Chaîne de captage et stockage du CO ₂	2
1.2	Comportement de dépressurisation	5
2.1	Fractographie microcavités.	11
2.2	Éprouvettes couramment utilisées lors d'essais de rupture ductile.	12
2.3	Forme du fond de fissure de l'éprouvette CT.	13
2.4	Représentation schématique des trois stades de la rupture ductile.	13
2.5	Schématisme d'un acier contenant diverses inclusions.	14
2.6	Schématisme du mécanisme de germination des cavités.	14
2.7	Stade ultime de coalescence et rupture totale du VER.	15
2.8	Modes de coalescence.	15
2.9	Les trois modes possibles d'ouverture d'une fissure.	16
2.10	Distribution des contraintes près de l'extrémité d'une fissure.	17
2.11	Répartition des contraintes élastiques et élasto-plastiques dans le plan de la fissure en fond de fissure.	19
2.12	Influence de la contrainte T sur la zone plastifiée.	20
2.13	Modèle de la croissance de cavité.	22
2.14	Comparaison entre les modèles GTN et cohésive, éprouvette DWTT.	24
2.15	Coupe d'un élément endommagé.	25
2.16	Simulation des éprouvettes Kahn et M(T).	26
2.17	Schéma de principe d'une zone cohésive.	27
2.18	Modèle cohésif.	28
2.19	Comparaison des résultats expérimentaux et des simulations CTOA, et méthode cohésive.	28
2.20	Allure de la Courbe-R.	30
2.21	Modèle de rupture ductile par l'approche CTOA.	31
2.22	Plage de mesure pour les valeurs de CTOA.	32
2.23	Mesures des valeurs critiques de CTOA.	32
2.24	Calcul de la contrainte de rupture en fonction de l'éprouvette M(T).	33
2.25	Modèles de rupture ductile.	34
2.26	Caractérisation de la propagation de fissure dans un tube.	37
2.27	Essai d'éclatement à ténacité incrémentale.	37
2.28	Modèle de propagation de demi-longueur de fissure.	39
2.29	Dérivée de la déformation circonférentielle.	39
2.30	L'évolution du facteur de Folias M en fonction de $2c\sqrt{eR}$	39
2.31	Essais d'éclatement du gazoduc, ajustement de la contrainte à la rupture en fonction de l'énergie Charpy.	41
2.32	Essai d'éclatement du gazoduc, ajustement de la vitesse de propagation de fissure en fonction de la pression.	41

2.33 Schéma du modèle à deux courbes.	42
2.34 Photographie d'essai d'éclatement.	43
2.35 Corrélacion entre l'énergie Charpy et DWTT.	44
2.36 Les trois sortes d'essai DWTT.	44
2.37 Algorithme d'analyser des résultats d'essai d'éclatement.	45
2.38 Résultat de simulation typique obtenu par l'algorithme de couplage.	45
2.39 Comparaison de l'efficacité de chaque équation à prédire la vitesse de fissuration.	46
2.40 Comparaison entre tous ajustements et les résultats des essais d'éclatement à grandeur nature, X80.	48
2.41 Illustration du modèle de Poynton.	49
2.42 Courbe paramétrique des données d'essai d'éclatement à grandeur nature.	50
2.43 Modèle d'éclatement de Kobayashi "Ring model".	52
2.44 Extension de la fissure par unité de temps.	53
2.45 Comparaison entre l'historique de la propagation de fissure mesurée et calculée en fonction du temps.	54
2.46 Résultats de simulation numérique de la propagation de fissure le long du gazoduc, pression initiale 100 bars.	55
3.1 Processus de chauffage	60
3.2 Processus de Perçage/ Laminage.	60
3.3 Processus du Laminage.	61
3.4 Structure de l'acier API 5L X65	62
3.5 Tailles de grains suivant différentes directions du tube	63
3.6 Dureté Vickers, API 5L X65.	63
3.7 Microdureté, API 5L X65.	64
3.8 Résultats des mesures de microdureté, API 5L X65.	64
3.9 Courbes de contrainte-déformation nominales et réelles de l'API 5L X65	65
3.10 Diagramme de phase du Dioxyde de carbone	67
3.11 Faciès de la rupture de l'API 5L X65.	68
3.12 Prélèvement de l'éprouvette de traction.	69
3.13 Courbe de transition ductile-fragile de l'acier API 5L X65.	71
3.14 Plan d'éprouvettes Charpy.	72
3.15 Pendule Charpy RKP 450 utilisé au LaBPS.	72
3.16 Courbe de transition ductile-fragile de l'acier API 5L X65, Essai de Charpy V.	75
3.17 Courbe de transition ductile-fragile de l'acier API 5L X65, Essai de Charpy $U_{0,5}$	75
3.18 Courbe de transition ductile-fragile de l'acier API 5L X65, Essai de Charpy U_1	76
3.19 Tour de chute CEAST 9350.	77
3.20 Fractographies à -20°C (à gauche) et à -80°C (à droite).	77
3.21 Fractographies à -20°C ; faciès ductile à gauche ; faciès fragile à droite.	78
3.22 Résultats des essais dynamique sur plaques à basse température.	79
3.23 Schéma du diagramme bi-logarithmique de la distribution de la contrainte élasto-plastique.	80
3.24 Conditions aux limites.	82
3.25 Distribution de la contrainte d'ouverture et de la contrainte T en fonction de la distance sous le ligament d'éprouvette Charpy V.	83
3.26 Distribution de la contrainte d'ouverture et de la contrainte T en fonction de la distance sous le ligament d'éprouvette Charpy $U_{0,5}$	83

3.27	Distribution de la contrainte d'ouverture et de la contrainte T en fonction de la distance sous le ligament d'éprouvette Charpy U_1 .	84
3.28	Distribution de la contrainte d'ouverture et de la contrainte T en fonction de la distance sous le ligament d'éprouvette Plaque.	84
3.29	Courbe maîtresse.	86
3.30	Plage de mesure pour les valeurs de CTOA, Méthode 1.	88
3.31	Points nécessaires à la mesure du CTOA.	89
3.32	Méthodes pour déterminer le CTOA.	89
3.33	Illustration du profil de rupture lors de la propagation de fissure pour une éprouvette DWTT.	90
3.34	Technique semi-numérique pour déterminer l'évolution du CTOA.	91
3.35	Résultats numériques et par corrélation d'images, éprouvette MCT.	92
3.36	Comparaison entre la déformation expérimentale et numérique.	92
3.37	Interpolation numérique de la courbe charge/déplacement.	93
3.38	Algorithme de la méthode indirecte d'évaluation du CTOA.	94
3.39	Comparaison des résultats de la méthode directe et indirecte, éprouvette MCT.	94
3.40	Extraction d'une éprouvette dans une portion de conduite.	95
3.41	Contrainte $T = f(a/W)$, pour l'éprouvette CT et MCT.	96
3.42	Dispositif d'enregistrement de l'essai de ténacité quasi-statique.	97
3.43	Courbe charge/déplacement.	98
3.44	Mesures du CTOA, éprouvette CT.	98
3.45	Présentation du mode de cisaillement, éprouvette CT.	99
3.46	Mesure du CTOA, éprouvette CT modifiée.	100
3.47	Mesure du CTOA, éprouvette CT modifiée.	101
3.48	Résultats du CTOA _c de l'API 5L X65.	103
4.1	Illustration de l'option « <i>Debond</i> », éprouvette CT.	107
4.2	Définition de l'ouverture du fond de fissure (CTOD) et de l'angle d'ouverture du fond de la fissure (CTOA).	108
4.3	Maillage hybride en 2D.	109
4.4	Maillage adapté en 3D.	110
4.5	Maillage spécifique.	111
4.6	Les trois directions possibles d'extension de la fissure.	112
4.7	Méthode d'approximation de la trajectoire de fissure avec la technique de libération de nœud.	112
4.8	Illustration du sous-programme MPC.	114
4.9	Conditions aux limites pour l'éprouvette MCT 5mm.	115
4.10	Résultats de simulation MCT, courbe charge/déplacement.	116
4.11	Résultats de simulation MCT, courbe-R.	116
4.12	Loi dégressive de la taille d'incrément.	117
4.13	Résultats de trois stratégies d'incrément.	117
4.14	Maillage 3D du gazoduc.	120
4.15	Conditions aux limites gazoduc.	121
4.16	Étendue de la zone de chargement.	122
4.17	Influence de la vitesse de déformation sur la vitesse de propagation de fissure, API 5L X65.	123
4.18	Influence de l'étendue de la zone de chargement.	124

4.19	Évolution de la vitesse de propagation en fonction de l'étendue de la zone de chargement.	125
4.20	Évolution géométrique de la section du gazoduc au cours de la propagation de fissure.	126
4.21	Éclatement du gazoduc.	126
4.22	Résultats de simulation quasi-statique de propagation de fissure.	127
4.23	Distribution de la contrainte d'ouverture le long du ligament, Premier stade.	128
4.24	Évolution du Facteur d'Intensité de Contraintes en fonction de l'extension de la fissure.	129
4.25	Distribution de la contrainte d'ouverture le long du ligament, Deuxième stade.	129
4.26	Distribution de la contrainte d'ouverture le long du ligament, Troisième stade.	130
4.27	Évolution de la pression d'arrêt en fonction du $CTOA_c$	131
4.28	Extension de la fissure le long du gazoduc en fonction de temps.	132
4.29	Variation de la vitesse de propagation de fissure en fonction de temps.	132
4.30	Courbe de propagation de fissure en fonction de la pression.	133
4.31	Illustration de propagation de l'onde de décompression.	134
4.32	Schéma de différents chemins de décompression du fluide.	134
4.33	Application de l'approche à deux courbes, API 5L X65.	135
4.34	Comparaison entre les différentes courbes de propagation de fissure en fonction de la pression, API 5L X65.	137
4.35	Comparaison entre les différentes courbes de propagation de fissure en fonction de la pression, X100.	140
5.1	Évolution de la pression d'arrêt en fonction de l'épaisseur.	145
5.2	Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de l'épaisseur.	145
5.3	Évolution de la pression d'arrêt en fonction du diamètre.	146
5.4	Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du diamètre.	146
5.5	Évolution de la pression d'arrêt en fonction de la limite élasticité du matériau.	146
5.6	Évolution de la vitesse de la propagation de fissure en fonction de la limite élasticité du matériau.	146
5.7	Évolution de la pression d'arrêt en fonction du $CTOA_c$	147
5.8	Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du $CTOA_c$	147
5.9	Évolution de la contrainte d'arrêt en fonction de géométrie du gazoduc.	148
5.10	Évolution de la vitesse de fissuration en fonction de géométrie du gazoduc.	148
5.11	Première correction de l'équation de la pression d'arrêt.	149
5.12	Évolution de la pression d'arrêt en fonction du $CTOA_c$, résultats numériques.	151
5.13	Évolution de la pression d'arrêt en fonction de l'énergie Charpy, équation Battelle (équation (5.1)).	151
5.14	Interpolation des résultats de la contrainte d'arrêt.	151
5.15	Présentation de la vitesse de propagation de fissure, équation Battelle (équation (5.2)).	152
5.16	Première correction de l'équation de la vitesse de propagation de fissure de Battelle (équation (5.8)).	152
5.17	Présentation de la vitesse de propagation de fissure, équation Battelle (équation (5.2)).	153
5.18	Seconde correction de l'équation de la vitesse de propagation de fissure de Battelle.	153
5.19	Interpolation des résultats de la vitesse de propagation de fissure.	154
5.20	Nouvelle extension du domaine de validité d'équations Battelle.	155

Liste des tableaux

2.1	Les paramètres à identifiées pour l'application de modèle GTN.	24
2.2	Paramètres du modèle d'éclatement du gazoduc.	47
2.3	Synthèse de corrélations.	51
2.4	Domaine de validité des corrélations données dans le Tableau 2.3.	51
2.5	Constantes de modèle d'O'Donoghue/ Kanninen.	56
3.1	Composition chimique d'acier API 5L X65.	61
3.2	Valeurs de dureté de l'acier API 5L X65.	64
3.3	Valeurs de microdureté de l'acier API 5L X65.	64
3.4	Les propriétés quasi-statique de l'API 5L X65 à 20°C.	65
3.5	Les paramètres Bridgman de l'API 5L X65 à 20°C.	66
3.6	Résultats des essais de traction à basse température.	70
3.7	Principales caractéristiques d'un mouton Charpy.	71
3.8	Valeurs des coefficients A_{CV} , B_{CV} , C_{CV} et D_{CV} , pour les courbes relatives aux entailles U_1 , $U_{0,5}$ et V.	74
3.9	Températures de transition T_{K27} et $T_{K1/2}$, pour les éprouvettes avec entaille U_1 , $U_{0,5}$ et V.	74
3.10	Résultats des essais dynamiques sur plaques à basse température.	78
3.11	Valeurs des coefficients A_{plaque} , B_{plaque} , C_{plaque} et D_{plaque} , pour les courbes relatives aux essais dynamiques sur plaques.	79
3.12	Synthèse de maillage d'éprouvettes Charpy V, Charpy $U_{0,5}$, Charpy U_1 et plaque.	81
3.13	Charges critiques des éprouvettes Charpy V, Charpy $U_{0,5}$, Charpy U_1 et plaque.	82
3.14	Résultats de l'étude numérique.	83
3.15	Synthèse des résultats sur les températures de transition, API 5L X65.	85
3.16	Dimension de la fissure en fatigue des éprouvettes CT.	96
3.17	Dimension de la fissure en fatigue des éprouvettes CT modifiées.	97
3.18	Valeurs moyennes de $CTOA_c$ et écart type pour les méthodes A et B.	99
3.19	Synthèse de mesure du $CTOA_c$ sur l'éprouvette CT modifiée.	100
3.20	Synthèse de mesure du $CTOA_c$	102
3.21	Valeurs du $CTOA_c$	103
4.1	Facteurs du système d'équation (4.6).	112
4.2	Étude de convergence, effet de taille des éléments.	115
4.3	Résultats de deux stratégies d'incrémentations automatique et fixe.	117
4.4	Résultat de la stratégie d'incrémentations développée.	118
4.5	Vitesse de propagation de fissure en fonction de maillage, simulation à 40 MPa.	122
4.6	Vitesse de propagation de fissure en fonction de maillage, simulation à 40 MPa.	123

4.7	Évolution de l'énergie Charpy depuis 1969.	136
4.8	Ajustement du modèle Battelle.	136
4.9	Évolution de l'énergie Charpy depuis 1969.	138
4.10	La condition d'essai d'éclatement, X100.	139
4.11	Les propriétés quasi-statique de l'API 5L X100 à 20°C.	140
5.1	Paramètres de modélisation numérique.	145
5.2	Résultats d'interpolation de la pression d'arrêt.	150

Chapitre 1

Introduction générale

Sommaire

1- 1 Législation, sécurité et risques	3
1- 2 Transport du CO₂	3
1- 3 Problématique	3
1- 4 Éclatement du gazoduc	4
1- 4 .1 DÉCOMPRESSION DU GAZ	4
1- 4 .2 DÉFORMATION DE COQUE	5
1- 4 .3 COMPORTEMENT EN POINTE DE FISSURE	5
1- 5 Objectifs de la Thèse	7
1- 6 Plan de Thèse	7

Le CO₂ est un gaz présent en faibles proportions dans l’atmosphère ; il intervient dans plusieurs processus naturels, notamment la respiration des êtres vivants et la photosynthèse. L’usage, historiquement récent, du combustible d’origine fossile a impliqué la libération de grandes quantités de CO₂. Au cours des deux derniers siècles, sa concentration dans l’atmosphère a doublé principalement en raison des activités humaines. La concentration trop élevée du CO₂ empêche les rayons infrarouges de repartir vers l’espace, engendrant ainsi un réchauffement de la planète.

Dans la lutte contre le réchauffement planétaire, de nombreuses technologies ont été développées afin de réduire les émissions de CO₂ dans l’atmosphère tels que : l’accroissement du rendement énergétique, le passage à des combustibles à moindre émissions en carbone (utilisation du gaz plutôt que du charbon), l’énergie nucléaire (non émettrice de CO₂, SO_x, NO_x...), l’implantation des énergies renouvelables (solaire, éolien, géothermie, hydraulique...) ou encore le Piégeage et le Stockage du dioxyde de Carbone, PSC.

Le PSC consiste à séparer le CO₂ de ses sources industrielles et énergétiques, à le transporter dans un lieu de stockage et à l’isoler de l’atmosphère sur le long terme, figure 1.1. Ce processus est considéré comme une option parmi les mesures d’atténuation visant à stabiliser la concentration du gaz carbonique dans l’atmosphère. Selon un rapport de l’Agence Internationale de l’Énergie [1], le PSC contribuera à une réduction de 19% des émissions annuelles globales de CO₂ à l’horizon 2050.

Malgré l’aspect valorisant du stockage du CO₂, de nombreux risques existent lors du transport, de l’injection et du stockage. Dans son analyse de risque du processus PSC, Jaleh SAMADI [2] identifie le transport du CO₂ comme un risque majeur. SAMADI affirme que les fuites ou l’éclatement du gazoduc transportant du CO₂ pourraient donner lieu à des répercussions assez dévastatrices au niveau de la santé publique et de l’environnement. Ce qui aurait pour conséquence la perte de l’opinion publique à l’égard du développement du PSC. Les retards dans le calendrier du projet et les coûts supplémentaires sont les autres conséquences ultimes dues à la fuite du CO₂. Alors, pour garantir la sécurité à long terme, le risque de fuite ou d’éclatement du gazoduc transportant du CO₂ doit être évité autant que possible.

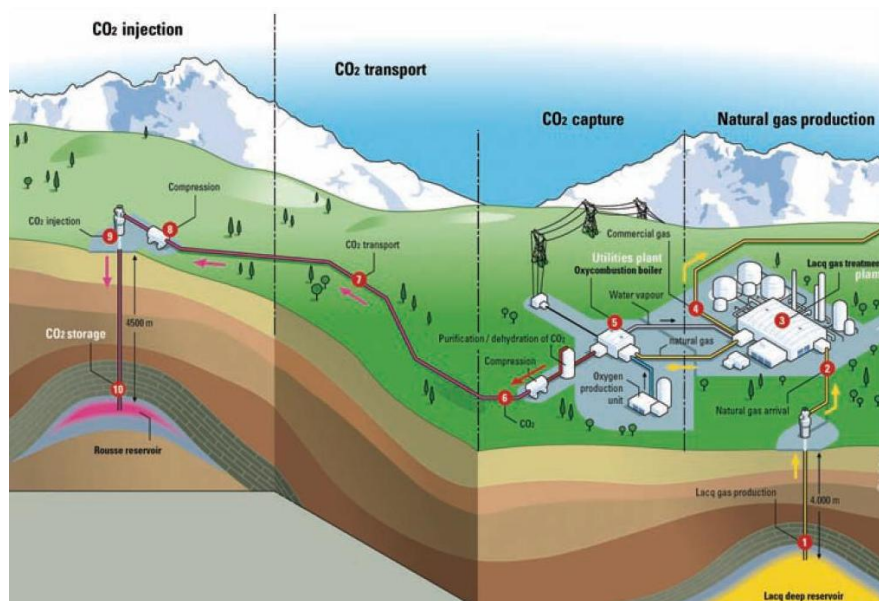


FIGURE 1.1 – Chaîne de captage et stockage du CO₂ [Total ccs Lacq].

1- 1 Législation, sécurité et risques

Le dioxyde de carbone est l'un des principaux gaz à effet de serre responsables du changement climatique. Les émissions de dioxyde de carbone font l'objet de nombreuses discussions. Une directive du parlement et du conseil européen : DIRECTIVE 2009/31/EC, du 23 avril 2009 [3], vise à réduire les émissions dans les pays européens de 50% d'ici à 2050. Ainsi, les pays devront réduire leurs émissions de 30% d'ici à 2020 pour arriver à 60%-80% en 2050. Le dioxyde de carbone est généralement transporté des sites de captage vers ceux de stockages par gazoducs. Les conditions de pression et de température, lors du transport, impliquent des risques importants de fissuration et d'explosion en cas de surpression ou de défaut de conception. Une libération soudaine et importante de CO₂ entraînerait des risques immédiats pour la santé des êtres humains présents à proximité de la fuite. En effet, à forte concentration (de 10% à 15%), le CO₂ provoque rapidement une déficience circulatoire qui peut conduire à une perte de connaissance et à la mort. Ces risques sont accentués par le fait que le CO₂ est incolore et inodore. Une grande libération de CO₂, en cas de fuite souterraine ou aérienne, aura aussi un impact important sur la faune et la flore, avec la mort d'animaux ou encore l'acidification des eaux (nappes phréatiques, lacs, rivières...). À l'heure actuelle, les gazoducs et les puits restent surveillés par de nombreux capteurs de fuite. De plus, de nombreuses études leurs sont consacrées afin de mieux les concevoir, et les rendre ainsi plus sûrs.

1- 2 Transport du CO₂

Après la capture, le CO₂ est transporté vers le site de stockage. Nous distinguons plusieurs moyens de transport : par gazoducs, par pétroliers ou encore par navires. Pour les longues distances, le CO₂ est transporté par bateau en phase liquide (20 bar et -20°C) [4]. Le transport du CO₂, par les pétroliers routiers et ferroviaires, est techniquement faisable à -20°C et 20 bar. Cependant, ce moyen de transport est peu susceptibles d'être pertinent à grande échelle, et peu rentable par rapport aux gazoducs et aux navires, sauf sur une échelle réduite [2]. Le gazoduc est le moyen le plus utilisé pour transporter du CO₂ supercritique. Il permet de transporter de grandes quantités sur des moyennes et longues distances. Étant à l'état supercritique, le CO₂ se caractérise par une grande diffusivité (de l'ordre de celle d'un gaz), et une densité élevée qui le dote d'une capacité de transport et d'extraction importante. Dans la plupart des cas, un compresseur situé à l'extrémité en amont entraîne le flux. Pour les gazoducs les plus importants, il est nécessaire d'implanter des stations de re-compression le long du parcours afin de compenser les pertes de charges.

1- 3 Problématique

Pour des raisons économiques, l'acheminement du CO₂ des sites de capture vers les sites de stockage s'effectue dans un état dit « supercritique ». Cet état de la matière confère des propriétés physiques de densité, de viscosité et de diffusivité intermédiaires entre celles des liquides et celles des gaz. Pour atteindre cet état, le fluide (CO₂) doit avoir une pression et une température supérieures à celles du point critique. (Température du point critique du CO₂ : 31,3°C ; à une pression de 72,9 bars).

La littérature nous rapporte que les canalisations transportant des fluides supercritiques sont plus sensibles aux ruptures en services que celles transportant du gaz naturel (gaz le plus répandu dans le monde) sous sa forme gazeuse [5, 6]. Cette sensibilité à la rupture est essentiellement due aux propriétés particulières du fluide lorsqu'il est dans un état supercritique.

Si une canalisation transportant du CO₂ supercritique est perforée, le fluide contenu sous une forte pression subit une détente brusque. Ceci se traduit par une brusque chute de température et de pression. La température peut alors atteindre -78°C. Le fluide supercritique tend vers un état où il subit le moins de contraintes, c'est-à-dire sous un état gazeux dans l'atmosphère, ce qui continuera d'alimenter la fuite tant que le flux du CO₂ supercritique ne sera pas stoppé. Ce type de rupture de canalisation entraîne une propagation rapide du défaut sur des distances plus ou moins grandes. Un tel incident peut avoir des répercussions considérables du point de vue environnemental ainsi que sur la santé, si la canalisation rompue est dans une agglomération. Il aura aussi un coût financier important pour l'exploitant dû à l'arrêt de l'installation, à la recherche de la rupture et au remplacement du tronçon concerné.

Compte-tenu de ce risque d'incident, il s'avère nécessaire de dimensionner correctement la conduite servant au transport du CO₂ supercritique. Le gazoduc devra donc avoir une résistance suffisante à l'initiation (amorçage) et à la propagation de la rupture.

1- 4 Éclatement du gazoduc

Le problème d'éclatement du gazoduc est très complexe. Cette complexité est due au fait que sa résolution est multidisciplinaire (hydrodynamique, mécanique de la rupture et déformation de coque). L'éclatement du gazoduc résulte de l'interaction entre le fluide transporté et la structure transportante. Par conséquent, l'hydrodynamique de la détente du gaz au moment de la rupture du gazoduc doit être étudiée en conjonction avec le comportement à la pointe de fissure. De plus, au moment de l'éclatement, les parois du gazoduc subissent une grande déformation de type plastique. Cette déformation n'est pas à négliger, elle affecte directement la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure.

1- 4.1 DÉCOMPRESSION DU GAZ

Au moment de l'apparition d'une fissure débouchante à la surface de la paroi du gazoduc, le gaz tend à s'échapper à travers l'ouverture créée. Cette décompression brutale implique la propagation, le long du gaz, de deux ondes de décompression à une vitesse de l'ordre de 300 m/s. Ces ondes strictement opposées joueront par la suite un rôle important sur la dynamique de la rupture du gazoduc. En effet, si la célérité de l'onde de décompression est inférieure à la vitesse de propagation de fissure, la pointe de fissure sera constamment chargée en pression initiale, d'où une propagation stationnaire et infinie de la fissure. Au contraire, la fissure est progressivement de moins au moins chargée jusqu'à l'arrêt de la propagation.

Afin de prédire la célérité de l'onde de décompression du gaz, un certain nombre de modèles ont été mis au point. Ces modèles numériques, comme la Méthode de Différence Finie (MDF) et la Méthode des Caractéristiques (MOC), ou expérimentaux tels que l'essai du tube à choc supposent un flux unidimensionnel (le long de l'axe de la conduite) et une

détente isentropique. Des recherches plus récentes menées par Elshahomi et al [7] qui ont étudié des cas plus complexes de détente d'un liquide ou d'un mélange biphasé (liquide + gaz). Ces recherches ont mis en évidence que le cas le plus défavorable est celui du transport à l'état biphasé. Étant à l'état supercritique, le CO₂ maintient sa pression lors de la décompression, figure 1.2. Ce comportement typique de mélange biphasé implique une force motrice stationnaire alimentant en énergie la propagation de la fissure [8, 9].

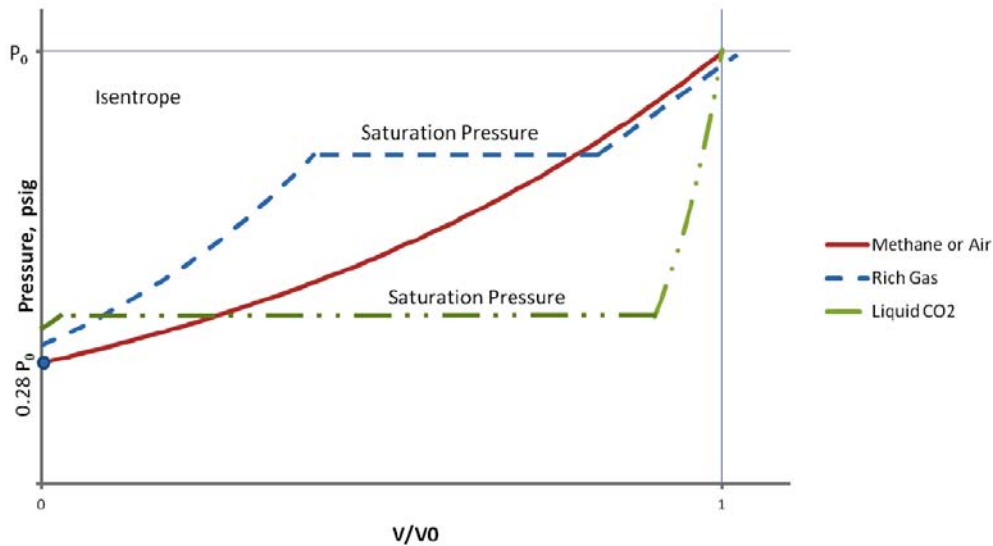


FIGURE 1.2 – Comportement de dépressurisation de différents gaz [8].

1- 4 .2 DÉFORMATION DE COQUE

Sous l'effet de la pression du gaz, les parois du gazoduc s'ouvrent et se déforment. La section du gazoduc passe alors d'une géométrie en "O" à une forme en "U". Cette ouverture n'est pas à négliger, elle participe au chargement de la pointe de fissure. Ce phénomène explique les différences entre les essais réalisés avec des gazoducs à l'air libre et ceux enterrés. Ce dernier cas limite la déformation des parois et favorise l'arrêt de la fissure.

1- 4 .3 COMPORTEMENT EN POINTE DE FISSURE

Ce travail de recherche est porté essentiellement sur le comportement et la tenue des gazoducs en présence d'une fissure. Pour ce faire, nous avons recouru à la Mécanique de la Rupture (MR). En effet, la Mécanique de la Rupture a pour objet l'étude de la fissure macroscopique. Les structures sont généralement dimensionnées pour que les contraintes nominales ne dépassent pas la limite d'élasticité du matériau, pour éviter la ruine par rupture de type ductile. Malgré tout, elles ne sont pas à l'abri d'une rupture de type fragile, que ce soit à partir d'une fissure existante avant la mise en service ou amorcée durant leur exploitation.

Rupture fragile du gazoduc La rupture fragile est le résultat de clivages transgranulaires. Ce mode de rupture se caractérise par une absorption non notable d'énergie et par une fissuration à vitesse très élevée, de l'ordre de 500 à 1000 m/s. Étant donné que le gaz ne peut "s'échapper" de la conduite à des vitesses supérieures à la vitesse acoustique (340 m/s), la pointe de la fissure fragile sera constamment exposée à la pression initiale. La propagation de fissure devrait, théoriquement, se poursuivre indéfiniment. Notons que le raccord de 13Km [10] de propagation de fissure le long du gazoduc a été enregistré dans le cadre d'une propagation de type fragile. Cette propagation rapide et instable de fissure apparaît avec l'augmentation des contraintes ou du champ de déformations au voisinage du fond de fissure, des températures d'exploitation basses, des grandes vitesses de chargements ou encore en présence de défauts préexistants ou créés durant le service. Par conséquent, et afin d'éviter toute propagation fragile de fissures, les codes de conception des gazoducs préconisent des exigences de ténacité, basées sur des essais d'impact (Essai de déchirement du poids de chute, DWTT et essai Charpy). Dans ce sens, des aciers dont la température de transition est plus basse que la température de service sont employés. Ceci est parfois difficile à atteindre, notamment dans les régions arctiques ou en cas dépressurisation de gaz biphasé (CO₂ par exemple).

Rupture ductile du gazoduc Le risque de rupture ductile est loin d'être négligeable. Alors que le code de dimensionnement s'intéresse principalement à éviter une déchirure fragile des gazoducs, une déchirure ductile de plus de 500 m a été enregistrée à la fin des années 60 [10]. Depuis, les spécifications imposent un niveau de résilience suffisant basé sur des essais d'éclatement à l'échelle réelle (Battelle [11], HLP [12],...).

La déchirure ductile se propage à des vitesses assez faibles (100 à 300 m/s), généralement inférieures à la célérité de l'onde de décompression du gaz. La fissure est de moins en moins sollicitée au cours de la propagation et s'arrête naturellement. Toutefois, il est possible que la fissure ductile se propage indéfiniment à cause de la nature du processus de décompression du gaz (cas du CO₂ par exemple). Il est primordial de s'assurer que le gazoduc ait une endurance suffisante pour arrêter le processus de la déchirure ductile.

La prévention de la propagation des fissures le long du gazoduc est réalisée par :

- Une exigence minimale de résilience, en termes d'énergie Charpy, pour éviter la rupture fragile ;
- Une exigence minimale de résistance à l'extension de fissure, pour s'assurer qu'une propagation de fissure ductile ne se produit pas.

Les spécifications exigées par les codes de conception de gazoducs, par exemple ASME B31, ont été établies à la base de vastes essais d'éclatement à grande échelle réalisés en Amérique du Nord et en Europe. Ces types de spécifications sont liés à des niveaux de confiance. Cependant, les publications originales devraient être consultées [13, 14]. De plus, pour les exigences du gazoduc moderne, le lecteur doit consulter les dernières directives d'EPRG [15]. Il convient de rappeler que ces approches semi-empiriques n'ont pas été validées sur des aciers de qualité supérieure au grade X65, les gaz riches et les gazoducs destinés à fonctionner à haute pression.

1- 5 Objectifs de la Thèse

Quatre grands objectifs ont été fixés dans le cadre de ce travail de recherche :

- Le premier objectif est l'étude du comportement du matériau utilisé pour le transport, le stockage et le captage du CO₂ supercritique. Cette étape est fondamentale afin de quantifier les différentes propriétés macros et microscopiques du matériau, API 5L X65 ;
- Le deuxième objectif est de confirmer la bonne tenue du matériau et de valider son utilisation industrielle pour le transport du CO₂ supercritique. À cet effet, le gazoduc doit satisfaire les exigences de dimensionnement de structure, ainsi qu'un niveau de ductilité minimale afin d'assurer les meilleures conditions de transport en terme de capacité et de sûreté ;
- Malgré, les précautions mises en place pour éviter autant que possible la rupture et la propagation de fissure dans le gazoduc, celle-ci restent inévitable même sous les conditions les plus conservatives qu'elles soient. Le troisième objectif est donc d'optimiser la longueur de la propagation de fissure en cas de défaillance de la structure de transport du CO₂ supercritique ;
- Le quatrième et dernier objectif, est de proposer une méthodologie numérique pour évaluer le risque d'éclatement du gazoduc transportant du CO₂ supercritique.

1- 6 Plan de Thèse

Chapitre 2 : Étude bibliographique

Section 1 : Mécanisme de la déchirure ductile Cette partie est consacrée à un inventaire des critères de rupture ductile compatible au problème de la propagation de fissure le long du gazoduc. Dans un premier temps, nous revenons sur les aspects macroscopiques et microscopiques du mécanisme de la déchirure ductile et les fondamentaux de la mécanique de la rupture linéaire et non-linéaire. À l'issue de cette étude bibliographique, nous définissons le critère d'endommagement de référence. La sélection de ce critère est soumise à un cahier des charges qui prévoit une étude numérique sous le code de calculs par éléments finis Abaqus.

Section 2 : Modèles d'éclatement du gazoduc/ Critère d'arrêt de fissure Dans cette section, nous fournissons un bref aperçu des approches établies pour résoudre le problème de la propagation de fissure et de son arrêt dans les gazoducs.

Les solutions initiales étaient toutes basées sur l'énergie absorbée et mesurée à partir d'éprouvettes de laboratoire, et corrélées au comportement à grande échelle. Ces méthodes ne décrivent pas le processus fondamental de la rupture. Il a fallu attendre la fin des années 80 et le début des années 90 pour que les problèmes de transférabilité soient pris sérieusement en considération. Par analogie avec la première section, nous adopterons une approche de référence afin de traiter le problème de la propagation de fissure ductile le long du gazoduc transportant du CO₂.

Chapitre 3 : Étude expérimentale

Une étude expérimentale sera menée pour caractériser le comportement à la rupture de la nuance API 5L X65, proposée pour la fabrication du gazoduc transportant du CO₂.

Dans la première partie, nous conduirons une étude approfondie de caractérisation mécanique de la nuance API 5L X65. La deuxième partie de cette investigation expérimentale

tale sera consacrée à l'évaluation de la capacité ductile de l'API 5L X65. Enfin, la dernière partie sera réservée à l'évaluation du CTOA critique du matériau API 5L X65. Nous avons proposé des mesures selon plusieurs méthodes pour sélectionner une méthode préférentielle.

Chapitre 4 : Étude numérique

Ce chapitre est dédié à une étude numérique. L'objectif est de simuler la propagation de fissure le long d'un gazoduc fabriqué en API 5L X65 et transportant du CO₂ dans son état supercritique. Nous consacrerons la première partie de ce chapitre à l'implémentation de l'approche CTOA dans le code Abaqus. Ce critère est choisi comme l'approche de référence dans la modélisation de la déchirure ductile.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, nous répondrons à la question de l'éligibilité d'un gazoduc fabriqué en API 5L X65 au transport du CO₂ supercritique. Cette étude numérique sera clôturée par une approche de validation de notre démarche de traitement du problème d'éclatement du gazoduc.

Chapitre 5 : Ajustement du modèle Battelle

Ce dernier chapitre est consacré à une tentative d'ajustement du modèle Battelle, l'objectif de cette étude est de généraliser l'approche à deux courbes (Two Curves Method, TCM) pour des matériaux à hautes résistances et ténacités. À cet effet, nous conduisons une campagne des simulations d'éclatement du gazoduc, dont nous étudions l'influence de multiples paramètres sur la cinématique de la propagation de fissure ductile le long du gazoduc. Dans un premier temps, nous investiguons les effets de la géométrie du gazoduc sur la pression d'arrêt et la vitesse de propagation de fissure. Puis, nous examinons les effets des paramètres intrinsèques du matériau du gazoduc, à savoir la limite d'élasticité et la résistance à l'extension de fissure. Enfin, nous proposons une nouvelle formulation des équations de la pression d'arrêt et de la vitesse de propagation de Battelle.

Chapitre 2

Étude bibliographique

Sommaire

2- 1 Mécanisme de la déchirure ductile	10
2- 1.1 PROCESSUS DE DÉGRADATION	11
2- 1.2 MÉCANIQUE DE LA RUPTURE	16
2- 1.3 MODÉLISATION DE LA DÉCHIRURE DUCTILE	20
2- 1.4 CHOIX DU MODÈLE	33
2- 2 Modèles d'éclatement du gazoduc	36
2- 2.1 ESSAIS D'ÉCLATEMENT DE TUBES	36
2- 2.2 MODÈLES D'ÉCLATEMENT DU GAZODUC	38
2- 2.3 CHOIX DU MODÈLE	56
2- 3 Bilan	57

L'amorçage de la fissure entraîne généralement sa propagation rapide sur plusieurs centaines de mètres, voire de kilomètres. De tels désastres conduisent à des pertes humaines et financières assez graves, et doivent être évités autant que possible. Par conséquent, une question importante est de savoir si et quand la propagation de fissure s'arrêtera. Étant donné que la mise sous pression du gazoduc en présence d'un défaut est la première cause d'amorçage de fissure [16]. Ceci n'implique pas, systématiquement, sa propagation. En effet, l'usage des aciers à haute ténacité permet d'éviter la fragile propagation des fissures. Même si ce mode de propagation de fissure peut être évité avec succès par l'usage d'acier à haute résistance, la rupture ductile demeure le mode de défaillance le plus important dans le gazoduc moderne [17]. Il se produit lorsque la force motrice, activée par la pression interne du gaz, excède la ténacité du matériau. Les conditions de propagation ou d'arrêt de fissure sont fixées par les interactions fluide/ structure/ rupture.

De nombreux modèles, du type analytiques ou numériques, ont été développés pour caractériser la décompression du gaz sous l'hypothèse d'un écoulement isentropique en utilisant la Méthode de Différence Finie ou la Méthode des Caractéristiques. Cependant, la modélisation de la rupture ductile reste, jusqu'à nos jours, une tâche complexe qui mérite des efforts de recherche. Étant concerné par ce problème dans l'étude de l'intégrité du gazoduc transportant du CO₂ supercritique, un inventaire dans la littérature des critères potentiels de la déchirure ductile est proposé dans la première section de cette étude bibliographique.

La deuxième section est consacrée aux modèles d'éclatement du gazoduc. À leur tour, ces modèles évaluent les conditions de propagation de fissure à la base d'une comparaison entre la résistance à l'extension de fissure du matériau et la force motrice générée par le gaz.

À l'issue de cette étude et en fonction de nos choix, il serait possible de modéliser la propagation de la fissure, le long du gazoduc transportant du CO₂, à travers un modèle d'éclatement couplé à un critère de déchirure ductile.

2- 1 Mécanisme de la déchirure ductile

L'évaluation de l'intégrité d'une structure transportant du gaz en présence de défauts est un défi tant industriel que sécuritaire. Dans ce cadre, l'implication des chercheurs s'explique par la nécessité de prévoir correctement l'amorçage, la propagation et l'arrêt de ces fissures. Dans le but de caractériser le comportement de la fissure, d'un milieu élastique linéaire, les fondamentaux de la Mécanique Linéaire de la Rupture ont été établis dès l'année 1920. Beaucoup plus tard et suite à l'apparition de matériaux ductiles plus robustes, la théorie de la mécanique de la rupture s'est complexifiée et la mécanique non-linéaire de la rupture est apparue comme une alternative. Dans ce contexte, le comportement plastique non-linéaire a été introduit à travers des paramètres tels l'intégrale de contour et l'écartement à fond de fissure.

Toujours dans le cadre macroscopique de la mécanique de la rupture, nombreux sont les auteurs qui ont démontré l'insuffisance d'un seul paramètre pour décrire les mécanismes complexes de la déchirure ductile. Dans un premier temps, ils ont proposé des extensions basées sur le second paramètre du champ de contraintes au voisinage du fond de fissure. Puis, des approches locales ont introduit explicitement les mécanismes microscopiques de la déchirure ductile, à savoir la nucléation, la croissance et la coalescence des cavités. Les travaux sur ces thèmes ont abouti à trois grandes familles : les approches globales, numériques et locales.

Cette partie est consacrée à un inventaire des critères potentiels de déchirure ductile applicables aux problèmes de propagation de fissure ductile le long du gazoduc. Dans un premier temps, nous revenons sur les aspects macroscopiques et microscopiques du mécanisme de la déchirure ductile et les fondamentaux de la mécanique de la rupture linéaire et non-linéaire.

Dans un deuxième temps, nous aborderons les approches globales qui reposent sur l'angle d'ouverture de la fissure CTOA, et la Courbe-R. Puis, nous évoquerons la méthode numérique basée sur la zone cohésive. Enfin, à titre non exhaustif, nous dénombrerons quelques approches locales. À l'issue de cette étude bibliographique, nous définissons le critère d'endommagement de référence. La sélection de ce critère est soumise à un cahier des charges qui prévoit une étude numérique avec le code de calcul par éléments finis Abaqus.

2- 1 .1 PROCESSUS DE DÉGRADATION

2- 1 .1.1 ASPECT MACROSCOPIQUE

Au plan macroscopique, la rupture ductile est toujours caractérisée par la présence d'une zone à forte déformation plastique. Typiquement, la rupture ductile fait apparaître une surface mate en relief et comporte, si la sollicitation est de traction, une zone de striction. Dans ce mode de rupture, il est difficile de distinguer "précisément" la zone d'amorçage et la direction de propagation de fissure. Au plan microscopique, le faciès, généralement orienté, est pourvu de nombreuses cupules et inclusions. Ces ruptures sont transgranulaires, figure 2.1.

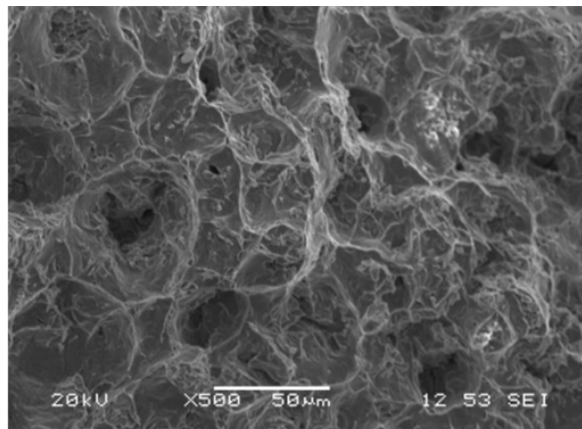


FIGURE 2.1 – Fractographies avec un aspect à cupules (microcavités) [18].

La surcharge en traction est le mode de rupture ductile le plus familier. Lorsque la charge maximale est atteinte, la déformation plastique se localise dans une petite portion de la structure de telle sorte que la striction se produit. En l'absence d'impuretés (particules de seconde phase) dans le matériau, il est possible d'imaginer une striction totale de la section. Une variété d'éprouvettes de laboratoire est utilisée pour mesurer les propriétés et déterminer les caractéristiques essentielles au processus d'endommagement dans les matériaux ductiles sous chargements quasi-statiques. Largement mis en avant, trois catégories d'éprouvettes sont utilisées : lisses, entaillées et fissurées, figure 2.2. Ces

éprouvettes sont caractérisées par la triaxialité des contraintes β définie comme le rapport de la contrainte hydrostatique et de la contrainte équivalente de Von Mises. Sensible à la triaxialité des contraintes, les propriétés à la rupture, à l'échelle macroscopiques, dépendent de la géométrie d'éprouvette et le type de défaut. La forte influence de la triaxialité sur la déformation à la rupture des matériaux a été largement documentée par Garrison et Moody [19]. Garrison postule que la déformation à rupture est inversement proportionnelle à la triaxialité des contraintes. Pour une éprouvette axisymétrique et lisse, la valeur de β est initialement égale à 1/3 et augmente suite à l'apparition de la striction. À l'issue d'un essai de traction sur une telle éprouvette lisse, les propriétés de déformation à la rupture ϵ_f et la striction sont mesurées.

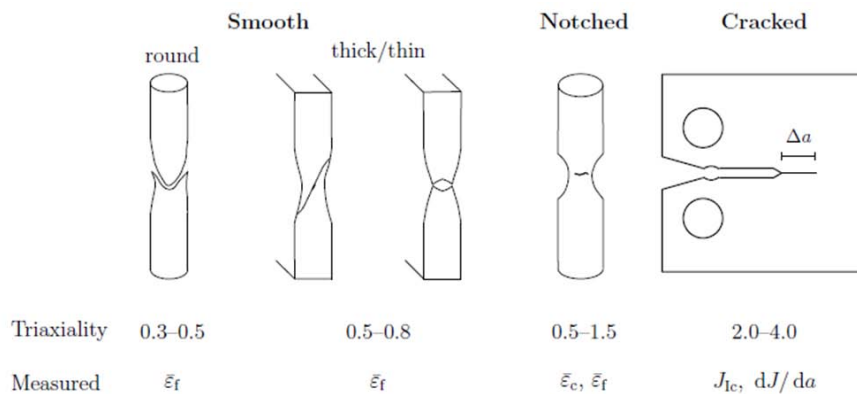


FIGURE 2.2 – Éprouvettes couramment utilisées lors d'essais de rupture ductile. Niveaux de triaxialité de contraintes et les propriétés à rupture correspondants [20].

Le niveau de la triaxialité d'éprouvette fissurée peut atteindre des valeurs élevées, d'environ 3, au voisinage du fond de fissure. Cependant, en raison de la diminution de la vitesse du durcissement en grande déformation, le seuil de β égale à 4 ne peut pas être franchi dans des conditions réalistes, McMeeking [21]. Pour ces valeurs élevées de β , la déformation à rupture du matériau est largement plus faible que l'éprouvette lisse. Évidemment, la déformation à rupture n'est pas accessible à la mesure, même dans un sens moyen et approximatif, dans le cas de l'éprouvette fissurée. Cependant, ce type d'éprouvette, à forte triaxialité, est généralement utilisé pour mesurer la ténacité d'un matériau ductile via le concept de l'Intégral J, Rice [22]. Dans la pratique, la ténacité se mesure à l'état stable de la propagation sur des distances assez importantes, d'où la correction de l'intégrale J tenant compte de l'accroissement de la fissure.

Parallèlement à l'intégrale de contour J, certains auteurs ont introduit la notion d'un angle d'ouverture du fond de fissure (CTOA) et préconise son utilisation comme critère pour simuler la propagation des fissures dans les structures complexes, Newman et al. [23].

Il est notable que, dans les structures épaisses fissurées, l'avancement de la fissure ductile dans la section médiane est plus rapide qu'auprès des surfaces libres, figure 2.3. Ce phénomène, communément appelé effet "tunnel", s'explique par la forte variation de la triaxialité des contraintes dans l'épaisseur. Bien que l'effet de la triaxialité des contraintes sur la déformation à rupture soit important, d'autres paramètres ont été évoqués pour caractériser la rupture ductile au cours des dernières années, Wierzbicki [24] et Faleskog [25], et concernent principalement l'angle de Lodé. De ce qui précède, il résulte que la déformation à la rupture et la ténacité des matériaux sont les propriétés caractéristiques de la rupture ductile, et que l'effet de l'état de contraintes sur ces propriétés doit être évalué à travers des essais typiques. Bien que différents modes de déchirures ma-

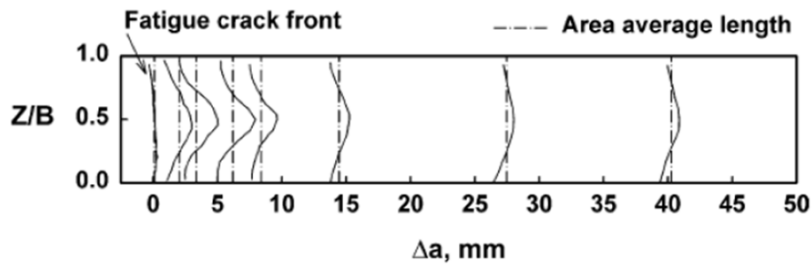


FIGURE 2.3 – Forme du fond de fissure de l'éprouvette CT [26].

croscopiques puissent être observés (plats, inclinés etc.), toutes les surfaces de rupture révèlent un aspect microscopique similaire à cupules issus de micro-mécanismes expliquant l'amorçage et l'accumulation d'endommagement. Ces mécanismes seront abordés par la suite.

2- 1 .1.2 ASPECT MICROSCOPIQUE

L'avènement de la Microscopie Électronique à Balayage (MEB) a transformé notre compréhension de la déchirure ductile des métaux et de leurs alliages. En effet, en 1957, Plateau et al. [27] ont réussi la première microfractographie de la surface d'une rupture ductile. Depuis, il est admis que la ductilité à température ambiante d'alliages métalliques est affectée par leurs teneurs en inclusions. L'effet de la fraction volumique des inclusions, sur la ductilité des alliages d'acier, a été décrite par Edelson et Baldwin [28] en 1962. La phénoménologie de la déchirure ductile peut-être décrite par trois étapes couramment observées, figure 2.4 :

- Nucléation ou germination des cavités ;
- Croissance de ces cavités ;
- Coalescence des cavités jusqu'à l'amorçage d'une fissure macroscopique.

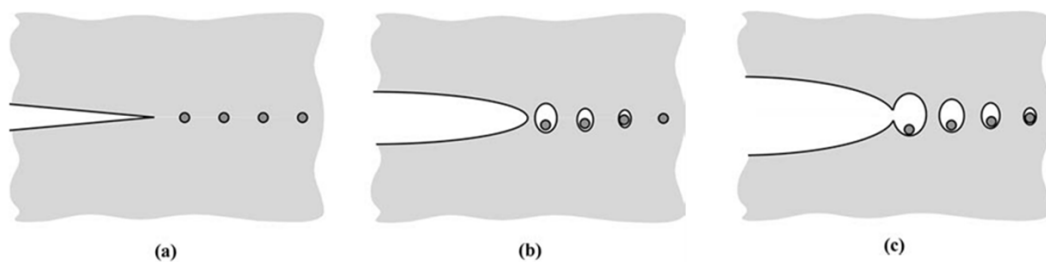


FIGURE 2.4 – Représentation schématique des trois stades de la rupture ductile, (a) Amorçage des cavités ; (b) croissance des cavités et (c) Coalescence des cavités [29].

L'activation de ce mécanisme d'endommagement nécessite la présence d'inclusions de différentes formes, tailles et phases dans le matériau [30]. Ces inclusions sont supposées soumises à des sollicitations de type traction, flexion ou cisaillement. Le processus d'endommagement est fortement influencé par la déformation plastique et la triaxialité des contraintes. Ce mécanisme peut-être illustré par l'isolation d'un VER (Volume Élémentaire Représentatif) soumis à un chargement de type traction uni-axiale contenant des inclusions, figure 2.5.

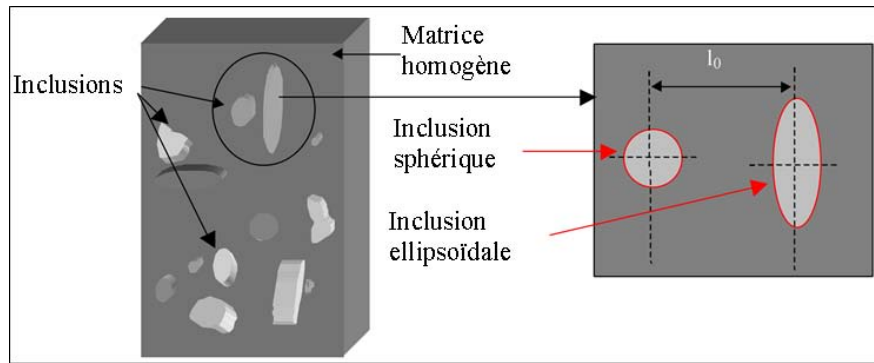


FIGURE 2.5 – Schématisation d'un acier contenant diverses inclusions [31].

Nucléation ou germination : Originaires de la rupture ductile, la germination (ou nucléation) se manifeste par l'apparition des microcavités entre la matrice et les inclusions, figure 2.6. Ces cavités résultent de la concentration locale des contraintes aux zones bi-rigides (matrice, inclusion). En fonction du niveau de déformation plastique, on dénombre deux modes de germination, l'un par rupture de l'inclusion et l'autre par décohésion des inclusions de la matrice.

Il faut bien noter que, durant le stade de germination, les cavités sont infinitésimalement petites. Ceci implique que ni les propriétés élastiques, ni les propriétés plastiques ne sont sensiblement affectées.

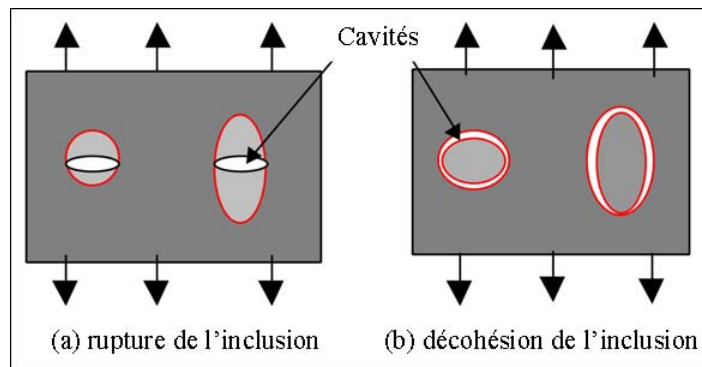


FIGURE 2.6 – Schématisation du mécanisme de germination des cavités [31].

Croissance des cavités : Les cavités générées au cours du stade de germination subissent une croissance irrégulière sous l'effet combiné de la déformation plastique et la pression hydrostatique (triaxialité des contraintes). À partir d'une certaine taille et concentration, les cavités sont susceptibles de modifier le comportement local du solide.

Coalescence des cavités : La croissance des cavités n'est pas infinie. Pour une certaine taille critique, les cavités finissent par s'interconnecter par coalescence. Ces coalescences conduisent à la formation de macro-fissures entraînant la rupture du matériau, figure 2.7. La coalescence des cavités conduit à de nombreux modes de ruptures qui dépendent fortement de la microstructure, des conditions de sollicitations et des propriétés d'écoulement plastique de la matrice. Trois modes de rupture ont été dénombrés par Benzerga [20] :

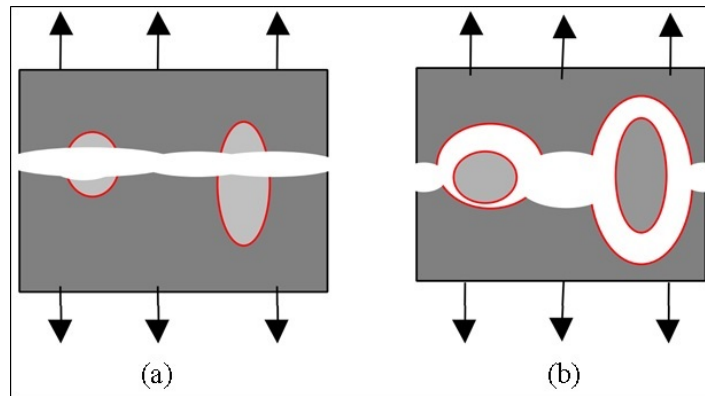


FIGURE 2.7 – Stade ultime de coalescence et rupture totale du VER [31].

- La rupture par striction interne entre les cavités, figure 2.8 (a) ;
- La coalescence dans une bande de micro-cisaillement, figure 2.8 (b et c). Ce mode de coalescence est dû, à priori, à l'instabilité par dislocation de la sous-structure et la concentration de contraintes qui entraîne sa propagation [32] ;
- La coalescence de cavités et la formation de colonnes de vides, figure 2.8 (d).

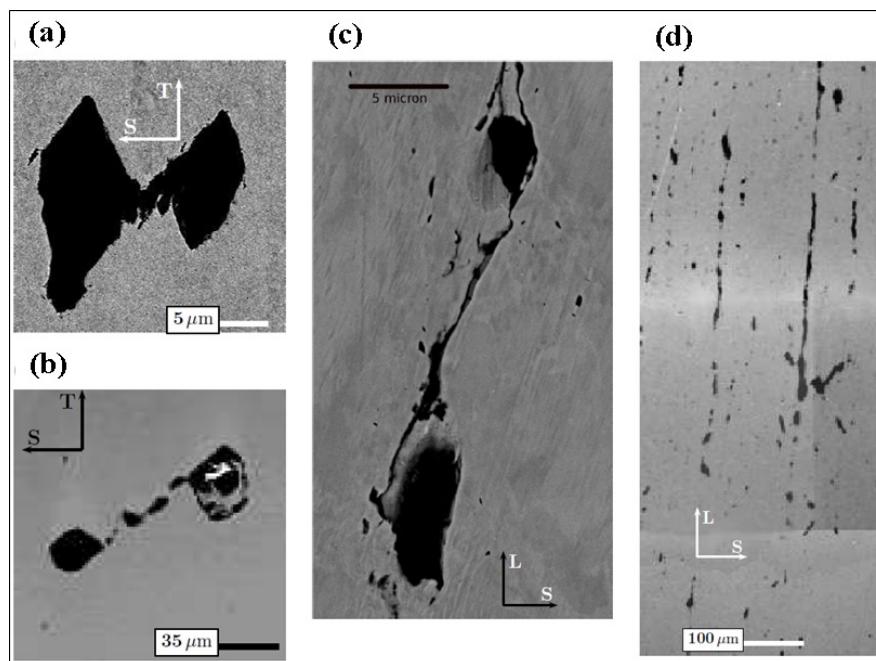


FIGURE 2.8 – Modes de coalescence, (a) striction interne entre deux cavités, (b), (c) coalescence dans une bande de micro-cisaillement, (d) coalescence dans des colonnes (T, L : axes de chargement) [20].

La forme finale de la surface macroscopique de la rupture ductile dépend des mécanismes de coalescence des cavités mis en jeu. On distingue au moins deux tendances de fissuration. La première par striction interne des cavités, et la deuxième par l'apparition d'une bande de cisaillement entre les cavités.

2- 1.2 MÉCANIQUE DE LA RUPTURE

La mécanique de la rupture a pour objectif la caractérisation du comportement des fissures susceptibles de se trouver ou d'apparaître dans les systèmes matériels soumis à des sollicitations mécaniques. À l'issue d'un bilan énergétique, à l'échelle macroscopique, la condition de croissance de la fissure est définie à travers des scalaires comme le Facteur d'Intensité de Contraintes (FIC) ou l'Intégrale-J. La fissure se manifeste par l'apparition d'une discontinuité des déplacements des lèvres de la fissure. La distribution de contraintes au voisinage de la fissure conditionnera les mouvements possibles de ces lèvres. Ainsi chaque mouvement est la combinaison de trois modes indépendants, figure 2.9.

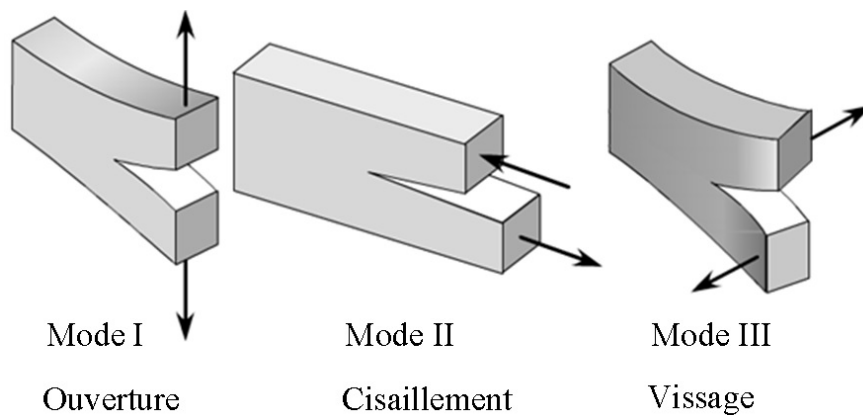


FIGURE 2.9 – Les trois modes possibles d'ouverture d'une fissure [29].

On distingue le mode I, où la contrainte globale σ_g appliquée au matériau fissuré s'exerce perpendiculairement au plan de la fissure et tend à ouvrir cette dernière. Si la contrainte appliquée est parallèle au plan de fissuration, deux autres modes sont alors possibles : le mode II, où la scission est perpendiculaire au front de fissure et le mode III où la scission est parallèle.

De ces trois modes, le mode I est le plus dangereux. Les modes II et III sont moins sévères. L'une des causes, est le frottement exercé par les deux surfaces non parfaitement planes à l'échelle microscopique. Ceci exige une dépense d'énergie supplémentaire due au frottement. Cette énergie s'ajoute à l'énergie de création de nouvelles surfaces de rupture et à l'énergie de déformation plastique dépensée pour créer le sillage plastifié dans le cas des matériaux ductiles. La fissuration, dans ces deux derniers modes, demande plus d'énergie pour se propager.

Les chercheurs du milieu du siècle dernier ont caractérisé les champs de contraintes et de déformations au voisinage de la fissure à travers le Facteur d'Intensité de Contraintes K . La valeur critique de ce paramètre, K_{Ic} , a servi comme critère d'amorçage et de propagation de fissure, et a pu être relié à l'énergie par unité de surface fissurée.

De nombreuses études introduisent un paramètre permettant d'étendre la mécanique de la rupture au comportement élasto-plastique. Par voie de conséquence, la Mécanique Élasto-Plastique de la Rupture (MEPR) s'avère comme une alternative nécessaire pour ces matériaux.

Depuis les années 60, la MEPR a été enrichie par un certain nombre de paramètres tels le CTOD (Crack Tip Opening Displacement) et l'intégrale de contour J , dont la paternité est attribuée à Rice [33, 34]. Ce paramètre énergétique a connu un large succès en raison de la

facilité de mise en œuvre et de ses propriétés, à savoir être représentatif du taux d'énergie disponible obtenue par une simple intégrale indépendante du contour.

2- 1 .2.1 MÉCANIQUE DE LA RUPTURE LINAIRE : APPROCHE À UN PARAMÈTRE

Calculer la taille critique des fissures présentes dans une structure et en prédire la ruine, sous sollicitations et conditions de fonctionnement données, sont les objectifs de la mécanique de la rupture. On désigne par Mécanique de la Rupture Linéaire (MRL) toute approche uni ou multi paramétrique qui étudie la rupture d'un milieu parfaitement élastique "linéaire", via un bilan énergétique à l'échelle macroscopique. Cette tâche est loin d'être simple, puisque la présence d'une fissure implique une singularité des contraintes à la pointe de la fissure dans les trois modes de fissuration.

Le bilan énergétique, qui caractérise le comportement de la rupture d'un milieu élastique, a été mis en évidence pour la première fois par Griffith [35]. Ce dernier a proposé un critère d'énergie pour la rupture des matériaux fragiles (élastiques), et a défini l'énergie par unité de surface fissurée notée G (Taux de restitution d'énergie), équation (2.1).

$$G = \frac{\pi (\sigma^\infty)^2 a}{E} \quad (2.1)$$

Avec E le module d'Young, σ^∞ la contrainte de traction appliquée et a la longueur de la fissure.

En supposant que la rupture se produit lorsque G atteint une valeur critique, notée G_c , une mesure intrinsèque de la ténacité du matériau s'avère possible. Vers les années 50, Irwin [36], chercheur au laboratoire de recherche navale américain et Williams [37], Institut Technologique de Californie, ont réussi à établir, de manière indépendante, la même formulation mathématique des champs de contraintes et déformations au voisinage du fond de fissure pour un milieu élastique. Ces formulations sont présentées par les équation (2.2) et (2.3), en mode d'ouverture, dans le cas des contraintes planes et lorsque l'ensemble des contraintes est appliqué sur un élément centré en un point M de coordonnées polaires (r, θ) , figure 2.10.

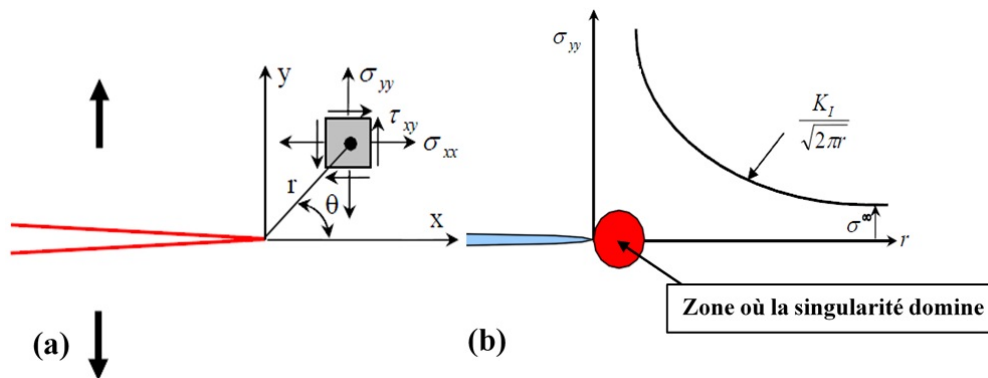


FIGURE 2.10 – (a) Distribution des contraintes près de l'extrémité d'une fissure, (b) Zone où la singularité domine [29].

$$\sigma_{ij} = K_\alpha \cdot \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}^{(n)}(\theta) \quad (2.2)$$

$$\varepsilon_{ij} = K_\alpha \cdot \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cdot g_{ij}^{(n)}(\theta) \quad (2.3)$$

Où σ_{ij} est le tenseur des contraintes, ε_{ij} le tenseur des déformations, K_α est le Facteur d'Intensité de Contraintes (FIC) en mode $\alpha = I, II$ ou III et $f_{ij}^{(n)}(\theta)$, $g_{ij}^{(n)}(\theta)$ sont respectivement les fonctions angulaires du $n^{i\grave{e}me}$ terme de la contrainte et de la déformation.

Les équation (2.2) et (2.3) ont des solutions asymptotiques. Lorsque r tend vers zéro, la contribution des termes d'ordre inférieur est plus importante que la contribution des termes d'ordre supérieur. Par conséquent, on suppose généralement que le premier terme K_α du développement de Williams est le seul terme important. En mode I pur, l'état local de contraintes peut être caractérisé à l'aide du seul paramètre K_I . Il est toujours utile de rappeler que cette formulation a été établie pour le mode de rupture en ouverture (mode I pur). Par analogie, cette formulation est valable pour le mode II et III.

Le Facteur d'Intensité de Contraintes K_I est un paramètre décrivant les contraintes et déformations en fond de fissure. Quand les contraintes ou les déformations, au voisinage de la fissure, atteignent une valeur critique, la fissure se propage. Cela implique que la rupture du matériau se produit lorsque K_I appliqué atteint une valeur critique appelée K_{Ic} , i.e., $K_I = K_{Ic}$.

Le Facteur d'Intensité de Contraintes critique K_{Ic} est supposé être un paramètre intrinsèque au matériau. Il représente la résistance du matériau "ténacité" vis-à-vis de l'amorçage de la fissure. La norme internationale impose, ISO 12135 ou ISO 12737, des essais sur des éprouvettes de type CT afin de déterminer ce paramètre.

La présence d'une fissure implique une singularité en $1/\sqrt{r}$ des contraintes au fond de fissure pour les trois modes de fissuration. En réalité, les contraintes infinies n'existent pas, la formation d'une zone plastique à la pointe de fissure conduit, par relaxation, à des contraintes finies. Selon Hamam [38] la forme et la taille de la zone plastique dépendent du niveau de chargement ainsi que des caractéristiques du comportement élasto-plastique du matériau. Les progrès en matière d'observations microscopiques, tant optique qu'électronique, ont permis à Bathias et al [39] d'observer cette zone plastique de la pointe de fissure de fatigue. Sa taille est estimée par la solution asymptotique de Westergaard [40], par le modèle d'Irwin [33] ou également par le modèle de Dugdale-Barenblatt [41].

Irwin considère l'existence d'une frontière entre les zones élastique et plastique correspondant au lieu des points où les contraintes atteignent la limite d'élasticité du matériau. Ainsi, pour le mode I de fissuration et en condition de contraintes planes, Irwin et al. [33] ont réussi à estimer la taille de la zone plastique r_p créée en amont du fond de fissure, lorsque $\theta = 0^\circ$, équation (2.4).

$$r_p = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{R_{p0,2}} \right)^2 \quad (2.4)$$

Où $R_{p0,2}$ est la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% de déformation plastique. Cette relation est obtenue en supposant que le matériau est élastique parfaitement plastique, figure 2.11.

De multiples études [42, 43, 44, 45, 46] ont mis en évidence que le Facteur d'Intensité de Contraintes et la ténacité à l'amorçage, K_{Ic} , dépendent fortement de la géométrie de l'éprouvette d'essai et est en aucun cas un paramètre intrinsèque au matériau. Étant donné que l'objectif de la MLR est d'évaluer l'intégrité des structures sous condition de fonctionnement à échelle réelle, il est naturel de s'intéresser à la transférabilité entre l'éprouvette et la structure en question.

L'immense majorité des études, sur cette problématique, ont conclu que le Facteur d'Intensité des Contraintes seul ne permet pas la description de la distribution des contraintes au voisinage du défaut (fissure, entaille). D'où l'extension de la Mécanique Linéaire de la Rupture vers des approches bi-paramétriques.

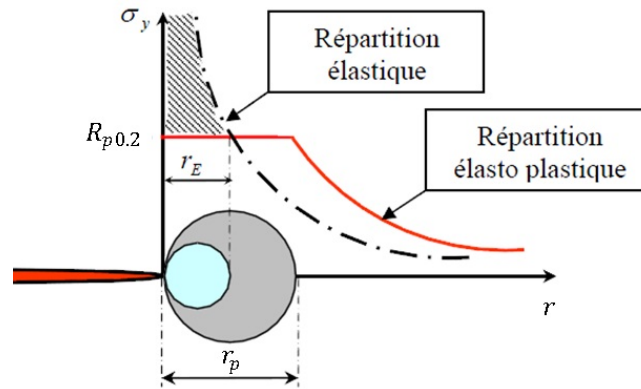


FIGURE 2.11 – Répartition des contraintes élastiques et élasto-plastiques dans le plan de la fissure en fond de fissure [29].

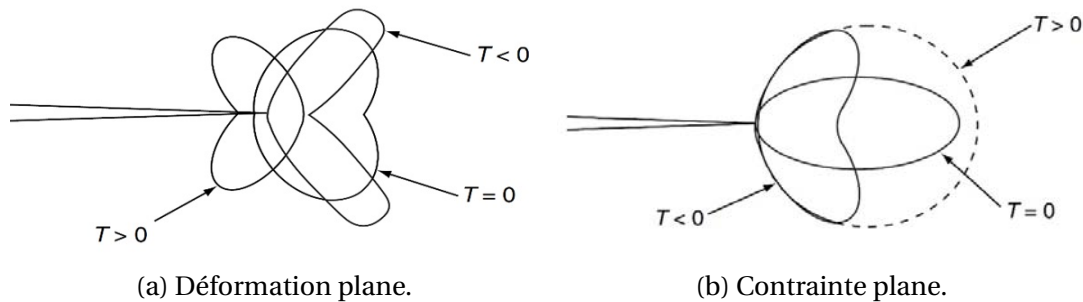
2- 1 .2.2 EXTENSION DE LA MÉCANIQUE LINÉAIRE DE LA RUPTURE : APPROCHE À DEUX PARAMÈTRES

Garrison [19] a montré que la variation de la triaxialité, d'une structure à une autre, traduit les effets des différents paramètres géométriques et les conditions de chargements. L'approche à deux paramètres est développée pour répondre à la dépendance de la ténacité avec la triaxialité des contraintes. Anderson [47] se base sur l'extension des champs de contraintes en fond de fissure, établie antérieurement par Williams [48], et O'Dowd et Shih [49] sur les termes d'ordre supérieur. Pour cela, le Facteur d'Intensité de Contraintes est associé à la contrainte T dans le cas d'un matériau élastique, et par la variable Q pour le matériau à comportement élasto-plastique. Concrètement, cette approche consiste à écrire les champs des contraintes en fond de fissure sous la forme suivante :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta) + T \delta_{xi} \delta_{xj} \quad (2.5)$$

Où T est une contrainte uniforme qui correspond aux contraintes de compression transverses. T est une contrainte parallèle au plan de fissure. Elle n'intervient que sur σ_{xx} et influence la contrainte hydrostatique et la triaxialité.

Malgré le fait que la contrainte T soit calculée à partir des propriétés élastiques linéaires du matériau, elle joue un rôle important dans le cas de rupture élasto-plastique. Une étude de Larsson-Carlsson (1973) [50] a montré que la contrainte T peut avoir une influence, non-négligeable, sur la taille et la forme de la zone plastique. De plus, dans le cas d'une zone plastique confinée, la taille de celle-ci peut être évaluée avec plus de précision en incluant la contrainte T en tant que second paramètre de fissuration. La figure 2.12 montre de manière schématique le rôle de la contrainte T sur la forme et la taille de la zone plastique en déformations planes ainsi qu'en contraintes planes. On constate qu'en déformations planes, la positivité de la contrainte T change complètement la forme de la zone plastique puisque les "ailes" de cette dernière se renversent. D'après Cotterell et al. [52, 53], la contrainte T caractérise aussi la stabilité de la direction de propagation de fissure. En effet, si $T < 0$ la fissure se propage de manière stable, alors que si $T > 0$ la fissure est instable. Ces approches bi-paramétriques ont été minutieusement présentées avec plus de détails par Parks [54]. Il a conclu que toutes ces approches globales perdent toute crédibilité et validité dans le cas d'un chargement non proportionnel (charge-décharge, propagation de fissure...), ou quand le matériau est visqueux ou soumis à un transitoire thermique. La conviction de Parks rejoint celle d'Anderson qui a mis en doute la capacité

FIGURE 2.12 – Influence de la contrainte T sur la zone plastifiée [51].

de l'approche globale à deux paramètres à résoudre le problème de la transférabilité. Par ailleurs, Anderson propose d'inclure un critère local de rupture qui prédit correctement l'influence de la triaxialité sur la ténacité des composants.

2- 1 .2.3 MÉCANIQUE DE LA RUPTURE NON LINAIRE

L'hypothèse d'un comportement élastique et linéaire, ou une plastification à fond de fissure confinée, restreint largement l'application de la Mécanique Linéaire de la Rupture aux matériaux fragiles ou peu déformables, alors que l'acier moderne bénéficie d'une ductilité assez importante. L'utilisation des approches de la MLR est quasiment impossible, et dans la plupart des cas excessivement conservatrice. Une approche alternative s'avère nécessaire pour ces matériaux.

La Mécanique Élasto-Plastique de la Rupture (MEPR) ou Mécanique Non Linéaire de la Rupture (MNLR) s'applique aux matériaux ductiles lorsque le comportement reste toutefois indépendant du temps (pas d'effets dynamiques ou de viscosité, absence de fluage...). Par analogie avec la MLR, la MEPR a été enrichie dès les années 60 par un certain nombre de nouveaux critères tels que le CTOD (Crack Tip Opening Displacement), l'intégrale du contour notée Intégrale-J et plus récemment le CTOA (Crack Tip Opening Angle). Tous ces paramètres ont pour objectif de décrire les conditions à l'extrémité d'une fissure (champs de contraintes et de déplacements) et possèdent la capacité d'être appliqués comme critères de rupture.

Les valeurs critiques de l'Intégrale-J, CTOD et de CTOA conduisent à des valeurs de ténacité des matériaux peu dépendantes de la géométrie des structures, même lorsque la plastification à l'extrémité des fissures est importante.

2- 1 .3 MODÉLISATION DE LA DÉCHIRURE DUCTILE

Nombreuses sont les approches qui ont tenté la formulation de la déchirure ductile. Toutes ces approches s'inscrivent dans trois grandes familles :

- Approches globales ;
- Approches locales ;
- Approches dites phénoménologiques.

Les approches globales ou énergétiques de la Mécanique de la Rupture sont évoquées dans les paragraphes précédents. Elles s'intéressent à l'évolution de la ténacité à travers le Facteur d'Intensité de Contraintes ou l'Intégrale-J qui traduit la dissipation d'énergie lors de l'ouverture de la fissure. La description globale vient du fait que ces approches

caractérisent la déchirure ductile par l'étude du comportement global de la structure fissurée sur le plan énergétique. Ces approches partent du principe que la propagation de fissure est un phénomène dissipatif.

En parallèle, les approches dites locales explicitent les mécanismes de la déchirure ductile (nucléation, croissance, coalescence de cavités) par une étude des champs de contraintes et de déformations au voisinage du fond de fissure. Ces approches se distinguent par leurs aspects physique et thermodynamique, mais leur formulation reste un défi à relever.

Selon les experts de la modélisation numérique [55, 56, 57], trois méthodes sont potentiellement pratiques. La première, appartenant aux approches globales, se base sur l'angle d'ouverture de fissure (CTOA) ou l'écartement de fissure CTOD. La seconde est une approche locale, s'appuyant sur le mécanisme d'évolution de l'endommagement au sein d'un matériau. La dernière, appartenant à la classe des méthodes dites phénoménologique, utilise la zone cohésive (CZM) pour laquelle la loi de séparation est explicitement exprimée.

Au cours de cette partie, quelques exemples de critères, potentiellement possibles pour la caractérisation de la propagation de fissure le long du gazoduc, sont évoqués et comparés afin de définir le cadre du modèle de référence. Le choix de ce cadre est soumis à de nombreuses conditions.

Une condition fondamentale du choix du critère de rupture (endommagement) est sa simplicité, qui se traduit sous deux volets, la facile application permettant la projection ou l'extension d'un nouveau modèle d'éclatement du gazoduc dans la norme. Le deuxième volet résulte implicitement du premier, à savoir réduire au maximum le nombre d'inconnus, donc réduire les expérimentations. En termes de simplicité, les approches globales et phénoménologique apportent une réponse simple et sans équivoque. Enfin, la condition la plus technique porte surtout sur le fait que l'étude numérique doit être réalisée avec le code de calcul par éléments finis Abaqus.

2- 1 .3.1 APPROCHE LOCALE

Des nombreuses approches de type locales figurent dans la littérature. Elles sont intégrées dans deux grandes familles :

- La première, connue sous le nom d'approche micromécanique, est basée sur la description des mécanismes de déchirure ductile évoqués auparavant (nucléation, croissance, coalescence de cavités) ;
- La deuxième famille est fondée sur l'ensemble des équations d'état et un cadre thermodynamique.

Les différents types de modèles d'endommagement de la déchirure ductile, leurs avantages et limitations, sont synthétisés dans l'analyse réalisée par Besson [58]. Nous nous contentons, dans le cadre de cette étude bibliographique, d'aborder seulement les modèles les plus utilisés et les plus pratiques pour détecter l'amorçage et l'extension de la fissuration.

Modèles micromécaniques Les modèles d'endommagement micromécaniques sont proposés à partir d'analyses micromécaniques rigoureuses. Ils ont été utilisés pour développer des extensions d'approches semi-empiriques en se basant sur les descriptions phénoménologiques des différents processus d'endommagement. Les premiers travaux dans ce sens sont portés par McClintock [59] et Rice [60]. L'analyse de la croissance d'une cavité cylindrique puis sphérique englobée dans une matrice parfaitement plastique et

infiniment rigide, figure 2.13 (a) et (b), a permis à McClintock puis Rice d'établir des critères de rupture ductile. Ces modèles supposent que l'écoulement plastique est découplé à l'endommagement. En effet, l'endommagement est lié uniquement à l'état de déformation plastique ainsi qu'au niveau de triaxialité de contraintes. Pour le cas d'une cavité sphérique, vraisemblablement plus réaliste, la croissance de la taille d'une cavité isolée dans un milieu parfaitement plastique infini est donnée sous une forme différentielle par Rice et Tracey [60], équation (2.6).

$$\frac{\dot{R}}{R} = \alpha \cdot \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_0}\right) \cdot \dot{\epsilon}_{eq} \quad (2.6)$$

Avec :

$$\sigma_m = \frac{1}{3} \cdot \text{trace}(\sigma) \quad (2.7)$$

Où α est un facteur de correction numérique, $\dot{\epsilon}_{eq}$ est la vitesse de déformation équivalente en termes de Von Mises et σ_0 est la limite élastique du matériau. La valeur initiale de α , donnée par Rice, est égale à 0,283. Cette valeur a été modifiée par Huang [61] pour une meilleure concordance avec les expérimentations. À la base de cette formulation de la croissance de cavité, Rice et Tracey ont proposé une définition simple d'un critère de rupture précisant que la rupture se produit lorsque le rayon normalisé de cavité R atteint sa valeur critique noter R_c , équation (2.8).

$$\frac{R}{R_0} = \left(\frac{R}{R_0}\right)_c \quad (2.8)$$

Avec R_0 le rayon initial de cavité, R/R_0 donné par l'intégration de l'équation de croissance, et $(R/R_0)_c$ est le niveau de croissance critique défini comme une propriété intrinsèque du matériau.

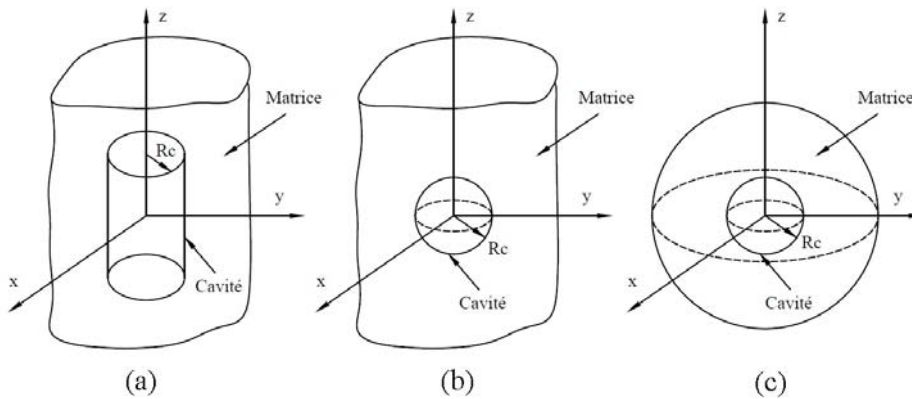


FIGURE 2.13 – Modèle de la croissance de cavité, (a) [59], (b) [60], (c) [62].

Plus tard, Gurson [62] a contribué à l'extension de ces approches en introduisant un modèle couplé qui se base sur la déformation d'un volume sphérique fini d'un matériau isotrope parfaitement plastique contenant une cavité sphérique, figure 2.13 (c). Il a introduit l'effet de la croissance des cavités et leurs interactions, ce qui n'est pas le cas pour le modèle de Rice et Tracey. En effet, le comportement global d'un matériau endommagé est pris en compte à travers une fraction volumique de cavité (ou porosité), f , dans le potentiel d'écoulement plastique. f , égal à 1, traduit la perte totale de résistance du matériau.

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_m} \right)^2 + 2f \cosh \left(\frac{3\sigma_h}{2\sigma_m} \right) - (1 + f^2) \quad (2.9)$$

Où f représente la fraction volumique de cavité et σ_m la contrainte d'écoulement de la matrice. Si f est nulle, nous retrouvons le critère de Von Mises.

Sous une pression hydrostatique nulle, l'équation (2.9) implique que $f > 0$. La rupture aura lieu quand la contrainte hydrostatique σ_h atteindra la limite d'écoulement plastique du matériau, dans ce cas $f = 1$. Ceci implique que le matériau est constitué uniquement de cavités, ce qui représente une prévision optimiste de la rupture.

En appliquant le principe de conservation de masse, l'évolution de la porosité peut s'écrire :

$$\dot{f} = (1 - f) \text{trace}(\dot{\epsilon}_p) \quad (2.10)$$

Avec $\dot{\epsilon}_p$ la vitesse de déformation plastique équivalente.

En raison de la surévaluation de la ductilité et certaines limitations dans le domaine des faibles niveaux de triaxialité, le modèle de Gurson a subi une série de modifications dont la première est porté par Tvergaard [63] qui a enrichi ce modèle par la définition de trois nouveaux paramètres q_i avec $i = 1...3$.

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_m} \right)^2 + 2 \cdot q_1 \cdot f \cosh \left(q_2 \frac{3\sigma_h}{2\sigma_m} \right) - (1 + q_3 \cdot f^2) \quad (2.11)$$

Ces paramètres q_1 , q_2 , et q_3 dépendent rigoureusement de la structure microscopique du matériau ainsi qu'au mode de chargement. Ces valeurs sont communément admises dans de nombreux travaux comme Besson et al. [58], par exemple.

La version la plus élaborée du modèle Tvergaard, connue sous le nom de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) [26], réduit le nombre de paramètres indépendants et introduit la notion de coalescence des cavités, équation (2.12).

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_*} \right)^2 + 2 \cdot q_1 \cdot f^* \cosh \left(q_2 \frac{3\sigma_h}{2\sigma_*} \right) - (1 + q_3 \cdot (f^*)^2) \quad (2.12)$$

Où σ_* est la contrainte d'écoulement du matériau non-endommagé, introduite initialement par Gurson [62]. La fonction f^* est définie par :

$$\begin{cases} f^* = f & f < f_c \\ f^* = f_c + \delta(f - f_c) & f > f_c \end{cases} \quad (2.13)$$

δ caractérise l'accélération de la croissance de la porosité, et est définie par :

$$\delta = \frac{f_u - f_c}{f_f - f_c} \quad (2.14)$$

Avec f_c est la fraction volumique de vide au début de la coalescence, f_u la valeur de la porosité lorsqu'une fissure apparaît, généralement prise égale à $1/q_1$, et f_u correspond à la porosité pour laquelle le matériau perd toute résistance. Au total, 8 paramètres sont donc à déterminer pour l'application de ce modèle, Tableau 2.1.

Le nombre élevé d'inconnues et leurs identifications particulièrement complexes avec un nombre élevé d'essais constituent un handicap majeur à cette méthode. Les essais expérimentaux sont généralement des essais de traction, mais aussi des observations sous Microscope Électronique à Balayage (M.E.B).

L'obtention de ces 8 paramètres implique aussi des simulations numériques, Springmann

TABLEAU 2.1 – Les 8 paramètres à identifier pour l'application de modèle GTN.

q_1, q_2 et q_3	Paramètres dépendants de la structure microscopique du matériau ;
δ	Pente d'accélération ;
f_0	Porosité initiale ;
f_f	Porosité à la rupture ;
f_c	Porosité à la coalescence des cavités ;
f_u	Porosité lors de l'apparition de la fissure.

et Kuna [64]. Il est toutefois possible de réduire le nombre de paramètres à déterminer soit à l'aide de certaines hypothèses, comme en prenant $f_u = 1/q_1$, soit en prenant des valeurs issues de la littérature pour les trois coefficients q_i . En procédant ainsi, il reste à déterminer :

- f_0 : déterminée à partir d'observations au microscope optique et d'une analyse d'image ;
- f_c : reliée généralement au terme de croissance, fonction de la fraction volumique du vide initial ;
- δ : un paramètre ajustable.

Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman [26] représente aujourd'hui le modèle d'endommagement le plus utilisé dans la littérature pour simuler la croissance ductile d'une fissure. De ce fait, ses applications sont multiples pour les problèmes des systèmes pré-fissurés [65] mais aussi sur des systèmes sains [66] en 2D ou 3D [67, 68]. Sa capacité de prédire correctement l'amorçage et la propagation de fissure, dans les cas du gazoduc, est examinée dans les travaux de Scheider [69] et Kim [70]. La comparaison avec d'autres modèles, par exemple la méthode de la zone cohésive, est assez bonne d'après les travaux de Kim, figure 2.14.

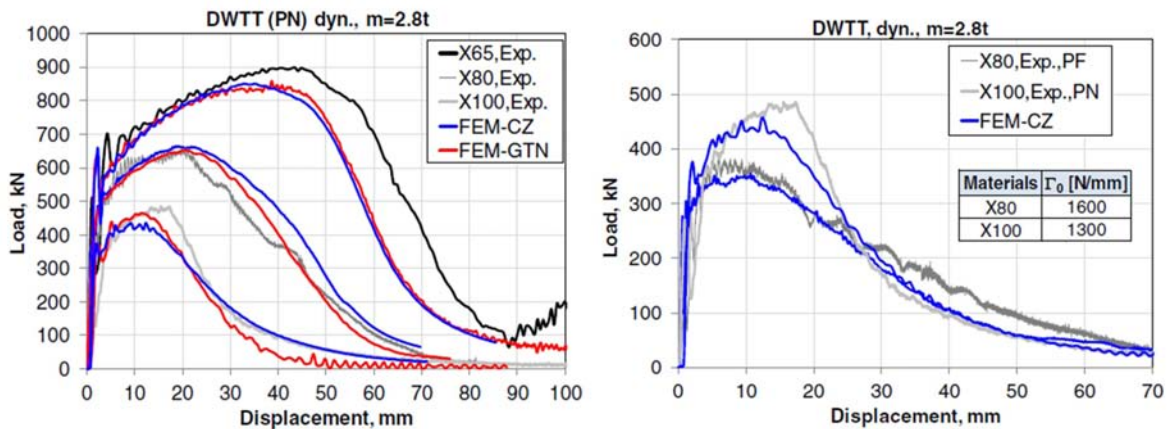


FIGURE 2.14 – Comparaison entre les modèles GTN et cohésive, éprouvette DWTT [69].

Malgré son bon potentiel pour prédire l'amorçage et la propagation de fissures pour diverses applications, le modèle GTN révèle de nombreux handicaps :

- La définition de la loi d'écrouissage isotrope lors du passage entre les échelles micro-macro ;

- La non transférabilité des paramètres d'une géométrie à une autre, soulevée par Zhang [71], nécessite donc d'introduire un facteur géométrique noté G dans l'équation. Cette problématique est récurrente à l'approche GTN, mais aussi à d'autres critères de type local ou global ;
- L'exigence d'une étape de validation par calibration (maillage, paramètres numériques...), entre la simulation numérique et les résultats expérimentaux, implique l'éventualité d'essais possibles, solution non envisageable pour notre étude.

Malgré ces déficiences, l'approche GTN est particulièrement prometteuse du fait de sa flexibilité. Elle peut être appliquée à différents matériaux, et à des problèmes plus complexes impliquant la viscoplasticité, le chargement cyclique et la dynamique rapide.

Modèle thermodynamique Les modèles de rupture thermodynamiques sont connus dans la littérature sous le nom de CDM (Continuous Damage Mechanics). En se basant sur les concepts du mécanisme de la déchirure ductile (nucléation, croissance, coalescence de cavités) et l'ensemble des équations d'état dans un cadre rigoureux de l'admissibilité thermodynamique, ces approches, classées comme des modèles d'endommagement locaux, ont été développées.

Le premier modèle d'endommagement a été proposé par Kachanov [72], qui a introduit une variable scalaire interne caractérisant le mécanisme de rupture locale. Deux décennies plus tard, Lemaitre [73] reprend le travail de Kachanov et définit la détérioration progressive du matériau précédant la rupture macroscopique. En effet, une variable interne quantitative "D" d'endommagement est liée à la déformation plastique et aux champs de contraintes. Concrètement, Lemaitre a isolé un élément de volume fini d'une taille suffisamment grande par rapport aux hétérogénéités du milieu, figure 2.15, dont il a défini par S l'aire d'une section de ce volume coupé par un plan normal \vec{n} et S_D la surface endommagée (fissures, cavités). Le niveau d'endommagement est défini par un simple rapport entre la surface S_D et la surface S, équation (2.15).

$$D_e^n = \frac{S_D}{S} \quad (2.15)$$

D_e^n caractérise le niveau d'endommagement dans une direction \vec{n} . D_e égal à zéro traduit l'état vierge "non endommagé" et D_e égal à 1 correspond à l'état rompu. Dans un problème isotrope, une variable scalaire D_e est parfaitement suffisante pour identifier le niveau d'endommagement. Cependant, la réponse anisotrope nécessite l'emploi de lois d'évolution suivant les trois directions.

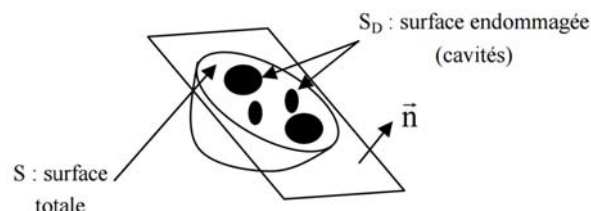


FIGURE 2.15 – Coupe d'un élément endommagé [74].

La formulation mathématique ainsi que la méthodologie de cette approche se trouve dans les ouvrages de Lemaitre [73] et d'autres auteurs [75, 76]. Dans le contexte d'un matériau élasto-plastique avec écrouissage isotrope, l'endommagement se manifeste sous

deux formes, l'adoucissement des contraintes et la dégradation de l'élasticité. Des modèles plus élaborés sont proposés tout en privilégiant le cadre thermodynamique. À titre d'exemple, on trouve le modèle de Rousselier [77, 78] et de Bonora [79, 80]. Ces approches dites "thermodynamique" ont fait leurs preuves pour le traitement du problème de la rupture ductile des plaques minces [18, 55] et pour la propagation ductile de fissures dans des tubes en aluminium [81]. La figure 2.16 montre les performances de la méthode de CDM pour la propagation de fissures dans des structures minces ductiles.

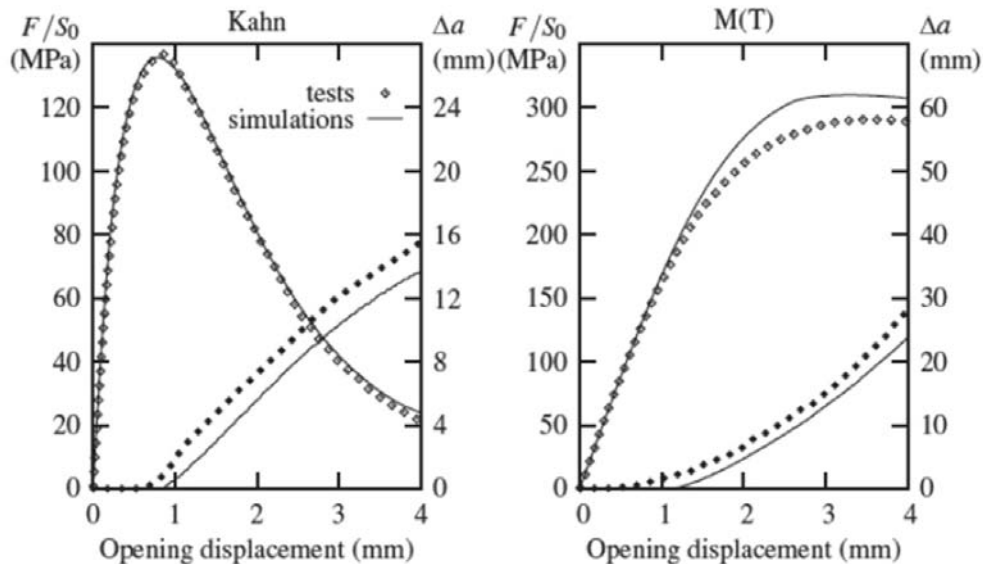


FIGURE 2.16 – Simulation des éprouvettes Kahn et M(T) [55].

Du fait de sa flexibilité et de sa possibilité d'être appliqué à plusieurs types d'alliages, ce modèle a été étendu au cas de chargements cycliques en fatigue. Cependant, ce modèle, assez récent, doit faire ses preuves de validation sur des structures réelles. À ce jour, il est difficile de se faire une opinion claire de ce modèle par rapport à ces concurrents tel le modèle de Gurson couramment utilisé et validé.

Parmi les majeurs désavantages de CDM, nous notons le nombre assez important de paramètres à identifier :

- D_0 : L'endommagement initial difficile à obtenir, surtout si l'historique du matériau est inconnue ;
- ε_{th} : À partir de cette valeur de déformation, l'endommagement débute et le phénomène de croissance des cavités domine ;
- ε_{cr}, D_{cr} : Valeurs critiques de la déformation équivalente et de l'endommagement ;
- α : Exposant d'endommagement.

Comme toute méthode locale, l'étape de validation est fortement recommandée pour cette approche, d'où le besoin d'expérimentations lourdes et rarement possibles. L'application sous Abaqus de cette approche se révèle problématique. Les lois CDM ne sont généralement pas implémentées. Il est nécessaire de développer un sous-programme "Subroutine" pour associer aux calculs par éléments finis ces nouvelles lois de comportement.

2- 1 .3.2 APPROCHE PHÉNOMÉNOLOGIQUE : MÉTHODE DE LA ZONE COHÉSIVE

Étant donné que la théorie de Griffith (mécanique linéaire de la rupture) est incapable de décrire d'une part l'amorçage des fissures de type ductile propre aux matériaux modernes, et d'autre part de prendre en considération la présence d'une zone de plastification en amont de la pointe de la fissure, les modèles cohésifs reposent essentiellement sur l'hypothèse d'une zone d'élaboration du processus d'endommagement, en amont de la pointe de la fissure. Cette zone est décrite comme une interface fictive le long de laquelle le champ de déplacement admet des discontinuités. Tout en conservant sa capacité de transmettre des efforts, la zone de transition se trouve entre la partie saine (non affectée par le processus d'endommagement) du matériau et sa partie rompue, figure 2.17.

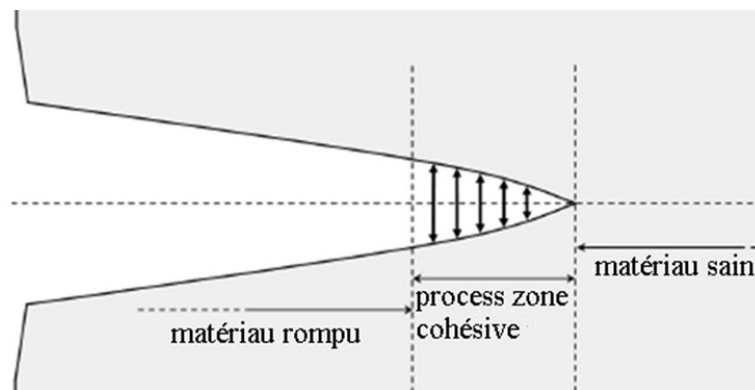


FIGURE 2.17 – Schéma de principe d'une zone cohésive.

Dans le but de remédier au problème de la singularité du champ de contraintes en fond de fissure, le concept de la zone cohésive a été introduit par Dugdale [41] et Barenblatt [82]. Il remonte aux années 60. Au milieu des années 70, Hillerborg et al [83] ont repris cette approche en introduisant les concepts d'énergie de rupture G_f , connue comme l'énergie surfacique minimale pour assurer la rupture définitive des deux lèvres de la fissure. G_f et la contrainte critique σ_c sont les deux paramètres matériau caractérisant une loi d'interface. Ces lois, connues comme lois cohésives ou lois de contrôle, permettent le passage entre le champ de contraintes et celui du déplacement à travers l'énergie de rupture Γ . Une loi cohésive s'écrit généralement sous la forme $\sigma = f(\delta)$; où σ est le champ de contraintes cohésives à trois composantes, et δ le champ de déplacement. Selon la nature du matériau (fragile, ductile, composite), et les conditions du chargement envisagées (cyclique, monotone...), de nombreuses lois cohésives ont été développées et proposées. Chaque loi cohésive est caractérisée par sa forme spécifique (polynomiale, multilinéaire...) et par deux paramètres, σ_0 une contrainte de traction maximale et δ_c un déplacement critique. Un élément cohésif est considéré rompu lorsque l'endommagement apparaît et que le matériau perd sa rigidité à la rupture ($\sigma = 0$). La modélisation de la rupture de certains types de matériaux par la zone cohésive est présentée sur la figure 2.18. Principalement, on dénombre quatre lois de contrôle :

- Loi polynomiale, Tvergaard [84] ;
- Loi multi-linéaire, Tvergaard et Hutchinson [85] ;
- Loi exponentielle, Xu et Needleman [86] ;
- Loi linéaire rigide, Camacho et al [87].

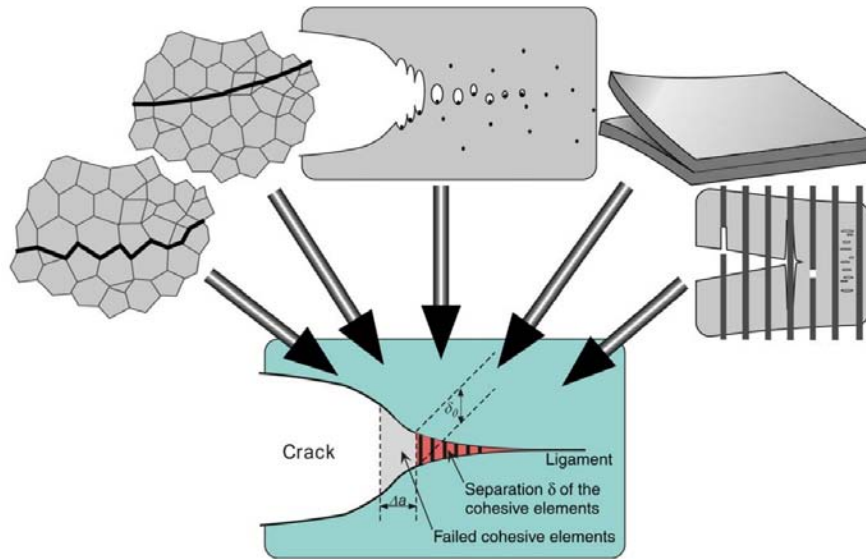


FIGURE 2.18 – Modèle cohésif [88].

La comparaison réalisée par Scheider et Brocks [88] entre la méthode CTOD/CTOA, et la méthode de la zone cohésive montre qu'il est possible d'obtenir de bons résultats dans la modélisation de la rupture des éprouvettes M (T), figure 2.19.

La méthode cohésive a été appliquée et validée dans de nombreux travaux [89, 90]. Scheider et Brocks [88] ont validé les résultats de cette approche par une simple comparaison avec les résultats expérimentaux. Un des points fort de cette méthode numérique est sa capacité d'être adaptée à un grand nombre de problèmes, sous diverses sollicitations, avec des systèmes de tailles quelconques et en deux ou trois dimensions. Contrairement aux approches globales, qui exigent un système pré-fissuré, la méthode de la zone cohésive peut tout aussi bien être appliquée à des systèmes non pré-fissurés.

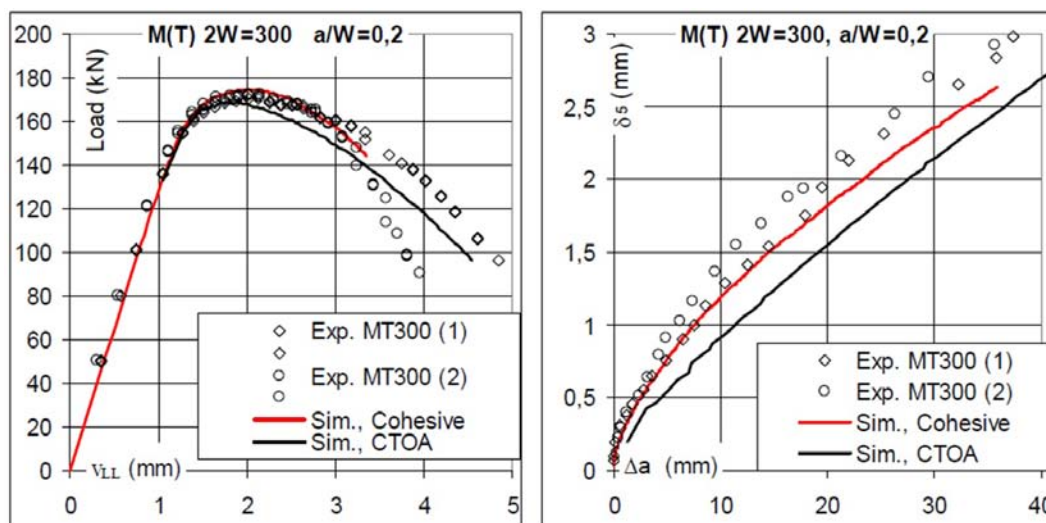


FIGURE 2.19 – Comparaison des résultats expérimentaux et des simulations CTOA, et méthode cohésive.

Les simulations sous Abaqus réalisées ont permis à Tang [91] une meilleure compré-

hension des difficultés d'implémentation de cette méthode. En effet, Tang [91] souligne que la définition de cette méthode dans la version 6.6 du code Abaqus révèle de nombreux inconvénients :

- De nouveaux paramètres, propres à l'implémentation, interviennent et leurs identifications est assez difficile ;
- La méthode nécessite la connaissance au préalable du chemin de propagation de la fissure. La fissure se propage toujours le long des éléments cohésifs sans jamais dévier à travers les éléments adjacents ;
- Cette méthode repose sur des grandeurs macroscopiques, mais ne tient pas compte des phénomènes intervenant à l'échelle microscopique.

Certains de ces inconvénients ont été corrigés par l'association avec une méthode numérique qui connaît un essor important depuis quelques années : X-FEM (eXtended Finite Element Method). Certes, X-FEM n'est pas un modèle numérique au sens propre du terme, mais il est important de l'évoquer. Cette méthode est très utilisée de nos jours comme un outil numérique pour la fissuration et le couplage avec des modèles telle la zone cohésive. Il a donné de bons résultats pour la modélisation de la propagation de fissures.

2- 1.3.3 APPROCHE GLOBALE

L'endommagement est considéré comme un phénomène dissipateur d'énergie. De ce fait, les approches globales ont été développées dans le cadre de la Mécanique de la Rupture. Dans cette discipline, l'intérêt est porté sur l'évolution de la ténacité en cours de propagation qui peut s'exprimer, dans le cas d'un comportement linéaire élastique, à travers le Facteur d'Intensité de Contraintes ou l'énergie de Griffith. Toujours dans le cas d'un comportement élastique, la résistance à la rupture ductile s'exprime à partir de la détermination expérimentale de la Courbe-R, ou de paramètres tel que le CTOD (Crack Tip Opening Displacement) ou CTOA (Crack Tip Opening Angle), en fonction de l'accroissement de la fissure Δa .

Le concept Courbe-R Krafft et al [92] ont postulé que pour un matériau et une épaisseur donnés, il existe une relation unique entre l'étendue de l'extension de fissure, Δa , et le Facteur d'Intensité de Contraintes appliqué, K_{app} , appelé courbe de résistance, ou encore Courbe-R, équation (2.16).

$$G = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{\Delta U}{e \cdot \Delta a} = 2\gamma_s \quad (2.16)$$

Avec ΔU l'énergie dépensée lors de l'extension Δa , $2\gamma_s$ l'énergie spécifique de création de surfaces et e l'épaisseur.

Cette courbe traduit, entre autre, la croissance du taux critique de restitution d'énergie en fonction de la longueur de fissure. Rappelant que le taux critique de restitution d'énergie peut être exprimé en termes de taux d'énergie disponible G pour un matériau fragile, et J pour le cas ductile. Concrètement, la Courbe-R est déterminée à l'issue d'essais expérimentaux de propagation de fissure et considérée comme une mesure intrinsèque de la résistance du matériau à l'extension de fissure.

Ce concept a été introduit initialement par Irwin et Kies en 1954 [93], à l'issue d'un bilan

énergétique, pour remédier à l'incohérence de la théorie de l'énergie de Griffith qui sous-estime la résistance à la rupture des matériaux ductiles. En supposant, que le taux critique de restitution d'énergie, G_c , dépend exclusivement de l'énergie dépensée lors de l'extension, Δa . La théorie de l'énergie de Griffith a négligé l'énergie dépensée pour plastifier l'extrémité de la fissure qui peut devenir, dans le cas d'un matériau ductile, très importante par rapport à l'énergie de création de nouvelles surfaces libres en fond de fissure. Il convient, dans ces conditions, de réécrire le bilan de variations d'énergie qu'accompagne une extension Δa d'une fissure, équation (2.17).

$$\Delta W_{ext} = \Delta W_{elast} + \Delta U \quad (2.17)$$

ΔU la variation d'énergie dépensée lors de l'extension. Elle se décompose en :

$$\Delta U = \Delta W_{sép} + \Delta W_{plast} \quad (2.18)$$

Avec :

$\Delta W_{sép}$: Énergie de séparation des surfaces fissurées ;

ΔW_{plast} : Énergie dissipée dans la plastification.

Où la quantité $\Delta W_{sép}$ peut devenir négligeable devant ΔW_{plast} en cas de forte ductilité.

À l'issue des travaux de Irwin et Kies [93], la force de résistance à l'accroissement de la fissure, ou la force de résistance à la rupture, définie comme une valeur constante dans la théorie de Griffith, figure 2.20 (a), est désormais une fonction de l'extension, Δa , équation (2.19).

$$\Delta U = R(\Delta a) \quad (2.19)$$

Où R est la force de résistance à l'accroissement de la fissure.

La présentation des variations de R en fonction de la longueur de fissure est appelée "Courbe-R". La figure 2.20 présente schématiquement l'allure de la Courbe-R pour deux types de matériaux.

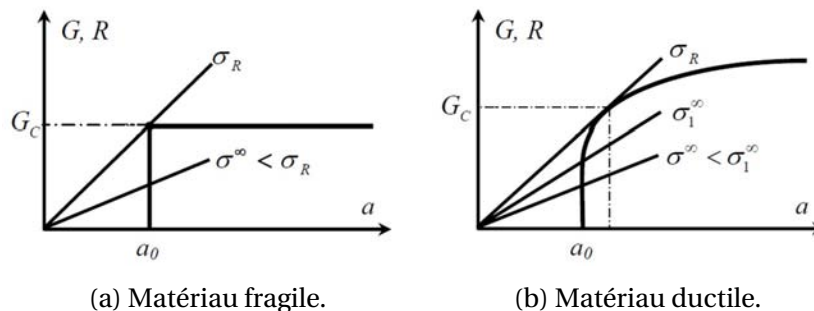


FIGURE 2.20 – Allure de la Courbe-R.

Dans le cas d'un matériau fragile, on distingue deux configurations possibles, figure 2.20 (a) :

- Lorsque $\sigma^\infty < \sigma_R$, aucune propagation ;
 - Lorsque $\sigma^\infty = \sigma_R$, la fissure se propage brutalement ;
- Dans le cas d'un matériau ductile, l'amorçage de la fissure ($G > G_c$) n'implique pas systématiquement sa propagation, à moins que la croissance de la force motrice

soit plus importante que la résistance du matériau ; d'où la notion de stabilité de propagation de fissure.

$G < G_c$, Pas de propagation ;

$G > G_c$ et $\frac{\partial G}{\partial a} < \frac{\partial G_c}{\partial a}$, Propagation stable ;

$G > G_c$ et $\frac{\partial G}{\partial a} \geq \frac{\partial G_c}{\partial a}$, Propagation instable.

- La propagation stable : après amorçage, la fissure s'arrête, nécessitant plus d'énergie pour reprendre sa propagation. Ce mode de propagation n'est à priori pas dangereux ;
- La propagation instable : après son amorçage, la fissure poursuit sa progression en l'absence de toute modification des paramètres de sollicitation. Cette instabilité conduit alors à la ruine de la structure.

Dans les années 60, les Courbes-R ont été développées d'abord en termes de taux de restitution d'énergie G , et de Facteur d'Intensité de Contraintes K . Fondamentalement, une courbe K -R est équivalente à une courbe G -R pour un matériau élastique en raison de l'équation (2.20).

$$\frac{K_I}{E} = G \quad (2.20)$$

Depuis son apparition, la Courbe-R a connu de nombreuses extensions. On dénombre aujourd'hui la courbe R-G, la courbe R-K, la courbe R-J et la courbe R- δ .

Approche CTOD/CTOA Depuis l'extension des méthodes numériques aux problèmes d'endommagement, l'approche CTOA (Crack-Tip Opening Angle) se répand dans les simulations par la méthode d'éléments finis comme l'un des critères les plus prometteurs pour évaluer la résistance à la rupture ductile des matériaux de haute ténacité [94, 95, 96]. Basé sur la technique du relâchement de nœuds, figure 2.21, qui consiste à bloquer les nœuds du ligament de la fissure tant qu'ils ne sont pas rompus, le critère CTOA peut être implémenté facilement dans le code de calcul. En effet, lorsque, en un point d'intégration, la valeur de CTOA atteint une valeur critique, désignée par $CTOA_c$, un simple détachement de nœuds dans la direction de la propagation simule l'avancée de la fissure.

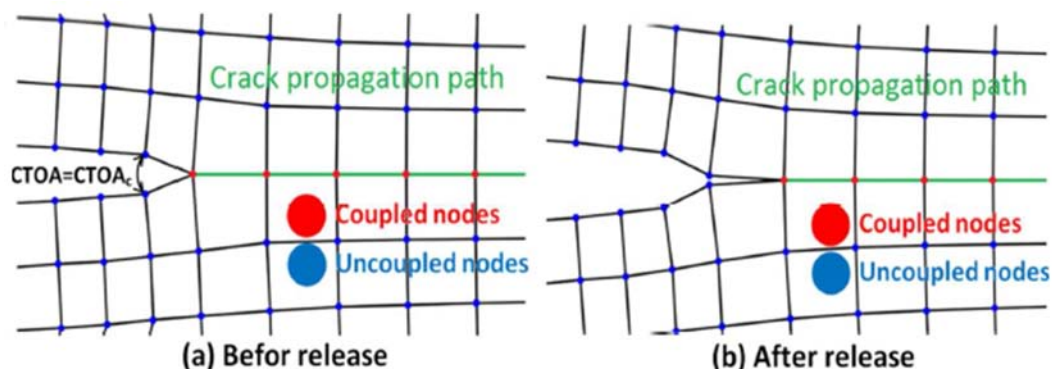


FIGURE 2.21 – Modèle de rupture ductile par l'approche CTOA.

Le CTOA est défini par Andersson et Koning [97] comme étant la mesure moyenne de l'angle formé entre les deux surfaces de la fissure depuis le fond. La définition du CTOA, illustrée dans la figure 2.22, elle dépend de l'état de surface de la fissure.

De nombreuses méthodes expérimentales sont proposées dans la littérature pour évaluer

le $CTOA_c$. Deux grandes familles d'outils de mesure ont été distinguées. D'une part, les méthodes dites directes telles que la mesure optique [98] à travers des enregistrements vidéo de l'extension de fissure, la corrélation d'images [99] et la microtopographie [100]. D'autre part, des méthodes indirectes, comme la méthode par éléments finis [101] qui utilise une analyse hybride avec des éléments de type déformations planes au voisinage du fond de fissure couplées à des éléments de type contraintes planes au-delà. L'interpolation à partir de la courbe charge-déplacement [102, 103] peut aussi être utilisée.

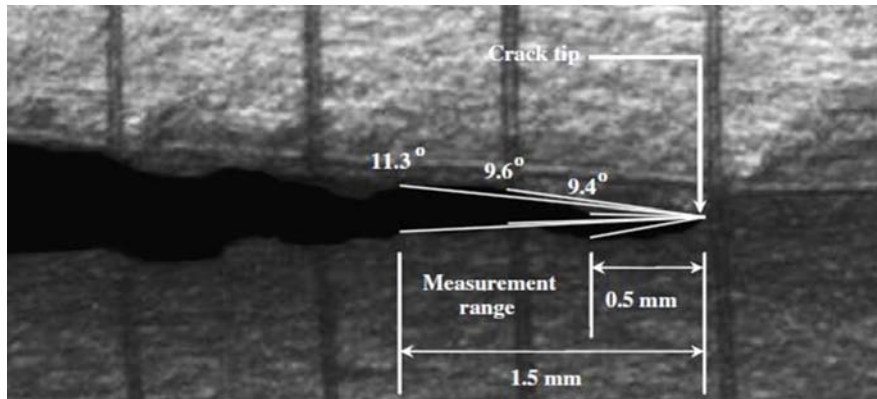


FIGURE 2.22 – Plage de mesure pour les valeurs de CTOA [98].

Initialement définie comme une valeur constante, les travaux expérimentaux de Newman et al [23], portant entre autres sur l'alliage d'aluminium 2024-T351, ont montré que le CTOA est caractérisé par une valeur élevée au début, correspondant environ à 1mm de propagation de la fissure, et une valeur plus petite quasi-constante appelée $CTOA_c$ au stade stable de fissuration, figure 2.23.

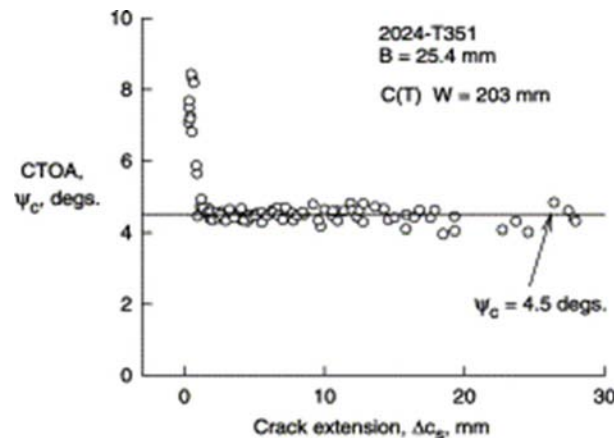


FIGURE 2.23 – Mesures des valeurs critiques de CTOA [23].

Plus récemment, Mahmoud et Lease [104] ont analysé l'influence de ces variations avec l'épaisseur de la plaque et en déduisent que plus l'épaisseur est faible plus le CTOA est stable. De nos jours, ce critère est employé lors d'études numériques. Les calculs se sont longtemps limités aux cas en deux dimensions, sous l'hypothèse de contraintes planes ou, quelquefois, de déformations planes. Néanmoins, cette modélisation fournit des résultats approximatifs, et l'écart avec la réalité augmente avec la taille des éprouvettes. De

ce fait, en 2003, Newman et al [23], Dawickle et al [105] améliorent le modèle en incorporant au maillage réalisé sous la condition de contraintes planes, une zone en déformations planes le long du chemin de la propagation de fissure, figure 2.24 (a).

Guillerud et al [106] rappellent que le phénomène de rupture est un phénomène en trois dimensions. Ils généralisent cette approche en 3D à l'aide du logiciel de calcul par éléments finit ZIP3D. Les effets de tunnel et les variations de l'angle d'ouverture dans l'épaisseur sont compensés par une moyenne réalisée dans cette troisième direction. James et Newman [107] ont analysé ces phénomènes et réalisé de nombreux essais pour comprendre leurs présentations. Effectuer une moyenne est la solution la plus simple pour appliquer ce critère en trois dimensions. Leurs simulations donnent de bonnes prévisions de la rupture, figure 2.24 (b), en deux dimensions, même si elles surestiment toujours légèrement la croissance de la fissure.

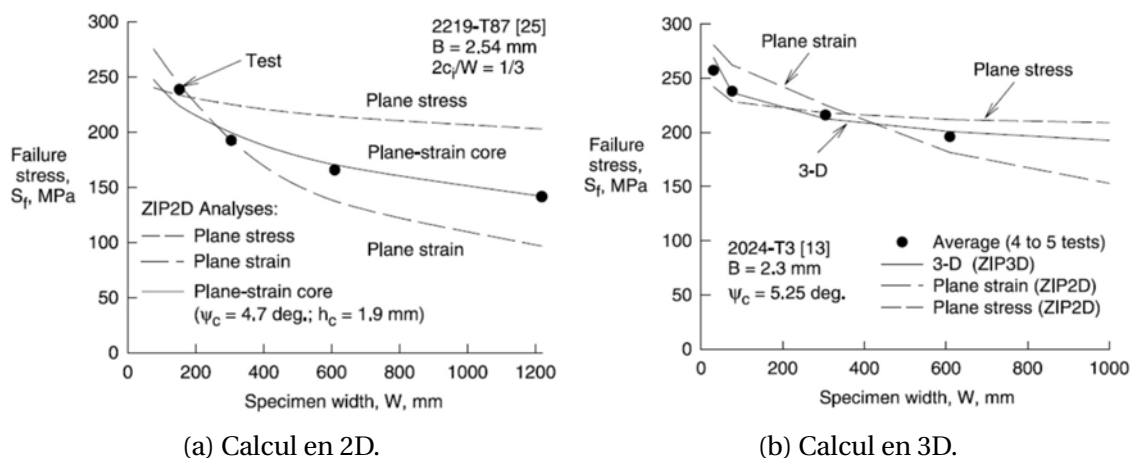


FIGURE 2.24 – Calcul de la contrainte de rupture en fonction de l'éprouvette M(T) [23].

Enfin, un des principaux avantages de ce critère, du point de vue numérique, est sa facilité de mise en œuvre. Lorsqu'on a un point d'intégration, la valeur du CTOA atteint une valeur critique, notée $CTOA_c$. Un simple détachement de nœuds dans la direction de propagation de la fissure simule sa croissance. Cette option se nomme dans le code de calcul Abaqus "Debond" et rend facilement accessible un critère du type CTOA.

2- 1.4 CHOIX DU MODÈLE

Le choix d'une méthode de référence s'avère être une étape délicate dans la progression de cette étude. La complexité de cette tâche est causée en grande partie par les nombres importants de critères et la diversité des approches (numériques, locales et globales).

Avant de choisir un critère de déchirure ductile, il est essentiel de connaître les avantages ainsi que les inconvénients de chacun de ces modèles, figure 2.25. Nombreux sont les auteurs [56] qui quantifient les capacités des modèles de la déchirure ductile. Il est essentiel de noter que tous ces modèles ne sont pas équivalents; en effet, chacune de ces approches possède certaines caractéristiques propres.

Dans notre quête d'un modèle de référence, nous réservons ce paragraphe à une comparaison entre les approches. Au final, un choix de modèle doit être effectué en tenant compte des exigences du problème et les moyens de calcul disponibles. Par élimination, les modèles locaux sont écartés. L'application de tels modèles pour la propagation de fis-

sure le long du gazoduc implique de nombreux inconvénients qui limitent son application [108, 109] :

- Les nombres importants de paramètres à identifier, à savoir 8 pour le modèle GTN contre pas moins de 5 pour l’approche CDM, impliquent un nombre d’expérimentations conséquentes ;
- Du fait de leur forte dépendance à la taille de maille, les calculs numériques associés sont lourds et souvent très difficiles pour des structures à échelle réelle ;
- D’après Ouali [109], le modèle micromécanique, GTN, est incapable de modéliser la rupture causée par une sollicitation de compression.

Les deux modèles cohésifs et le CTOA ont été évalués, à plusieurs reprises, l’idée est de juger leur capacité à prévoir la propagation de la rupture ductile en mode d’ouverture. En effectuant des calculs sur les éprouvettes CT et MT, Scheider et al. [110] ont montré que les deux approches sont parfaitement capables de reproduire, avec plus ou moins de précision, les résultats expérimentaux. Scheider a souligné aussi que les différents paramètres, à savoir la loi cohésive et le $CTOA_c$, peuvent être transférés à d’autres types et tailles de structures sollicitées par d’autres états de contraintes. Contrairement à la petite structure, la variation de CTOA, suite à l’amorçage et pendant une courte phase de fissuration instable, doit être prise en compte. Dans une plus grande structure, un gazoduc par exemple, l’hypothèse d’un $CTOA_c$ constant conduit à de très bons résultats. Ceci a été confirmé par des essais sur des éprouvettes CT ayant une largeur jusqu’à 1 mètre. Dans le même sens, l’étude Jadhav [111] sur la rupture ductile d’une éprouvette CT en acier par les approches CZM et CTOA a conduit à la même conclusion.


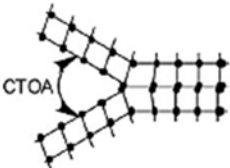
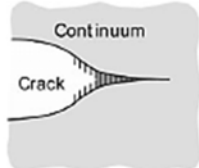
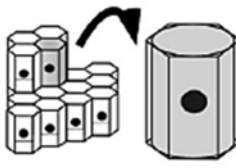
Method	CTOD δ_5	CTOA	Cohesive Zone	Ductile Damage
Scientific background	Crack driving force, Phenomenological model 	Crack growth controlled by crack tip opening angle, Phenomenological model 	Traction-separation law in a cohesive layer, Micromechanically based phenomenological model 	Constitutive laws for evolution of ductile damage, Micromechanical model 
Controlling parameters	Resistance curve $\delta_5-\Delta a$	Constant CTOA for stationary crack extension	Cohesive parameters f_c, σ_c	Damage parameters f_0, f_c, f_f, \dots
Model Parameter identification	Analytical flaw assessment and FEM, ISO/ TC 164/ SC 4-N 413, Draft Standard	FEM with node release (DEBOND) ISO/ TC 164/ SC 4-N 413, Draft Standard	User defined finite elements (UEL) Calibration with tensile and fracture mechanics tests	User defined material law (UMAT), Calibration with tensile and fracture mechanics tests, quantitative metallography
Advantages.	Conventional R-curve, Easy and quick analytical assessment, Ordinary elasto-plastic FE analysis	CTOA is observable and directly linked to the crack propagation process, Ordinary elasto-plastic FE analysis	Simple model, physically feasible parameters, Modelling of branching cracks and failure of uncracked structures	Models the actual crack growth mechanisms, Constraint effects are automatically taken into account.
Drawbacks	Not applicable to branching cracks, Limited transferability to structures	Large scatter of optically determined CTOA, Not applicable to branching cracks	Crack paths predefined by mesh	Non-standard calibration, Mesh dependence, Long computational times

FIGURE 2.25 – Modèles de rupture ductile [56].

Malgré le fait que les résultats du modèle CTOA ne sont pas aussi précis que ceux de

l'approche de la zone cohésive, le modèle CTOA présente de nombreux avantages très prometteurs, à savoir :

- La méthode est très robuste et stable numériquement ;
- De grands éléments peuvent être utilisés dans la simulation numérique, ce qui réduit considérablement le temps de calcul ;
- Un paramètre unique est suffisant pour différentes conditions de contraintes et de tailles. Ce paramètre peut être éventuellement déterminé par des expérimentations.

Les deux approches CTOA et CZM présentent autant d'avantages que d'inconvénients ; cependant l'approche CTOA a été sélectionnée comme un modèle de référence dans cette étude. Ce choix est fondé, d'une part, sur des recherches numériques [96] réalisés dans le cadre du problème d'éclatement de gazoduc. L'approche du CTOA est reconnue comme la méthode la plus appropriée à cette problématique. D'autre part, sa robustesse numérique, sa formulation assez simplifiée et l'unique paramètre à identifier, simplifient la tâche d'implémentation de cette approche dans les codes de calcul.

2- 2 Modèles d'éclatement du gazoduc

La propagation et l'arrêt de fissure, le long d'un gazoduc transportant le gaz à haute pression, a été l'objet d'études depuis près de 50 ans. L'amorçage de la fissure est localisé au voisinage de défaut (entaille, fissure), le plus souvent ce défaut est créé par la corrosion ou un impact extérieur (glissement de sol, mauvaise manipulation, enfoncement ...). Le gaz sous pression fournit la force motrice pour la propagation, la fissuration continue aussi longtemps que la force motrice excède la résistance du matériau. L'arrêt ou la propagation de fissure est conditionné par la compétition entre la décompression du gaz et vitesse de la propagation de fissure. L'arrêt ne se produira que si l'onde de décompression du gaz dépasse la vitesse de fissuration et réduit donc la force motrice (baisse de pression). De nombreuses équations, pour décrire les phénomènes, ont été développées, principalement sur la base d'une courbe semi-empirique appropriée aux données expérimentales. L'objectif a été de prédire la propagation et l'arrêt de fissure sur la base des éprouvettes de laboratoire. Les solutions exigent la description, à la fois, de la force motrice et la résistance des matériaux. La force motrice est essentiellement liée au champ de contraintes appliquées exercées par le gaz. Ce champ est facilement obtenu par la formule des chaudronniers dans le cas d'un gazoduc à parois mince [112]. La présence ou la propagation de fissure rend la détermination de la distribution des contraintes compliquée. En effet, celle-ci dépend à la fois de l'état des contraintes statiques (contraintes circonférentielle et longitudinale), ainsi que dynamiques imposées par l'ouverture de la paroi pendant le processus de rupture. De façon réversible la décompression du gaz est largement affectée par l'ouverture de la paroi, le gaz subit l'effet du milieu qui l'entoure (sol, eau ou air). Tous ces facteurs, plus ou moins quantifiables, doivent être considérés simultanément dans le modèle. Historiquement, la résistance à la fissuration des matériaux (ténaçité) a toujours été caractérisée en corrélation avec l'énergie Charpy V ou DWTT (Drop Weight Tear Test). Plus récemment, des paramètres plus formels de la mécanique de la rupture comme le Facteur d'Intensité de Contraintes, l'intégrale-J, ou l'angle d'ouverture à la pointe de la fissure CTOA (Crack Tip Opening Angle) ont été proposés comme mesure de la résistance à la rupture ductile. Dans cette section, nous fournirons un bref historique des efforts mis en jeu pour résoudre le problème de la propagation de la fissure et son arrêt dans les pipelines. Des solutions initiales étaient toutes basées sur l'énergie absorbée et mesurée à partir d'éprouvettes de laboratoire et corrélées au comportement à grande échelle. Ces méthodes ne décrivent pas le processus fondamental de la rupture. Il a fallu attendre la fin des années 80 et le début des années 90 pour que les problèmes de transférabilité soient pris sérieusement en considération.

2- 2.1 ESSAIS D'ÉCLATEMENT DE TUBES

Historiquement, les premiers essais dits d'éclatement ont été réalisés au début des années 60 par l'American Gas Association (A.G.A). Ils ont été conduits par Maxey [113] au sein du Battelle Memorial Institute (BMI), en collaboration avec l'American Iron and Steel Institute. Initialement, ces essais ont été développés pour garantir la propagation de la fissure dans le domaine ductile. En effet, à la base de ces essais, les différentes normes internationales préconisent un niveau de ductilité minimal pour garantir l'arrêt rapide de la propagation de fissure. Ce niveau est défini souvent par des relations empiriques entre des essais d'éclatement et des essais de type Charpy, DWTT (Drop-Weight Tear Test) ou DWTT pré-fissurée.

L'essai Battelle [113] consiste à mettre un tronçon de tube sous pression, suffisamment

long pour éviter toute interférence entre les ondes de réflexion et comportant un défaut longitudinal central. Après la mise en pression du tube par l'injection de méthane ou d'air, l'explosion d'une petite charge déclenche l'amorçage de défaut et entraîne la propagation de la fissure. D'après Civallero et al [114], la propagation de la fissure le long de tube suit théoriquement trois stades : une phase d'amorçage durant laquelle la fissure atteint sa vitesse maximale, suivie par une phase dite stationnaire à vitesse constante qui se termine par une décélération de la vitesse de propagation jusqu'à l'arrêt total de la fissure, figure 2.26.

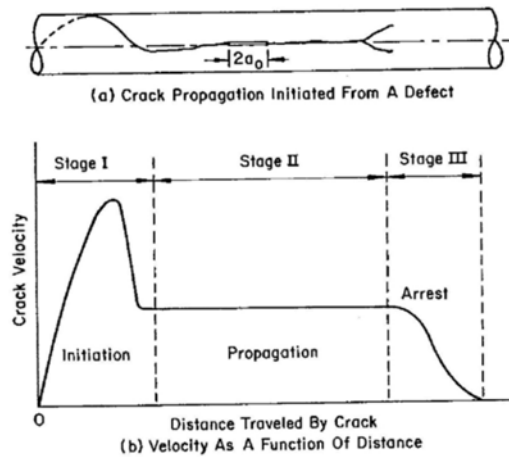


FIGURE 2.26 – Caractérisation de la propagation de fissure dans un tube [114].

On distingue deux types d'essais d'éclatement, l'un avec un tronçon de tube à ténacité constante et l'autre à ténacité incrémentale figure 2.27. Ce deuxième essai, proposé initialement par HLP (High-Strength Line Pipe), préconise un tube composé de tronçons soudés avec une ténacité croissante de part et d'autre du centre du tube.

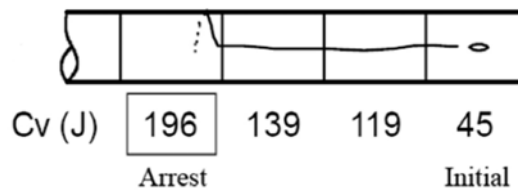


FIGURE 2.27 – Essai d'éclatement à ténacité incrémentale [115].

Dans l'essai de HLP avec des tubes à ténacité croissante dans le sens de propagation, la détonation d'une charge explosive installée sur le tronçon à faible ténacité entraîne la propagation de la fissure. Une fois que la fissure se propage d'un tronçon à un autre, la ténacité devient de plus en plus importante. Cependant, la résistance à la propagation augmente jusqu'à l'arrêt de la fissuration. La ténacité du tronçon, déterminée généralement à partir d'énergie Charpy où la fissure s'est arrêtée, définit la ténacité minimale admissible pour garantir l'arrêt de la fissure. Cette ténacité d'arrêt est liée aux paramètres géométriques de la structure (diamètre, épaisseur), aux caractéristiques du matériau (limite d'élasticité, énergie Charpy), et aux conditions opératoires (nature du gaz, pression

de service, enfouissement de la ligne). Étant donné qu'un tel essai d'éclatement sollicite un savoir-faire assez particulier et l'emploi des moyens techniques excessivement chers, des recherches [115] plus récentes suggèrent des essais moins coûteux et plus confinés (longueur de tube assez faible). Parmi les techniques réduisant la longueur du tube à tester, l'installation de deux réservoirs d'accumulation à l'extrémité du tube pour garantir :

- Un effet minimal, des ondes de décompressions réfléchies, constaté sur des tubes à faibles longueurs ;
- Une pression interne plus stable (constante) durant la propagation de la fissure.

Dans le même sens, l'essai S4 (small-scale steady-state test), originalement développé pour l'étude de la propagation de la fissure le long des gazoducs en polymère, réduit considérablement la longueur du tube à tester. Il est toujours utile de rappeler que ce type d'essai est excessivement conservatif, d'où le besoin d'une corrélation entre ces résultats et ceux d'un essai d'éclatement à échelle réelle.

2- 2.2 MODÈLES D'ÉCLATEMENT DU GAZODUC

2- 2.2.1 MODÈLE SEMI-EMPIRIQUE

Modèle de Battelle-TCM La présence d'un défaut (fissure, entaille) dans la structure du gazoduc peut conduire aussi bien à l'amorçage qu'à la propagation de la rupture. Le gazoduc est essentiellement soumis à une pression interne ; de ce fait, l'orientation du défaut le plus critique est axiale (longitudinale). Celle-ci est normale au champ de la contrainte maximale (contrainte circonférentielle). Les aspects analytiques et expérimentaux d'un tel défaut ont été étudiés par Maxey [113] et ont conduit au développement d'une équation semi-empirique pour prédire l'amorçage, la propagation et l'arrêt de la rupture ductile le long du gazoduc.

Analytiquement, Maxey considère qu'un tel problème revient à étudier l'extension d'une fissure dans une plaque rectangulaire finie de longueur caractéristique $2c$, et soumise à un chargement de traction, figure 2.28. Cette longueur peut être obtenue à travers le modèle de zone cohésive de Dugdale-Barenblatt. Copely et Sanders [116] ont identifié deux modes de comportement en flexion de coque cylindrique fissurée en fonction de la longueur de fissure c :

- $c < 3\sqrt{eR}$: Une flexion sur la surface extérieure de la coque ;
- $c > 3\sqrt{eR}$: Une flexion sur la surface interne de la coque.

R est le rayon et e est l'épaisseur de la conduite.

En appliquant la règle d'équilibre entre les deux surfaces interne et externe de la conduite, une longueur caractéristique $c = 3\sqrt{eR}$ est extraite. La même définition de la longueur caractéristique a été proposée par Folias [117] en analysant la dérivée de la déformation circonférentielle, ϵ_c , de deux surfaces interne et externe d'une coque cylindrique fissurée. La figure 2.29 montre les résultats de cette analyse pour les deux diamètres intérieur et extérieur. La figure 2.29 affirme que la déformation circonférentielle est uniforme à travers l'épaisseur de la coque pour une longueur de fissure caractéristique $c = 3\sqrt{eR}$.

À la base de ces résultats, l'équation du Facteur d'Intensité de Contraintes, K , d'une fissure axiale dans un gazoduc a été établie pour la première fois par Goodier et Field [118]. Cette équation a subi des modifications par Hahn et al [119] afin d'introduire les effets géométriques. Effectivement, on note la présence de deux termes liés à cet effet dans l'équation du FIC, équation (2.21). M , connu comme Facteur de Folias, décrit le niveau

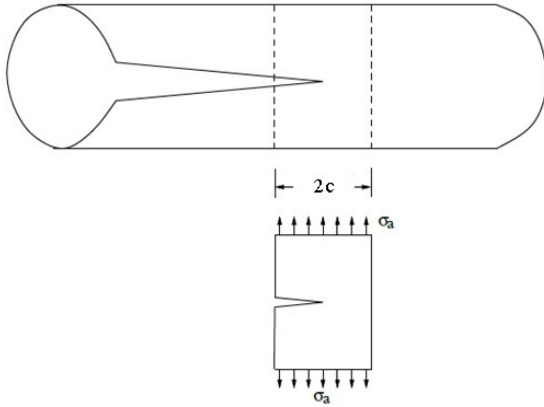


FIGURE 2.28 – Modèle de propagation de demi-longueur de fissure [11].

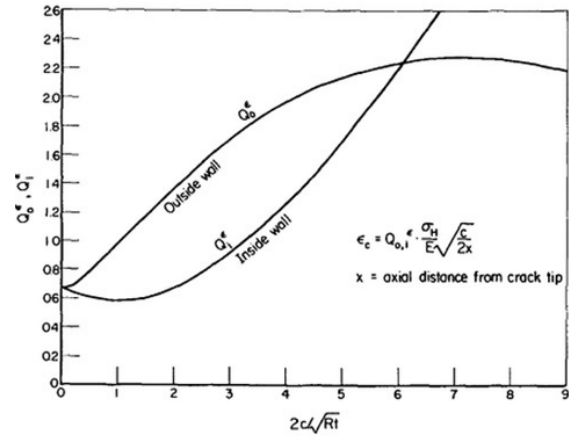


FIGURE 2.29 – Dérivée de la déformation circ-conférentielle [11].

de concentration de contrainte au voisinage du fond de fissure. L'évolution de M en fonction de $2c\sqrt{eR}$ a été tracée par Maxey, figure 2.30.

$$K^2 = \frac{8c\sigma_{flow}^2}{\pi} \cdot \ln \sec \left(\frac{M\pi\sigma}{2\sigma_{flow}} \right) \quad (2.21)$$

En utilisant le résultat de Folias et Copely [117, 116], qui préconisent une longueur caractéristique de la fissure $c = 3\sqrt{eR}$, sur la figure 2.30 une valeur du facteur de Folias égale à 3,33 est extraite. D'où la réécriture de l'équation (2.21) sous la forme :

$$K^2 = \frac{24\sqrt{eR}\sigma_{flow}^2}{\pi} \cdot \ln \sec \left(\frac{3,33\pi\sigma}{2\sigma_{flow}} \right) \quad (2.22)$$

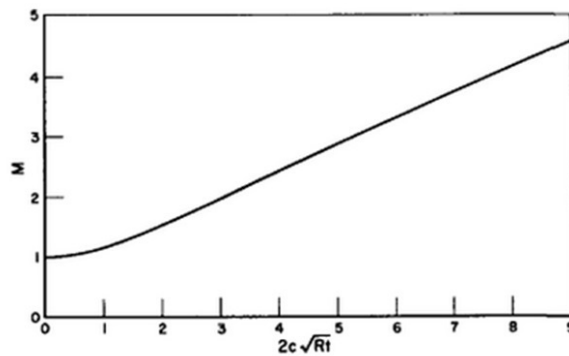


FIGURE 2.30 – L'évolution du facteur de Folias M en fonction de $2c/\sqrt{eR}$ [11].

Charpy V corrélation : En admettant que l'énergie cinétique ne joue aucun rôle sur la dynamique de fissuration, le critère d'arrêt $K = K_c$ est associé à l'équation (2.22). Même si la valeur critique de K , K_c , est disponible, l'application de ce critère reste encore assez difficile. Il nécessite de prédire la vitesse de propagation de fissure. Cette vitesse de fissuration doit être impérativement connue pour calculer la pression à la pointe de la fissure et prédire l'accroissement de la fissure. Maxey et al. [11] ont contournés le problème en supposant que :

- L'énergie d'arrêt de la fissure est équivalente à celle de l'amorçage ;
- Le taux de restitution d'énergie critique, pour une fissure se propageant dans un matériau ductile, peut être obtenu à partir d'une corrélation entre K_c et l'énergie Charpy. Cette corrélation est donnée par Maxey, équation (2.23).

$$G_c = C_v^{[2/3]} / A \quad (2.23)$$

Où G_c est la résistance à la rupture ductile du matériau et A la section de l'éprouvette Charpy de largeur égale à $2/3$ de l'épaisseur. On considère que $G_c = K_c^2/E$. En introduisant la correction géométrique et la corrélation entre l'énergie Charpy et la ténacité à l'arrêt, équation (2.23), la condition de propagation s'écrit :

$$\sigma_a = \beta \frac{2\sigma_{flow}}{\pi} \arccos \left(\exp - \frac{\pi E G_c}{24\sigma_{flow}^2 \sqrt{eR}} \right) \quad (2.24)$$

Calibrage : Un calibrage de modèle a été effectué en reportant tous les essais d'éclatement à échelle réelle dans un graphique contrainte/énergie, figure 2.31. Une frontière sépare les domaines des essais où la fissure se propage ou s'arrête. L'équation de cette frontière est représentée par la pression d'arrêt P_a , équation (2.25).

$$P_a(R/e) = \frac{2\sigma_{flow}}{3,33\pi} \arccos \left(\exp - \frac{\pi E G_c}{24\sigma_{flow}^2 \sqrt{eR}} \right) \quad (2.25)$$

Avec :

- P_a : Pression d'arrêt [MPa] ;
- E : Module de Young [MPa] ;
- R, e : Rayon et épaisseur du tube [mm] ;
- G_c : Résistance à la rupture ductile en termes d'énergie Charpy [J/mm²] ;
- σ_{flow} : Contrainte d'écoulement plastique [MPa].

L'instrumentation des essais d'éclatement a permis également de corréler la vitesse de propagation de fissure, V_f , à la pression de gaz, P_d , ainsi qu'aux paramètres géométriques et à la ténacité du matériau en terme d'énergie Charpy, figure 2.32 :

$$V_f = c \frac{\sigma_{flow}}{\sqrt{G_c}} \left(\frac{P_d}{P_a} - 1 \right)^{1/6} \quad (2.26)$$

Avec $G_c = C_v^{[2/3]} / A$.

Où A la section de l'éprouvette Charpy de largeur égale à $2/3$ de l'épaisseur, et c un facteur de corrélation égal à 0,47 avec enfouissement et 0,65 à l'air.

Méthode à deux courbes (Two Curves Method) : Les conditions de propagation de fissure ou d'arrêt sont fixées par les interactions fluide/structure/endommagement. En raison de la fuite causée par l'ouverture dans la paroi de la canalisation, le fluide s'échappe et deux ondes de décompression se propagent dans deux directions opposées de la pointe de fissure. Étant donné que la vitesse de propagation de fissure est contrôlée en grande partie par la pression du gaz, l'arrêt de la fissure intervient lorsque la célérité de l'onde de

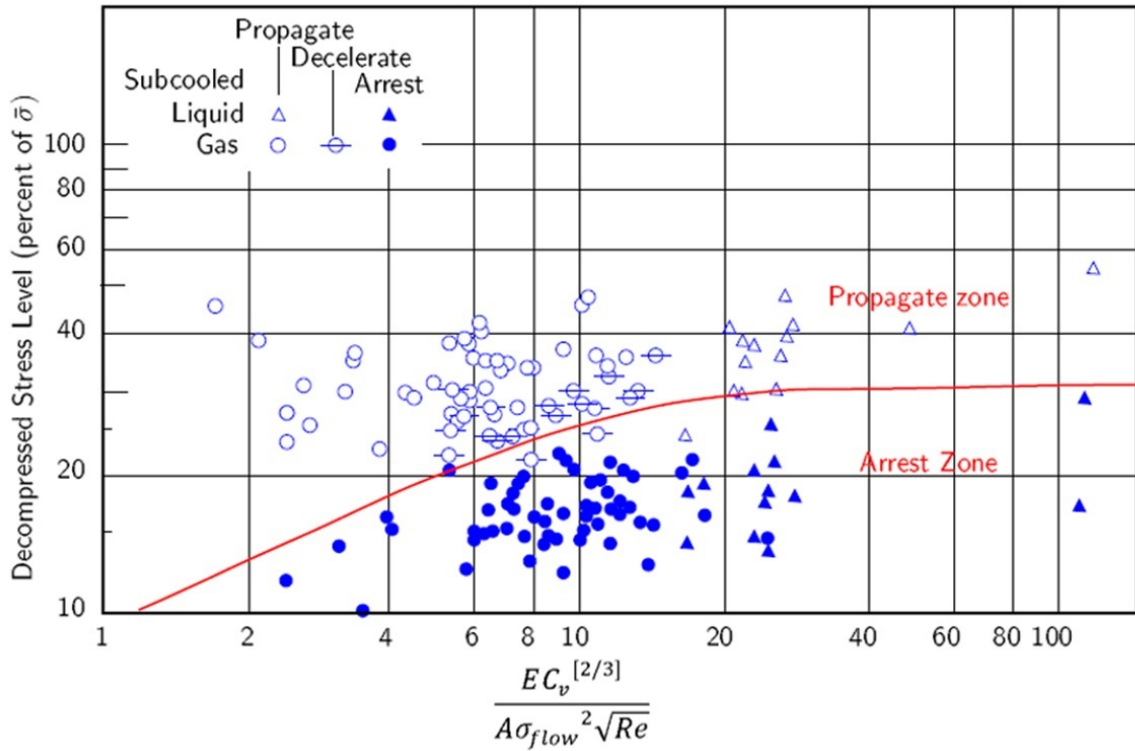


FIGURE 2.31 – Essais d’éclatement du gazoduc, ajustement de la contrainte à la rupture en fonction de l’énergie Charpy [11].

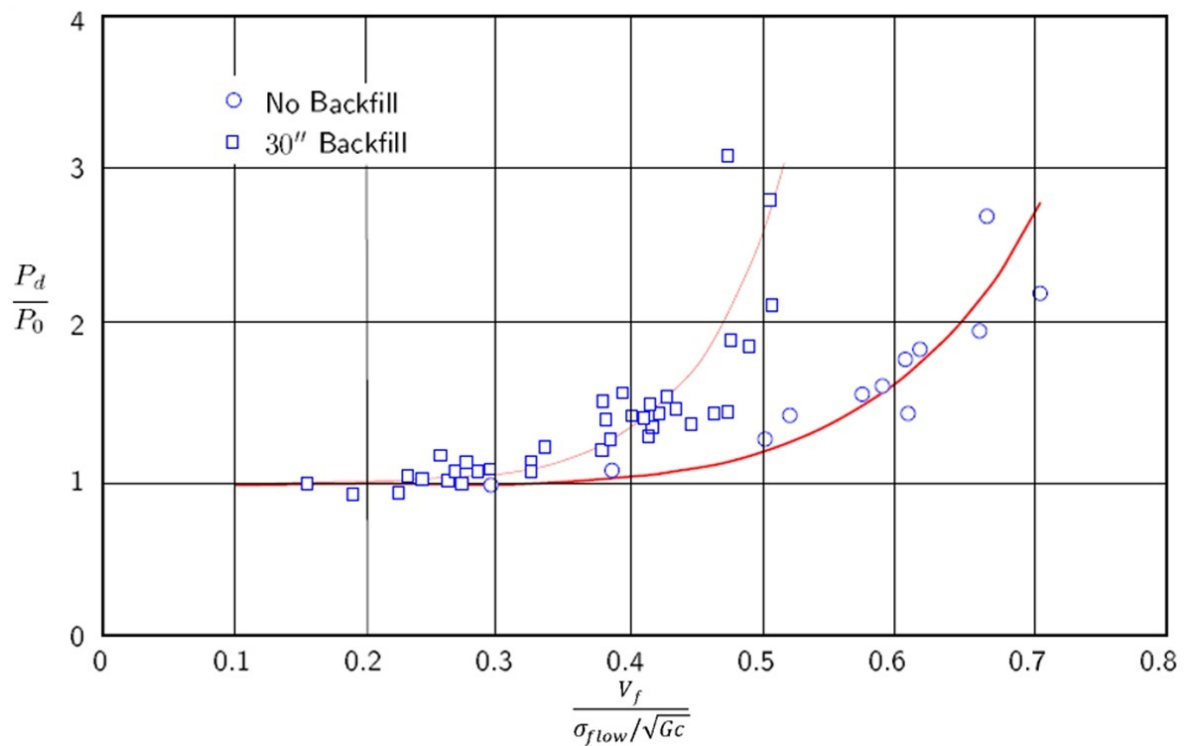


FIGURE 2.32 – Essai d’éclatement du gazoduc, ajustement de la vitesse de propagation de fissure en fonction de la pression [11].

décompression du gaz excède la vitesse de propagation de fissure dans la paroi du gazoduc.

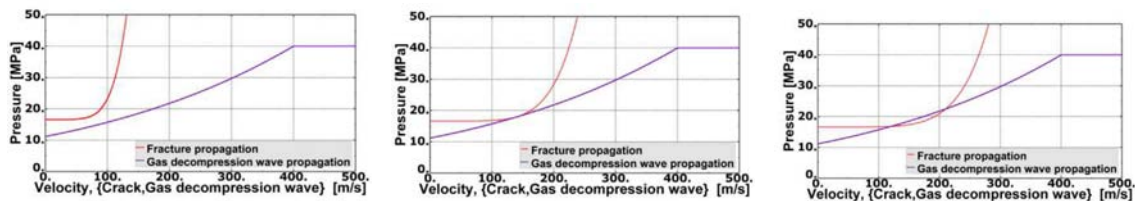
Dans l'hypothèse où la résistance à la propagation et la force motrice peuvent être exprimées par la vitesse de la propagation de fissure et la célérité de l'onde de décompression, les codes relatifs aux gazoducs, comme ASME B31.8, IGE / TD / 1, AS 2885 -1997, et de la norme CSA Z662, préconisent un niveau de ténacité minimal pour assurer l'arrêt rapide de la rupture ductile. Cette approche implique la superposition de deux courbes : la célérité d'onde de décompression du gaz et la vitesse de fissuration ductile appelée aussi courbe-J (J-Curve), chacune en fonction de la pression du gaz. Pour cette raison, cette méthode est appelée la méthode à deux courbes (Two-Curve Method). L'application de cette méthode à deux courbes nécessite d'une part la parfaite connaissance de la vitesse de propagation de fissure, éventuellement calculée par la formule Battelle. D'autre part, il faut connaître la célérité de l'onde de décompression calculée pour un événement de décompression idéal, sans extension de la fissure.

Durant la propagation de la fissure, le gaz tente de s'échapper à travers l'ouverture créée dans la paroi du gazoduc. Deux ondes de décompression commencent à se propager à travers le gaz à une vitesse de l'ordre de 300 à 400 m/s. De nombreux modèles ont été développés pour prédire la célérité de l'onde de décompression du gaz. Ces modèles, généralement unidimensionnel (le long de l'axe de la conduite), suppose un écoulement isentropique et utilise la Méthode des Différences Finies (MDF) ou la Méthode des Caractéristiques (MOC).

Battelle-TCM adopte ces hypothèses et utilise l'équation d'état de Benoît-Webb-Rubin-Starling (BWRS) avec des constantes ajustables pour estimer les paramètres thermodynamiques lors de la décompression isentropique. Selon cette approche unidimensionnelle et à l'aide des résultats expérimentaux obtenus à partir d'essais sur tube sous choc (Shock Tube test), la pression à la pointe de fissure, P_d , est donnée par l'équation (2.27) :

$$\frac{P_d}{P_0} = \left(\frac{V_d}{6V_a} + \frac{5}{6} \right)^7 \quad (2.27)$$

Où P_0 est la pression initiale, et V_d , V_a sont respectivement la célérité de l'onde de décompression et acoustique.



(a) Arrêt rapide de la fissure. (b) Condition d'arrêt de la fissure. (c) Propagation de fissure à une vitesse de 220 m/s.

FIGURE 2.33 – Schéma du modèle à deux courbes.

Pratiquement, l'approche à deux courbes consiste à comparer la vitesse de propagation de fissure (courbe-J) et la célérité d'onde de décompression du gaz, figure 2.33. La position relative des deux courbes détermine le potentiel de la propagation, ou d'arrêt de fissure. Si les deux courbes se coupent, figure 2.33 (c), la vitesse de fissuration est égale à la vitesse de l'onde de décompression, d'où une propagation ininterrompue de la fissure à vitesse constante. La non intersection, figure 2.33 (a), signifie que l'onde de décompression est atteinte par la propagation de fissure pour tous niveaux de pression, et un arrêt de

la fissure se produit. Enfin, la limite arrêt/propagation est représentée par une tangente entre les deux courbes associée à la valeur minimale de la ténacité d'arrêt, figure 2.33 (b), en termes d'énergie Charpy. Cette condition limite se traduit par le système des équations (2.28).

$$\begin{cases} V_f = V_d \\ \frac{dV_f}{dP_d} = \frac{dV_d}{dP_d} \end{cases} \quad (2.28)$$

Méthode HLP-TCM Le modèle Battelle-TCM a été établi en fin de l'année 1960, impliquant des conduites fabriquées en acier de gazoduc X52 et X65 avec un niveau de ténacité relativement faible et une énergie Charpy inférieure à 100 J. Beaucoup plus tard, le comité High Strength Line Pipe (HLP) Committee [120] a effectué des essais d'éclatement en grandeur réelle à sept reprises entre 1978-1983. Quatre de ces essais ont été réalisés à Kamaishi au Japon, en revanche les derniers essais ont été réalisés au British Gas Company (BGC), au Royaume-Uni. La figure 2.34 montre l'apparition de la rupture.



FIGURE 2.34 – Photographie d'essai d'éclatement [121].

En réalisant ces essais d'éclatements sur des gazoducs fabriqués en X70, un acier à haut ténacité, HLP montre que :

- La corrélation Battelle sous-estime dangereusement la vitesse de propagation de fissure pour les aciers à haute ténacité ;
- L'énergie de rupture d'éprouvette DWTT donne une meilleure indication de la résistance à la propagation de fissure.

Pour faire face aux inconvénients du modèle Battelle limité aux gazoducs à basse pression, soit moins de 150 bars, HLP propose la re-calibration de la corrélation de la vitesse de la propagation de fissure, V_f , en introduisant l'énergie DWTT au lieu de l'énergie Charpy. Le choix de l'énergie DWTT peut être expliqué par :

- L'éprouvette Charpy a un petit ligament initial, l'énergie totale à la rupture est constituée essentiellement de l'énergie d'amorçage et non de propagation [122]. Ceci est réduit dans l'éprouvette DWTT qui bénéficie d'un long ligament ;
- L'éprouvette DWTT est plus adaptée, son épaisseur est égale à celle du gazoduc, ce qui réduit relativement l'effet d'épaisseur souvent négligé.

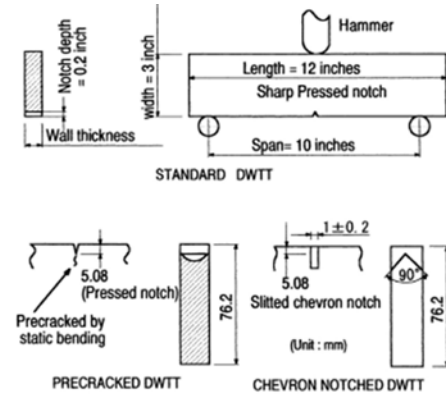
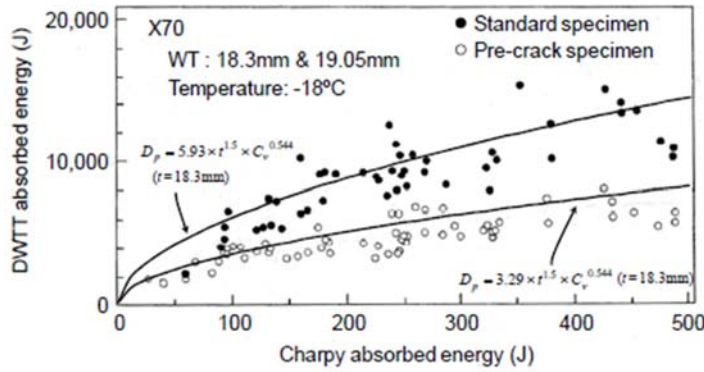


FIGURE 2.35 – Corrélation entre l'énergie Charpy et DWTT [17].

FIGURE 2.36 – Les trois types d'essai DWTT [121].

En se basant sur les résultats des essais d'éclatement du X70, HLP a réussi à ajuster les corrélations de la vitesse de la propagation ainsi que la pression d'arrêt de fissure de Battelle telle que, équation (2.29) et équation (2.30) :

$$V_f = 0.67 \frac{\sigma_{flow}}{\sqrt{R_f}} \left(\frac{P_d}{P_\alpha} - 1 \right)^{0.393} \quad (2.29)$$

$$P_\alpha = 0,382 \sigma_{flow} \frac{e}{D} \arccos \left(\exp - \frac{\pi E R_f}{24 \sigma_{flow}^2 \sqrt{e R}} \right) \quad (2.30)$$

Il est toujours utile de rappeler que depuis les travaux de HLP, l'essai DWTT a connu de nombreuses modifications afin de mieux soustraire l'énergie de propagation de la fissure à l'énergie totale, figure 2.36. La configuration la plus prometteuse est l'essai DWTT avec une éprouvette pré-fissurée. La conversion de l'énergie Charpy en DWTT peut s'effectuer à travers des relations empiriques résultantes d'essais expérimentaux. La figure 2.35 montre la relation entre les énergies de DWTT et de Charpy, non linéaire. La relation, exprimée par les équations (2.31)- (2.33) est proposée afin de convertir l'énergie Charpy en énergie de DWTT pré-fissurée dans l'équation de HLP.

$$D_p = 3,29 e^{1,5} C_v^{0,544} \quad (2.31)$$

$$D_{cn} = 3,95 e^{1,5} C_v^{0,544} \quad (2.32)$$

$$D_p = 5,93 e^{1,5} C_v^{0,544} \quad (2.33)$$

C_v l'énergie Charpy, D_p l'énergie de DWTT pré-fissurée, D_{cn} l'énergie DWTT Chevron, D_{st} l'énergie de DWTT standard et e l'épaisseur d'éprouvette ou du gazoduc [mm]. Il faut noter que toutes les énergies dans les équations équations (2.31)- (2.33) doivent être mesurées en mode entièrement ductile (à température ambiante). La propagation de fissure se produit en mode ductile.

Parallèlement à ces conclusions, HLP a introduit un algorithme unique pour analyser les résultats des essais d'éclatement. Le procédé de cet algorithme est représenté schématiquement sur la figure 2.37. À la base de la méthode à deux courbes présentée antérieurement par Battelle, l'algorithme de HLP a permis le couplage entre la force motrice de la rupture (pression de gaz) et la résistance à la fissuration (courbe-J). Cet algorithme itératif calcule la vitesse de fissuration et l'étendue de la propagation de fissure. Des exemples de résultats de simulation sont présentés dans la figure 2.38. Les résultats expérimentaux

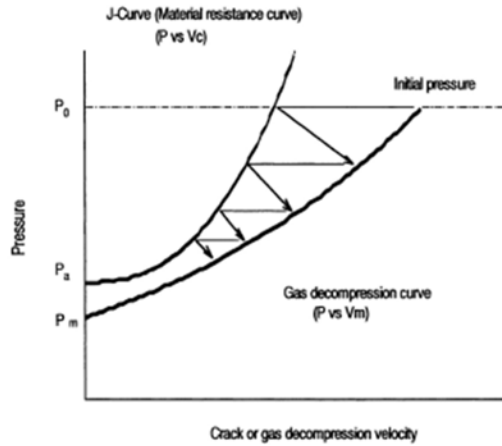


FIGURE 2.37 – Algorithme d’analyser des résultats d’essai d’éclatement [121].

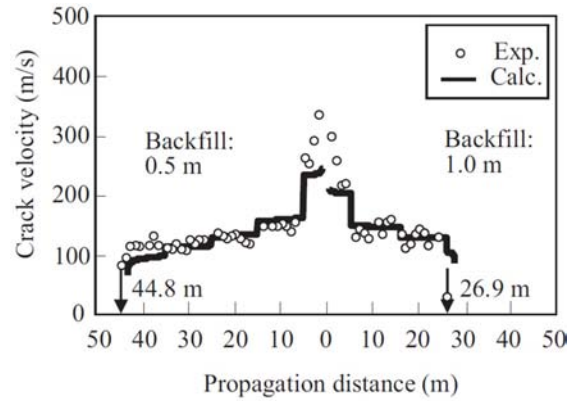


FIGURE 2.38 – Résultat de simulation typique obtenu par l’algorithme de couplage [123].

sont en bonne concordance avec ceux de la simulation, dans le cas d’une application à un gazoduc de 1219 mm de diamètre et 18.3 mm d’épaisseur fabriqué en X70 et soumis à une pression de 114 bars.

Méthode HLP-Sumitomo Une autre méthode à deux courbes développée par Higuchi et al. (Higuchi-TCM) [17] est également incluse ici. Contrairement aux autres modifications de Battelle-TCM, cette méthode met l’accent sur la modification de la vitesse de propagation de fissure. Dans sa quête d’une meilleure définition de la vitesse de fissuration d’un acier à haute résistance élastique (X100, X120), Higuchi et al. [17] ont pris en considération les données d’anciens essais d’éclatement du gazoduc à pleine échelle. En ajustant les constantes de Battelle-TCM et en introduisant l’effet de la géométrie (diamètre et épaisseur), une meilleure corrélation entre la vitesse de la propagation réelle et théorique est établie, équation (2.34) et (2.35).

$$V_f = \alpha \frac{\sigma_{flow}}{\sqrt{R_f}} \left(\frac{P_d}{P_\alpha} - 1 \right)^\beta \quad (2.34)$$

$$P_\alpha = 0,382 \gamma \sigma_{flow} \frac{2e}{D} \arccos \left(\exp - \frac{4,57 \pi E R_f}{24 \sigma_{flow}^2 \sqrt{eD}} \right) \quad (2.35)$$

Avec :

$$\alpha = 0,67 \left(\frac{e \cdot D}{e_0 \cdot D_0} \right)^{1/4} ;$$

$$\beta = 0,393 (D/D_0)^{5/2} (e/e_0)^{-1/2} ;$$

$$\gamma = \frac{3,42}{3,22 + 0,2 \left(\frac{e \cdot D}{e_0 \cdot D_0} \right)^3} ;$$

$$D_0 = 1219,2 \text{ mm} ;$$

$$e_0 = 18,3 \text{ mm}.$$

Les paramètres α , β et γ sont introduits pour compenser l’effet de la géométrie du gazoduc sur la vitesse de propagation de fissure. Ces paramètres ont été déterminés par

l'interpolation des données expérimentales disponibles. La figure 2.39 compare la prédiction de la vitesse de fissuration par chaque équation. Il est clair que l'équation Battelle sous-estime la vitesse de propagation de fissure. En revanche, les résultats de l'équation HLP-originale sont relativement bonnes, malgré un certain écart observé dans le cas d'un faible diamètre. La précision de la prévision est nettement améliorée par l'équation HLP-Sumotimo, figure 2.39 (c).

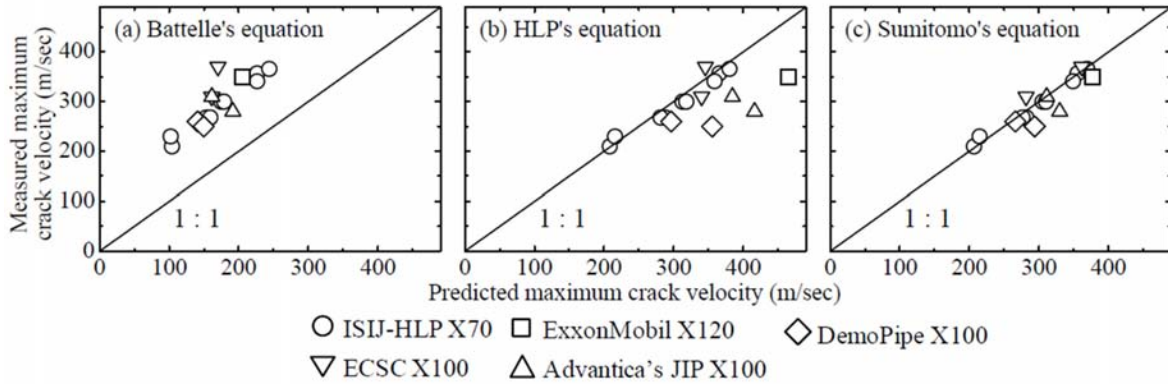


FIGURE 2.39 – Comparaison de l'efficacité de chaque équation à prédire la vitesse de fissuration [17].

Synthèse des approches à deux courbes Dans les années 70, l'Institut Battelle Memorial a proposé le premier modèle visant la modélisation de la propagation de fissure ductile le long du gazoduc. Basé sur l'énergie Charpy comme une mesure de ténacité, ce modèle a connu de nombreuses modifications. La plus importante a été rapportée par HLP dans deux versions de littérature (HLP-originale et HLP-Sumotimo). Dans sa version originale, l'énergie à la rupture d'éprouvette DWTT remplace l'énergie Charpy. Le modèle est présenté avec plus de paramètres dans sa forme Sumitomo [17]. Ces modèles apparaissent sous diverses formes dans la littérature, en raison de divers systèmes d'unités. Tous ces modèles peuvent en fait être unifiés sous la même forme, où la vitesse de propagation de fissure et la pression d'arrêt sont données par équation (2.36) et (2.37).

$$V_f = \alpha \frac{\sigma_{flow}}{\sqrt{R_f}} \left(\frac{P_d}{P_\alpha} - 1 \right)^\beta \quad (2.36)$$

$$P_\alpha = \gamma \sigma_{flow} \frac{4e}{3,33\pi D} \arccos \left(\exp - \frac{\pi E R_f}{24 \sigma_{flow}^2 \sqrt{eR}} \right) \quad (2.37)$$

Avec σ_{flow} la contrainte d'écoulement plastique, R_f la résistance à rupture ductile du matériau et les paramètres α , β et γ , des grandeurs dépendantes du modèle spécifique, Tableau 2.2.

Il est clair que les trois approches ne convergent pas vers le même résultat, d'où la nécessité d'expérimentations. En absence d'essais expérimentaux, des recherches récentes recommandent l'approche HLP-Sumotimo, et admettent que l'approche Battelle est non conservative vis-à-vis de la propagation de fissure dans des conduites fabriquées en acier à haute ténacité avec une énergie Charpy supérieur à 100 J.

TABLEAU 2.2 – Paramètres du modèle d'éclatement du gazoduc.

	Battelle	HLP (originale)	HLP (Sumitomo)
α	c	α_0	$0,67 \left(\frac{e.D}{e_0.D_0} \right)^{1/4}$
β	1/6	β_0	$0,393 (D/D_0)^{5/2} (e/e_0)^{-1/2}$
γ	1	1	$\frac{3,42}{3,22 + 0,2 \left(\frac{e.D}{e_0.D_0} \right)^3}$
R_f	$C_v^{[2/3]}/A$	Dp/A_p	Dp/A_p

2- 2.2.2 LA MÉTHODE À UNE COURBE

Corrélation Battelle En complément de la méthode à deux courbes, des corrélations en fonction de l'énergie Charpy ont été proposées (Single-Curve Method) par Battelle. Ces approches sont utilisées dans les codes de dimensionnement des gazoducs comme un indicateur de niveau de ténacité à respecter pour assurer l'arrêt de la propagation de fissure en fonction de la contrainte circonférentielle. Reprenant la méthode Battelle, le niveau Charpy minimal, nécessaire à l'arrête de fissure, est défini par la tangente des deux courbes (courbe-J et célérité d'onde de décompression du gaz).

Pour tenir compte des paramètres géométriques (épaisseur e, rayon du tube R) et la condition de chargement (contrainte circonférentielle σ_H) sur la valeur de l'énergie Charpy à prendre en compte, Battelle Memorial Institute propose la première corrélation, équation (2.38).

$$C_{vBattelle}^{[2/3]} = 2,382.10^{-5} \sigma_H^2 (eR)^{1/3} \quad (2.38)$$

R et e sont en mm, $C_{vBattelle}^{[2/3]}$ l'énergie Charpy V en Joules et σ_H la contrainte circonférentielle en MPa.

Notons que ce niveau est mesuré sur des éprouvettes dont l'épaisseur est égale à 2/3 de celle de l'éprouvette Charpy normalisée, $C_v^{[2/3]}$, prélevée dans l'épaisseur du tube, de sorte que la traction se fait dans la direction circonférentielle. Cependant, la direction de propagation de fissure est la direction longitudinale du gazoduc.

Cette méthode a été développée au début des années 70, à une époque où les aciers du gazoduc ne bénéficiaient pas encore d'une ténacité élevée, le cas des aciers modernes. Il se trouve que depuis les expérimentations grandeur nature, sur des gazoducs à haute ténacité, un facteur multiplicateur se révèle nécessaire pour corriger la prévision de Battelle. Plusieurs chercheurs [124] ont également suggéré que ce facteur de correction soit une fonction croissante non linéaire de l'énergie Charpy. Le premier ajustement a été proposé par Mannucci et al. [125] sous une forme linéaire, équation (2.39).

$$C_{v csm}^{[2/3]} = 1,7 C_{vBattelle}^{[2/3]} \quad (2.39)$$

Où $C_{v csm}^{[2/3]}$ est l'énergie Charpy V (en Joules) préconisée par Mannucci pour garantir l'arrêt rapide de fissuration, et $C_{vBattelle}^{[2/3]}$ son équivalent défini par l'approche Battelle.

Ce facteur de correction empirique a été obtenu en comparant directement les résultats du modèle Battelle-SCM et ceux d'un certain nombre d'essais d'éclatement sur du gazoduc en acier X100. Beaucoup plus tard, en s'appuyant sur le fait qu'une partie importante de l'énergie Charpy est liée à l'amorçage et non à la propagation de la fissure, Leis et al. [8] ont proposé un nouveau facteur de correction qui permet de soustraire la contribution de l'énergie d'amorçage à l'énergie Charpy totale, équation (2.40).

$$C_{vLeis}^{[2/3]} = C_{vBattelle}^{[2/3]} + 0,002 \left(C_{vBattelle}^{[2/3]} \right)^{2.04} - 21,18 \quad (2.40)$$

Où $C_{vLeis}^{[2/3]}$ est le niveau Charpy V (en Joules) exigé par Leis pour l'arrêt de la fissuration. Leis a montré une amélioration de la corrélation entre les valeurs de ténacité prédites par son équation et la ténacité réelle obtenue à partir d'essais d'éclatement, et comparées aux valeurs de ténacité calculées à partir de l'approche Battelle.

Par similitude à la méthode Leis, un ajustement de la formule Battelle a été rapporté par Papka et al. [126]. Cet ajustement est basé sur des essais et des analyses effectués par Wilkowski et al. [127]. Dans les essais de Wilkowski, les contributions de l'énergie d'amorçage et de la propagation de fissure ont été séparées en corrélant les résultats d'essai Charpy conventionnels aux résultats d'essais DWTT pré-fissurée (qui réduit considérablement l'énergie d'amorçage). Basé sur cette corrélation, un ajustement de l'approche Battelle a été élaboré, équation (2.41).

$$C_{vWilkowski}^{[2/3]} = \left(10,29 + 0,1018 C_{vBattelle}^{[2/3]} \right)^{2,597} - 16,8 \quad (2.41)$$

Où $C_{vWilkowski}^{[2/3]}$ est l'énergie Charpy V minimal pour Wikowski. Cette équation est similaire à celle de Leis, qui prévoit un facteur de correction croissant en fonction de la ductilité du matériau. La figure 2.40 montre la différence entre tous ces ajustements et les résultats des essais d'éclatement grandeur nature sur un gazoduc en acier X80 de 56 pouces, soit 1422 mm, de diamètre et 19 mm d'épaisseur. Ce comparatif montre :

- L'incapacité de l'approche Battelle à prédire l'énergie Charpy nécessaire à l'arrêt de la fissuration, surtout pour les niveaux de Charpy élevés, plus de 100 Joules ;
- L'ajustement de Wikowski donne de meilleurs résultats pour les faibles et hautes valeurs d'énergie.

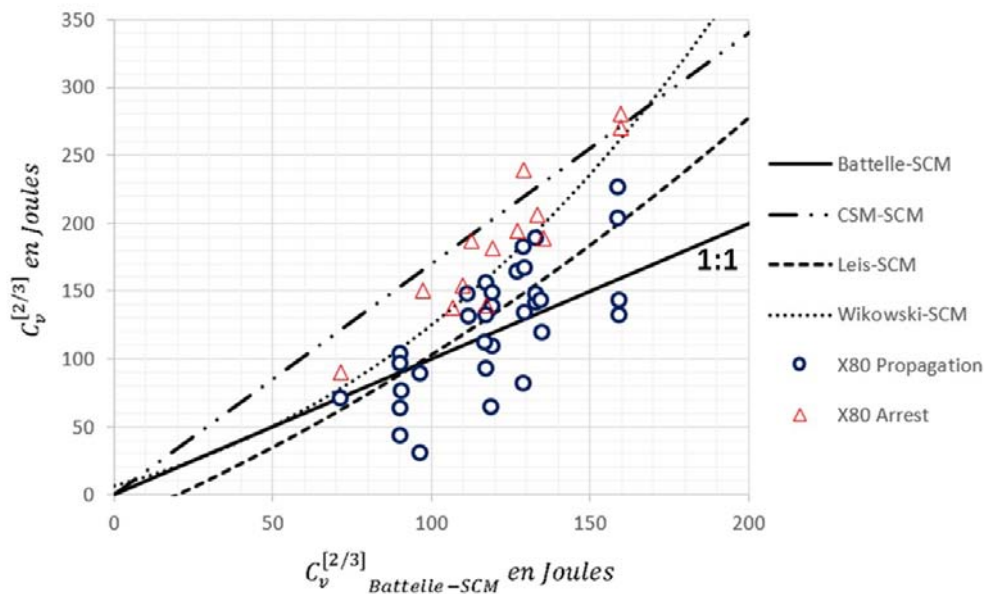


FIGURE 2.40 – Comparaison entre tous ajustements et les résultats des essais d'éclatement à grandeur nature, X80.

Corrélation B.G.C À travers l'équation d'équilibre thermodynamique, le bilan énergétique de la propagation d'une fissure stationnaire (vitesse constante) le long d'un gazoduc

a été posé par British Gas Corporation (B.G.C.), équation (2.42) :

$$\frac{dU_g}{da} + \frac{dS_e}{da} = \frac{dT_e}{da} + \frac{dK_e}{da} \quad (2.42)$$

Où :

U_g : Énergie fournie par du gaz ;

S_e : Énergie de déformation élastique de la paroi du gazoduc ;

T_e : Énergie absorbée à la pointe de fissure ;

K_e : Énergie cinétique absorbée par le gazoduc fissuré.

En conditions de fonctionnement permanent, le gazoduc est sollicité par la pression de service, qui conduit à la présence d'un champ de déformation élastique avant l'éclatement de la conduite. De ce fait, le terme dS_e/da est négligé.

En supposant que la déformation de la paroi du gazoduc reflète la contribution de la force motrice de gaz, U_g , le bilan énergétique, équation (2.42), peut être établi en fonction de :

- La distribution de contraintes (pression) en condition dynamique ;
- La déformation des parois ainsi que ces déplacements.

Étant donné que ni la déformation des parois ni la distribution des contraintes sont connues, Poynton et al. [128] s'inspirent des traitements d'autres problèmes dynamiques similaires et considèrent que la géométrie est quasi-statique. La figure 2.41 montre la représentation schématique de la déformation des coques admise par Poynton.

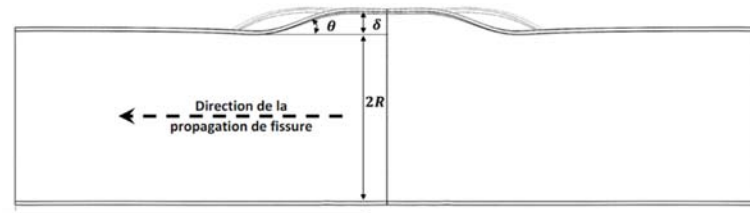


FIGURE 2.41 – Illustration du modèle de Poynton [128].

Par l'application de cette approche de la déformation des coques, l'équation du bilan énergétique est réécrite, équation (2.43).

$$\frac{U_e}{da} = P_d \delta R V_f \quad (2.43)$$

$$\text{Avec : } P_d \delta R = \frac{e_0 \rho \pi R}{6g} (V_f \tan \theta) + G e_0$$

Où

P_d : Pression du gaz ;

δ : Gonflement de la coque, figure 2.41.

L'analyse géométrique réalisée par Poynton permet d'identifier les différentes inconnues de l'équation de bilan d'où :

$$\delta = k_2 P_d \epsilon^3 R ;$$

$$\tan \theta = k_3 P_d \epsilon^3 .$$

Avec $\epsilon = R/e_0$, k_2 et k_3 facteurs de correction numérique.

À l'appui des références [129] le taux d'énergie disponible G et la pression de décompression du gaz, P_d , peuvent être estimés par les équation (2.43) et équation (2.45).

$$\frac{P_d}{P_0} = 0,28 + 0,58 \frac{V_f}{V_a} \quad (2.44)$$

$$G = k_1 C_v^{[2/3]} \sqrt{e_0/e_c} \quad (2.45)$$

Où k_1 est une constante de corrélation, V_a la vitesse acoustique du gaz, P_0 pression initiale; et e_0 , e_c les épaisseurs du gazoduc et de l'éprouvette Charpy.

En introduisant les équations de différentes inconnues, dans l'équation de bilan énergétique, équation (2.42), une condition d'arrêt de fissure a été extraite sous la forme, équation (2.46) :

$$\frac{k_1}{k_2} \left\{ \frac{C_v^{[2/3]} \sqrt{e_0/e_c}}{P_0^2 \epsilon^4 R} \right\} = 0,28 + 0,504 \frac{g k_2^2}{\rho \pi k_3^2 k_1} \left\{ \frac{1}{V_a^2 \epsilon^2} \right\} \quad (2.46)$$

En reportant dans le plan $\left(\frac{C_v^{[2/3]} \sqrt{e_0/e_c}}{P_0^2 \epsilon^4 R}, \frac{1}{V_a^2 \epsilon^2} \right)$ les résultats des essais d'éclatement, la condition limite arrêt/propagation de la fissure est déterminée, figure 2.42, sous forme d'une droite. L'équation de cette droite a permis à Poynton de définir l'énergie Charpy minimale pour que l'arrêt de la fissuration ait lieu, équation (2.47) et (2.48).

50% Confiance :

$$C_v^{[2/3]} = 10^{-3} \frac{PR^2}{e^{1,5}} \left(1,54 - 0,228 \frac{R^{0,25}}{e} \right) \quad (2.47)$$

95% Confiance :

$$C_v^{[2/3]} = 10^{-3} \frac{PR^2}{e^{1,5}} \left(1,76 - 0,228 \frac{R^{0,25}}{e} \right) \quad (2.48)$$

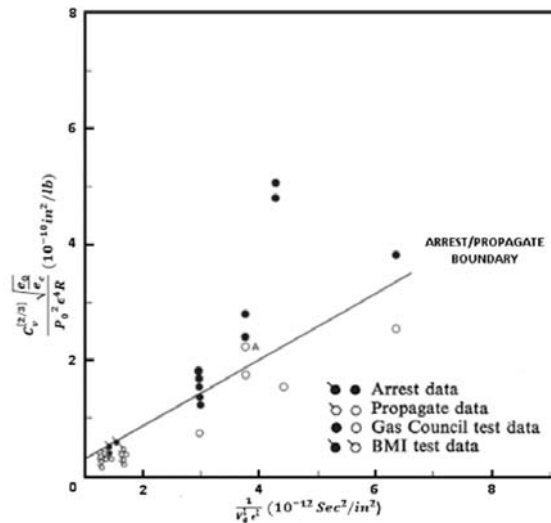


FIGURE 2.42 – Courbe paramétrique des données d'essai d'éclatement à grandeur nature [130].

Synthèse de corrélations Le développement de ces corrélations a été étalé sur 30 ans en utilisant plus de 200 essais d'éclatement, Tableau 2.3. De multiples tentatives de mises à jour de ces approches empiriques ont été réalisées pour les généraliser, en introduisant toutes les caractéristiques de la structure (diamètre, épaisseur), celles de l'acier (limite d'élasticité, résilience) et les conditions opératoires (pression de service, nature du fluide, enfouissement éventuel de la ligne). Ces corrélations restent limitées à un domaine de validité assez restreint, Tableau 2.4. En effet, ces corrélations ont été établies pour les aciers jusqu'au grade X70 et ajustées à travers des essais d'éclatement par méthane ou air. En conséquence, il est dangereux d'utiliser ces corrélations pour les aciers de grades plus élevés, ou pour des gaz différents du méthane comme l'European Pipeline Research Group (E.P.R.G.) l'a montré sur une dizaine d'essais d'éclatement de tubes en acier X80 et X100 [131].

TABLEAU 2.3 – Synthèse de corrélations [132].

Organisme	Relation
Battelle Memorial Institute	$C_v^{[2/3]} = 2,382 \cdot 10^{-5} \sigma_H^2 (eR)^{1/3}$
American Iron and Steel Institute	$C_v^{[2/3]} = 2,377 \cdot 10^{-4} \sigma_H^{3/2} (eR)^{1/2}$
British Gas Corporation	$C_v^{[2/3]} = 10^{-3} \frac{PR^2}{e^{1,5}} \left(1,76 - 0,228 \frac{R^{0,25}}{e} \right)$
Centro Sviluppo Materiali Italsider	$C_v^{[2/3]} = -0,627e - 6,8 \cdot 10^{-8} \frac{R^2}{e} + 2,52 \cdot 10^{-4} R \sigma_H + 1,245 \cdot 10^{-5} \frac{Re \sigma_H^2}{d}$
Nippon Kokan	$C_v^{[2/3]} = 1,765 \cdot 10^{-6} \sigma_H^{2,1} D^{0,6} e^{0,05}$
Japon	$C_v^{[2/3]} = 2,498 \cdot 10^{-6} \sigma_H^{2,33} D^{0,3} e^{0,47}$
Mannesmann	$C_v^{[2/3]} = 19,99 \exp \left(0,0287 \cdot 10^{-8} \sigma_H^{1,76} D^{1,09} e^{0,585} \right)$

$C_v^{[2/3]}$: Énergie Charpy V mesurée sur éprouvette réduite [Joules] ;

R, e : Diamètre et épaisseur de la conduite [mm] ;

σ_H : Contrainte circonférentielle maximale admissible dans le tube [MPa].

TABLEAU 2.4 – Domaine de validité des corrélations données dans le Tableau 2.3.

Diamètre du gazoduc	600 à 1420 mm
Épaisseur de la conduite	6 à 26 mm
Contrainte circonférentielle	130 à 450 MPa
Milieu utilisé	Méthane, air
Matériau grade	Jusqu'à X70
Énergie Charpy maximale	100 J

De ce fait, il est important de développer de nouvelles méthodes moins coûteuses et plus fiables. Nous avons fait le choix d'une méthode numérique qui semble prometteuse. Les quelques bases de cette méthode sont présentées dans le paragraphe suivant.

2- 2.2.3 MODÈLES ANALYTIQUE/ NUMÉRIQUE

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

- Déterminer un critère de rupture du matériau en pointe de fissure dans le pipeline ;
- Établir le couplage entre la décompression du fluide et la propagation de la fissure.

Modèle de Kobayashi La propagation de fissure dans le gazoduc est gouvernée par l'interaction fluide/ structure/ rupture. Les études analytiques ont été basées sur :

- Des modèles simplifiés conçus pour illustrer le mouvement et la déformation des parois du gazoduc au cours de fissuration ;
- Des approches numériques destinées à donner un historique complet de la propagation de la fissure.

Dans les deux cas, les solutions numériques ont été en mesure de vérifier certaines des approximations introduites dans les modèles simplifiés, et de déterminer dans quelles conditions le couplage fluide/structure peut être ignoré. À l'heure actuelle, on ne peut pas prédire avec précision l'historique de l'extension de la fissure.

Même si les vitesses de propagation de fissure dans la direction axiale et dans un matériau ductile sont faibles (moins 300 m/s), la fissure peut facilement parcourir de très longues distances, ce qui nécessite de très importantes capacités de calcul. De plus, contrairement au cas de fissure circonférentielle, la pression du gaz est fortement affectée par le mouvement des parois, d'où le recours à des modèles couplés (fluide/structure) complexes et coûteux.

Hahn [133], Kanninen [134] et Freund [135] ont proposé des modèles simplifiés dans lequel l'ouverture de fissure peut être liée à la déviation radiale moyenne de la paroi. Ces modèles illustrent le rôle de plusieurs paramètres différents et ont été partiellement vérifiés par des solutions numériques présentées par Emery et al. [136, 137]. Cependant, la nature précise de la déformation de la paroi à la pointe de la fissure, l'état de pression du fluide, et le critère de rupture, gouvernant la propagation de la fissure, restent toujours en grande partie inconnues.

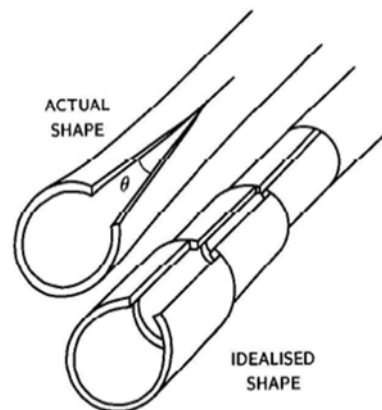


FIGURE 2.43 – Modèle d'éclatement de Kobayashi "Ring model" [138].

En se référant aux observations expérimentales de Baum [139] et Darlaston [140], Emery et al. [138] ont développé un modèle qui considère le gazoduc comme une série d'anneaux coaxiaux indépendants, initialement fermés, susceptibles de s'ouvrir, figure 2.43. Ce modèle repose en grande partie sur les hypothèses de Kanninen [134] et Freund [135] qui considèrent que la section en amont de la pointe de fissure est caractérisée par :

- Une déformation axiale nulle ;
- Une déformation circonférentielle négligeable ;
- Une ouverture de la fissure égale à la déviation radiale moyenne.

La déformation en avant de la pointe de fissure est caractérisée par :

- Une forme circulaire ;
- Les forces cohésives sont confinées dans une zone d'endommagement en avant de la pointe de fissure et centrées autour de la ligne de fissure.

Emery et al. [141] ont analysé des données expérimentales, figure 2.44, et ont constaté qu'à une certaine distance en avant de la pointe de fissure l'état de déformation est parfaitement reproductible dans le cas d'une fissuration stationnaire. De plus, ils proposent l'ouverture des lèvres de fissure comme indicateur d'état de déformation au voisinage de la pointe de fissure.

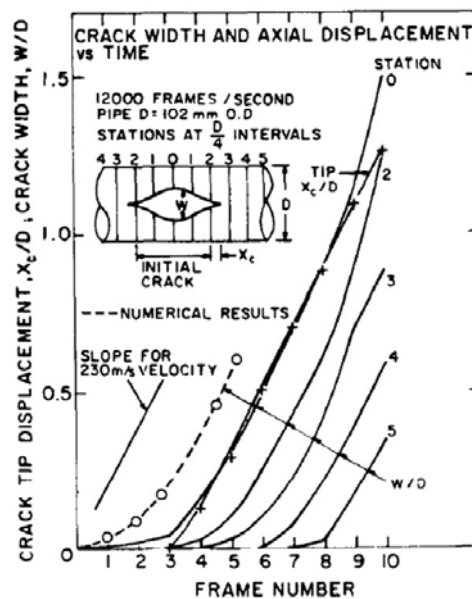


FIGURE 2.44 – Extension de la fissure par unité de temps [141].

En se reposant sur le modèle d'anneaux coaxiaux (Ring model) et les résultats expérimentaux, figure 2.44, Emery et al. ont montré que la pression, P , est liée à l'accélération de l'ouverture de l'anneau, par l'équation (2.49) :

$$\frac{d^2 a(t)}{dt^2} = a_0 \frac{P(t)}{P_0} \quad (2.49)$$

Avec a l'ouverture de l'anneau.

Ce modèle, mis en œuvre, suppose que la fissure se propage axialement à travers un anneau à chaque fois que l'angle d'ouverture à la pointe de la fissure atteint une certaine valeur prescrite de CTOA, appelé CTOA critique " $CTOA_c$ ". Le calcul suit les étapes suivantes :

1. Chaque anneau est initialement fermé ;
2. On choisit l'un d'entre eux et on lui laisse la possibilité de s'ouvrir ;
3. On détermine la pression du gaz qui s'exerce sur l'anneau considéré. Ensuite, l'ouverture de l'anneau est calculée en intégrant l'équation (2.49). Le CTOA est alors défini par le rapport entre cette ouverture et la longueur d'un anneau. Si celui-ci est supérieur au $CTOA_c$ du matériau, une simple ouverture d'anneau simule l'extension de la fissure, sinon on retourne à l'étape 3.

La figure 2.45 illustre la comparaison entre les valeurs mesurées et calculées. Le meilleur accord a été trouvé en utilisant un CTOA de 8°, en bon accord avec les valeurs statiques de CTOA de 9°, pour une tuyauterie en acier inoxydable [142].

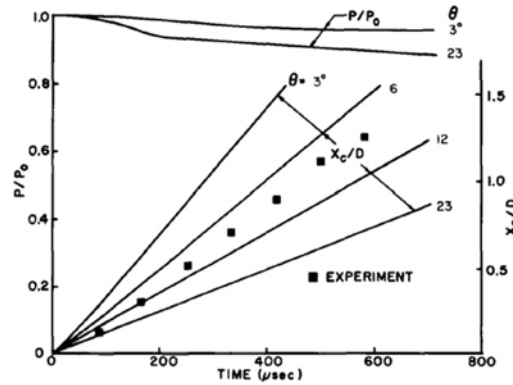


FIGURE 2.45 – Comparaison entre l’histoire de la propagation de fissure mesurée et calculée en fonction du temps [141].

En se basant sur un bilan énergétique, Emery et al. ont montré que la déformation axiale, initialement négligée dans le modèle, joue un rôle important lors d’un essai d’éclatement. En conséquence, une modification du modèle est introduite de telle sorte que l’énergie de flexion liée à la déformation axiale soit prise en compte. Cette modification n’est pas facile à faire, il faudrait que la réponse de tous les anneaux soit calculée simultanément, et que des variables supplémentaires soient ajoutées afin de tenir compte, non seulement de la déformation axiale, mais aussi des forces de cisaillement s’exerçant entre les anneaux. De ce fait, la simplicité intrinsèque du modèle d’anneaux nécessite de considérer autant d’anneaux nécessaires à la modélisation des longueurs conséquentes du tuyau. Une solution beaucoup plus complexe implicite sera utilisée.

Il est important de réaliser que le modèle d’anneaux était destiné à l’origine aux conduites assez épaisses. Ceci implique que la fraction pour l’étirement (axial) soit négligeable par rapport à l’énergie totale. Comme les conduites deviennent de plus en plus mince, Il faut admettre que le mode d’ouverture est dominé par l’énergie de flexion, radiale et cinétique.

Modèle d’O’Donoghue/ Kanninen Quantitativement, l’amorçage et la propagation de la fissure sont régis par une égalité entre la force motrice (pression du gaz) et la résistance dynamique du matériau à l’extension de fissure. Dans le cas du comportement parfaitement ou quasi élastique, cela est exprimé sous la forme :

$$K(\alpha, \sigma, t) < K_D(V, T, e) \tag{2.50}$$

Avec :

K_D est la ténacité dynamique du matériau dépendante de l’épaisseur e , de la vitesse de propagation de fissure V_f et de la température T ;

K est le Facteur d’Intensité de Contraintes fonction de la longueur de fissure a , de la contrainte appliquée σ ainsi que du temps t .

Pratiquement, l’arrêt de la fissure se produit lorsque K devient inférieur à la valeur minimale de K_D , à savoir :

$$K(t) < (K_D)_{min} \text{ quant } t \rightarrow \infty \tag{2.51}$$

Depuis l'apparition des matériaux à forte déformation plastique, l'application de l'équation (2.50) révèle de grandes différences avec l'expérimentation. D'où la nécessité de nouvelles approches qui incluent explicitement le comportement plastique. Alors que de nombreux paramètres généralisés ont été proposés en tant que critères de rupture plastique et dynamique, aucun d'eux n'a fait preuve de fiabilité.

Kanninen [143] propose l'angle d'ouverture de la pointe de fissure CTOA comme le critère le plus approprié à l'étude de la propagation de fissure le long du gazoduc. Ainsi, le CTOA peut être considéré comme une généralisation inélastique-dynamique de K , équation (2.52).

$$CTOA = CTOA_c \quad (2.52)$$

Par analogie avec K_D , $CTOA_c$ est la ténacité du matériau. Ce paramètre est utilisé pour établir les conditions d'extension ou d'arrêt de la fissure. Il suffit de veiller à ce que la valeur maximale possible du $CTOA_{appliqué}$, qui dépend de la géométrie du gazoduc et du gaz, soit inférieure à la valeur de la ténacité critique, notée $CTOA_c$.

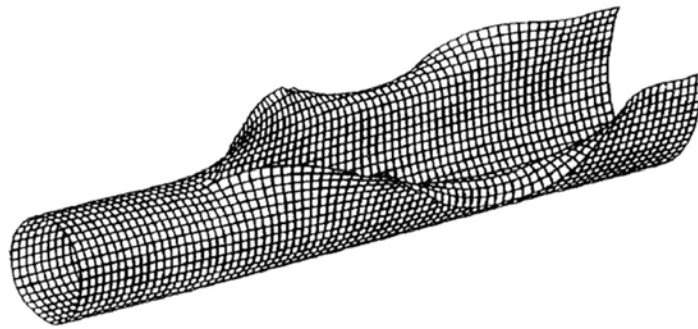


FIGURE 2.46 – Résultats de simulation numérique de la propagation de fissure le long du gazoduc, pression initiale 100 bars [143].

L'hypothèse est que le mode de fissuration stable est considéré comme le mode de rupture le plus dangereux, la fissure parcourt des longueurs assez importantes. En quantifiant la force motrice en termes de $CTOA_{appliqué}$ pour une géométrie du gazoduc et une pression initiale données, il est possible de spécifier la résistance nécessaire pour empêcher l'extension stable de la fissure. Basée sur l'équation (2.52), la propagation d'une fissure ductile, dans un pipeline de transport de gaz en acier de grand diamètre et soumis à une pression élevée, est exclue si la condition suivante est satisfaite :

$$CTOA_{appliqué} < CTOA_c \quad (2.53)$$

Ce modèle nécessite des calculs lourds et compliqués. O'Donoghue et al [143] ont effectué différents calculs en faisant varier la pression dans le tube et sa géométrie, figure 2.46. Ils proposent des équations analytiques qui traduisent, avec une erreur de 8%, les résultats numériques. La valeur de $CTOA_{appliqué}$ dépend de la géométrie, équation (2.54) :

$$CTOA_{appliqué} = C \left(\frac{\sigma_H}{E} \right)^m \left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{flow}} \right)^n \left(\frac{D}{e} \right)^q \quad (2.54)$$

C , m , n et q sont des constantes qui dépendent du type de gaz considéré. Pour le méthane, ces paramètres sont donnés dans le Tableau 2.5. L'utilisation du CTOA, pour la prédiction de la propagation ou l'arrêt de la rupture ductile dans les pipelines, a débuté

TABLEAU 2.5 – Constantes de modèle d’O’Donoghue/ Kanninen.

Paramètres	Borne inférieure (Méthane)	Borne supérieure (gaz humide)
C	106	670
m	0,753	1,176
n	0,778	0,637
q	0,65	0,971

fin des années 80. Les travaux effectués par le Southwest Research Institute (SwRI), CSM, et SNAM, pour la République populaire de Chine, ont conduit à une approche plus globale permettant de décrire et prévoir le processus de la rupture ductile [143, 144]. Ces travaux ont abouti à l’implémentation de modèles numériques, validés expérimentalement, pour évaluer le comportement de la structure, du fluide et de la rupture. Concrètement, ces modèles calculent la force motrice de la fissure en termes de CTOA et en fonction de sa vitesse de propagation stationnaire, V_f .

Une autre partie importante de ces travaux a été de développer des méthodologies expérimentales afin de mesurer indirectement le CTOA critique par différents essais normalisés telle que l’essai Charpy ou DWTT [145]. L’évaluation des essais en grandeur réelle, en utilisant le critère CTOA, a été effectuée pour montrer que l’approche est raisonnablement fiable [146].

Enfin, une bonne compréhension du processus de la rupture et un moyen de mesure fiable de la résistance des matériaux, sont les clés de la réussite.

2- 2.3 CHOIX DU MODÈLE

Du fait de sa simplicité et de sa large utilisation dans les codes de dimensionnement des gazoducs, la méthode à deux courbes TCM a été choisie comme une approche de référence pour la suite de cette étude. L’applicabilité limitée de cette méthodologie aux aciers à haut niveau de ténacité et aux conditions de fonctionnement sous pression élevée et de grands diamètres, est principalement due au fait que les paramètres de TCM ont été étalonnés sur une base de données compilées dans les années 60. Afin de développer une procédure alternative pour la prédiction d’arrêt de fissure, les efforts de recherche ont visé, dans un premier temps, à l’évaluation de l’effet du matériau et de la géométrie sur la résistance à la rupture ductile dynamique.

Ces efforts impliquent souvent des investigations expérimentale/analytique combinées. Bien que des progrès évidents ont été réalisés à l’apparition des nouvelles méthodes, leur mise en œuvre dans les codes actuels de calcul du gazoduc tarde. Une des raisons de ce retard est le manque de bases de données complètes d’essais d’éclatements à échelle réelle nécessaire à leur vérification / validation, etc...

Dans le présent travail, un nouveau critère d’arrêt de fissure, donné par l’équation (2.53) a été étendu à la méthode à deux courbes à travers un modèle de simulation par éléments finis en conjonction avec la technique de libération du nœud. L’objectif de cette étude numérique est de calculer la vitesse de fissuration, la pression d’arrêt et l’étendue de la fissure. Une comparaison avec les différents modèles à deux courbes, à savoir Battelle [11], HLP [12] et le modèle HLP-Sumitomo [17], est réalisée.

Une nouvelle courbe de vitesse de propagation de fissure en fonction de la pression est proposée. Elle sera liée à la ténacité en terme de $CTOA_c$ à la place de l’énergie Charpy ou de l’énergie DWTT, dans les méthodes à deux courbes conventionnelles.

Enfin, la décompression du gaz sera caractérisée par une formulation analytique simple issue de recherches bibliographiques.

2- 3 Bilan

Cette étude bibliographique a été conduite dans le but de définir un cadre théorique de traitement du problème d'éclatement du gazoduc transportant du CO₂ supercritique. À l'issue d'un inventaire des critères de déchirure ductile, nous nous sommes orientés vers l'approche CTOA comme une approche de référence à la modélisation de la déchirure ductile. Au vu de ce choix, une étude expérimentale d'évaluation du CTOA_c est menée dans le deuxième chapitre de cette thèse. Toujours dans ce cadre expérimental, nous avons vérifié l'hypothèse de la propagation ductile à travers l'évaluation de la température de transition ductile-fragile. Dans la troisième section de cette revue bibliographique, nous avons dénombré d'importants modèles d'éclatement de gazoduc. Ces modèles ont été discutés et leurs avantages et inconvénients listés. À l'issue de ce travail bibliographique, nous avons défini une méthode de référence de modélisation de l'éclatement du gazoduc, à savoir la méthode à deux courbes, qui sera employée dans une étude numérique.

Chapitre 3

Étude expérimentale

Sommaire

3- 1 Présentation de l'API 5L X65	59
3- 1.1 FABRICATION DE TUBES	59
3- 1.2 MICROSTRUCTURE	61
3- 1.3 TAILLE DE GRAIN	62
3- 1.4 CARACTÉRISATION MÉCANIQUE DE BASE	63
3- 2 Évaluation de la température de transition ductile-fragile	67
3- 2.1 ÉTUDE EXPÉRIMENTALE	68
3- 2.2 MODÉLISATION NUMÉRIQUE	79
3- 2.3 DISCUSSIONS	85
3- 2.4 EN RÉSUMÉ	86
3- 3 Évaluation expérimentale du CTOA_c	87
3- 3.1 ÉTUDE EXPÉRIMENTALE	87
3- 3.2 RÉSULTATS	98
3- 3.3 DISCUSSION ET ANALYSE DES RÉSULTATS	102
3- 4 Bilan	104

Dans le présent chapitre, nous présentons une description d'un matériau destiné au transport de CO₂ par gazoduc tel qu'il nous a été livré, ainsi que les différentes étapes de sa fabrication. Étant disponible à partir du certificat d'inspection, les propriétés de base macroscopiques et microscopiques de l'état du matériau non déformé sont mesurées. Afin d'obtenir une caractérisation complète du matériau, nous avons réalisé un programme expérimental approfondi. Cette étape s'avère fondamentale pour valider l'éligibilité de l'API 5L X65 au transport du CO₂ supercritique, et pour obtenir les informations nécessaires aux simulations numériques. Cette étude de caractérisation est réalisée en deux parties :

- Dans la première partie, nous définissons la nature de la rupture (ductile ou fragile) de l'acier à une température de -78°C, température atteinte localement en cas de fuite du gazoduc ;
- La deuxième partie évalue expérimentalement la valeur du CTOA critique du matériau : API 5L X65. Des mesures, selon plusieurs méthodes et sur différentes géométries d'éprouvettes, sont proposées afin d'optimiser la procédure de mesure de cette grandeur.

3- 1 Présentation de l'API 5L X65

Le matériau utilisé dans le présent mémoire : API 5L X65, est similaire à l'acier de la nuance X65 utilisé par Manes et al. [147]. Toutefois, les procédés de fabrication sont complètement différents. Alors que les tubes utilisés dans la référence [147] ont été formés à partir de tôles laminées et soudées longitudinalement, les gazoducs, pour lesquels notre nuance est utilisée, sont fabriqués sans soudure. Une esquisse du processus de fabrication est exposée dans le paragraphe suivant.

La production de pipeline est en conformité avec les spécifications en DNV-OS-F101 [148] fournies par VALLOUREC. Une documentation détaillée est disponible en ligne. Les propriétés du matériau varient selon la méthode de production. Il s'avère alors nécessaire d'élaborer un programme d'essais complet.

Toutes les éprouvettes utilisées dans les essais de caractérisation ont été prélevées à partir du même lot de tubes. Selon le certificat de contrôle du matériau, la limite d'élasticité et la résistance à la rupture sont respectivement de 450 MPa et 535 MPa. Le module de Young est de 208 000 MPa [149]. Le diamètre intérieur du tuyau est de 317 mm, pour une épaisseur de la paroi de 19,05 mm, ce qui donne un diamètre extérieur de 355 mm et un rapport diamètre/ épaisseur d'environ 18.

3- 1 .1 FABRICATION DE TUBES

Les tubes sans soudure, utilisés dans cette étude, sont fabriqués à partir d'un produit plein qui peut être un rond, un lingot, un bloom ou une billette. En soumettant ce produit de départ à des compressions radiales par le biais de laminaires, une cavité se forme le long de l'axe longitudinal du cylindre. Ceci est connu comme l'effet Mannesmann [150]. Le cylindre est ensuite percé, élargissant ainsi la cavité pour former une coque. Cette coque est ensuite travaillée en fonction des spécifications souhaitées en termes de diamètre et d'épaisseur. Ce processus continu se compose d'une pluralité de passages à travers divers broyeurs disposés en série pour effectuer des opérations spécifiques sur la billette du métal. La description des quatre étapes du procédé est détaillée ci-dessous.

Étape 1 : Chauffage Le processus de fabrication débute par le chauffage des billettes à une température d'environ 1300°C. À cette température, l'acier s'oxyde rapidement à cause de l'exposition à l'air, d'où l'acheminement des billettes chauffées vers un processus d'élimination des croûtes de rouille formées pendant le processus de chauffage. La figure 3.1 illustre le processus de chauffage des billettes et l'élimination des croûtes, les rendant ainsi prêtes pour un traitement ultérieur.

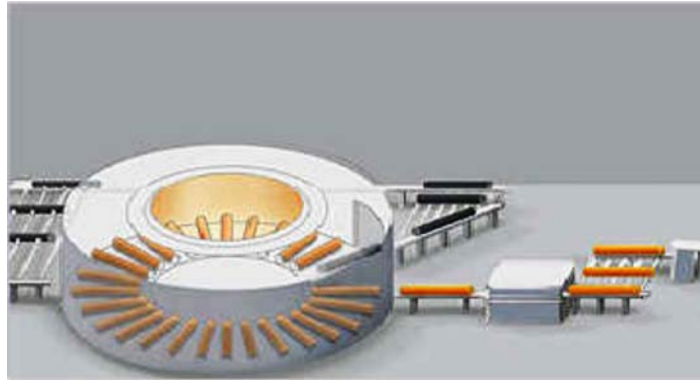
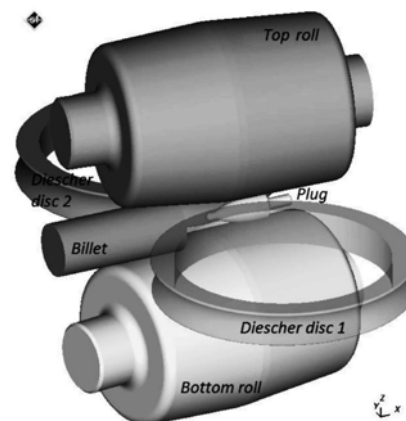


FIGURE 3.1 – Processus de chauffage.

Étape 2 : Perçage/ Laminage Aussitôt chauffées, les billettes subissent des opérations de perçage et de laminage par déformation et sans enlèvement de matière, figure 3.2. À l'issue de ces opérations, les billettes se convertissent en coques qui seront par la suite chauffées pour d'éventuels traitements chimiques.



(a) Illustration du processus de perçage.



(b) Modèle du processus de perçage rotatif [148].

FIGURE 3.2 – Processus de Perçage/ Laminage.

Étape 3 : Laminage à chaud Le processus de laminage à chaud se compose de deux sous-étapes :

1. Allongement ;
2. Réduction d'épaisseur.

Au cours de l'étape d'allongement, les coques préalablement traitées thermiquement subissent un laminage à chaud suite à leur passage entre deux moulins roulants, figure 3.3. Ces moulins permettent de convertir les dimensions du tube-mère dans le diamètre et l'épaisseur finale désirés. Exceptés quelques cas, qui nécessitent d'autres changements de diamètre et d'épaisseur, les spécifications du produit final sont obtenues après cette étape. À ce stade, les tubes sont appelés produits finis à chaud. Ils ont encore besoin de quelques finitions nécessaires comme la coupe à la longueur désirée.

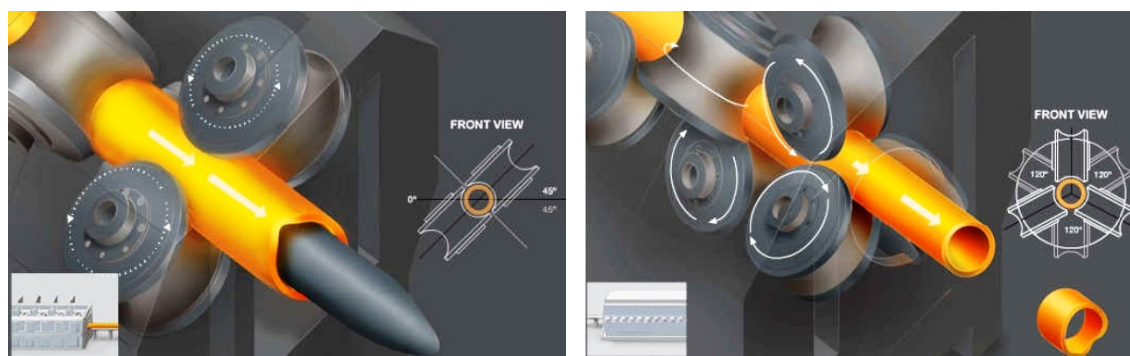


FIGURE 3.3 – Processus du laminage à chaud.

Étape 4 : Laminage à froid Comme mentionné ci-dessus, dans certains cas, les tubes finis à chaud sont en outre laminés à froid pour atteindre leurs dimensions finales requises. Le laminage à froid consiste à rouler les coques entre des rouleaux rotatifs à température ambiante. À cause des opérations électromécaniques et de l'état du matériau peu maniable à cette température, ce processus est intensif en terme énergétique. En raison de limitation de réduction d'épaisseur par passe, un produit peut nécessiter plusieurs passes de laminage à froid pour correspondre à la spécification finale désirée. Les produits obtenus après cette étape de laminage, sont appelés produits laminés à froid.

3- 1.2 MICROSTRUCTURE

La microstructure de l'acier API 5L X65 est observée après polissage et attaque au Nital (mélange d'acide nitrique et d'Éthanol dans un rapport de 3/100). L'attaque révèle une microstructure caractéristique d'un acier ferrito-perlitique, avec des colonies de perlite distribuées dans une matrice de ferrite, figure 3.4. Le résultat est en accord avec la microstructure similaire obtenue par Frigiel et al. [151].

TABLEAU 3.1 – Composition chimique d'acier API 5L X65.

Carbone (Max)	Magnésium (Max)	Phosphate (Max)	Soufre (Max)	Hydrogène (Max)	Silicium (Max)
0,1	1,5	0,015	0,005	0,007/0,015	0,35

Les caractéristiques et les performances mécaniques de ces types d'alliages sont essentiellement liées à la nature des précipités ainsi qu'à la taille des grains de ferrite. La nature des précipités et également leurs températures de solubilité sont les principaux

facteurs de contrôle des réponses de performance de l'API 5L X65. Ainsi, par exemple, Silicium, Titane et Vanadium sont les éléments d'ajouts habituellement utilisés dans le procédé d'affinage de grains d'acier. Ces éléments ont tendance à produire de petits précipités (de l'ordre de grandeur du nanomètre) qui tendent à renforcer le phénomène d'affinage de grains [152]. Le Molybdène est également utilisé à cet effet avec des additions de Niobium. Ils ont tendance à augmenter la résistance de l'acier [153] tout en conservant une bonne ductilité. La composition chimique de l'acier API 5L X65, conformément aux spécifications standards, est donnée en pourcentage massique dans le Tableau 3.1.

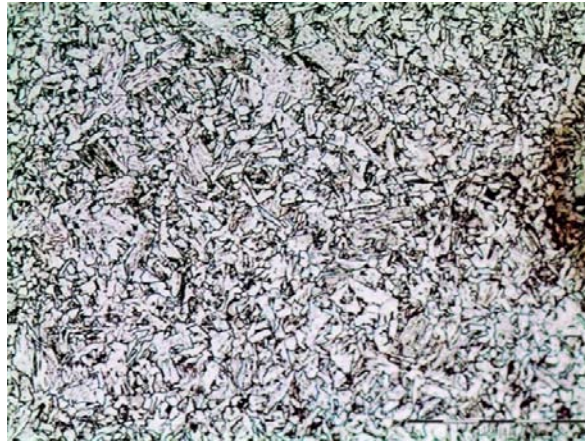


FIGURE 3.4 – Structure de l'acier API 5L X65.

3- 1.3 TAILLE DE GRAIN

L'affinement du grain de ferrite est l'une des méthodes d'obtention d'une combinaison de haute résistance, de bonne ductilité et de soudabilité d'acier. L'augmentation des caractéristiques de traction, en particulier la limite d'élasticité R_e , ainsi que la ductilité par cette méthode, ont été très souvent démontrées [154]. Dans le cadre de cette étude, la taille de grain de l'API 5L X65 suivant les différentes directions du tube a été mesurée. Les valeurs de taille de grains obtenues pour les différentes surfaces sont :

- Surface 1 : 8,87 μm ;
- Surface 2 : 9,73 μm ;
- Surface 3 : 8 μm .

À l'issue de ces mesures, une taille moyenne de grain de ferrite inférieure à 10 μm est retenue. En comparaison avec d'autres nuances d'API 5L X65 commercialisées [151], l'actuelle nuance se caractérise par une taille de grain de ferrite relativement petite. Ceci rend cette nuance plus ductile, et par conséquent plus résistante à l'amorçage et à la propagation des fissures. Nous relevons aussi que la taille moyenne de grain est relativement faible sur la surface 3, figure 3.5. Ceci s'explique par le fait que cette surface a subi un laminage favorisant le processus souhaité d'affinement de grain.

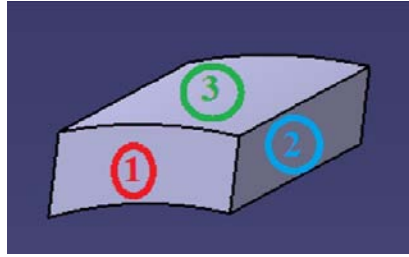


FIGURE 3.5 – Tailles de grains suivant différentes directions du tube.

3- 1 .4 CARACTÉRISATION MÉCANIQUE DE BASE

3- 1 .4.1 Dureté Vickers

La mesure de dureté Vickers est réalisée avec une pointe pyramidale normalisée en diamant d'angle au sommet entre faces égale à 136° et de base carrée. L'empreinte, figure 3.6, a une forme carrée. En mesurant la moyenne "d" des deux diagonales du carré "d1" et "d2", nous calculons la dureté de l'échantillon. La force et la durée de l'appui sont également normalisées.

L'équation utilisée pour le calcul de la dureté Vickers est la suivante :

$$HV = \frac{2F \cdot \sin(136/2)}{g \cdot d^2} \quad (3.1)$$

Avec :

HV : Dureté Vickers ;

F : Force appliquée [N] ;

d : Moyenne des diagonales de l'empreinte [mm] ;

g : Accélération terrestre [m/s²].

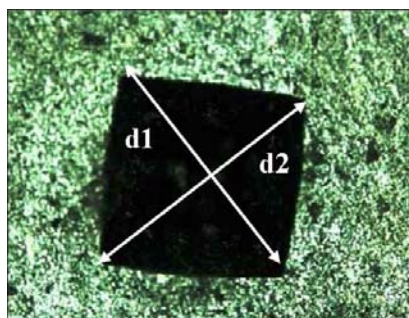


FIGURE 3.6 – Image d'empreinte, dureté Vickers.

Au cours de l'essai de dureté, la valeur de HV est obtenue en utilisant un abaque (un abaque par force d'appuis). Le Tableau 3.2 présente les valeurs de dureté de l'acier API 5L X65, obtenues selon les trois directions de l'échantillon.

La nuance API 5L X65 se caractérise par une très bonne homogénéité des valeurs de dureté. Il est intéressant de souligner que les valeurs de dureté retenues sont en parfaite cohérence avec celles de la littérature [151] et les exigences de la norme API.

TABLEAU 3.2 – Valeurs de dureté de l’acier API 5L X65.

Surface de l’échantillon, figure 3.5	Surface 1	Surface 2	Surface 3
Valeur de la dureté HV	189	199	214

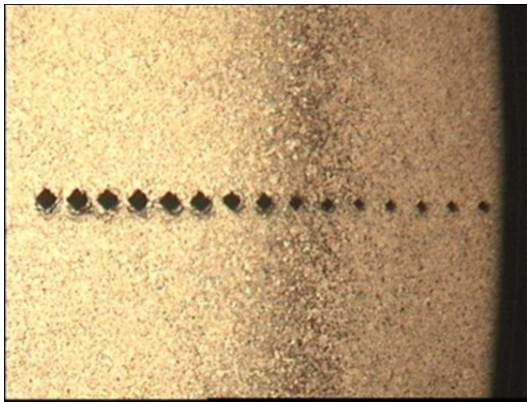


FIGURE 3.7 – Image d’empreintes de micro-dureté.

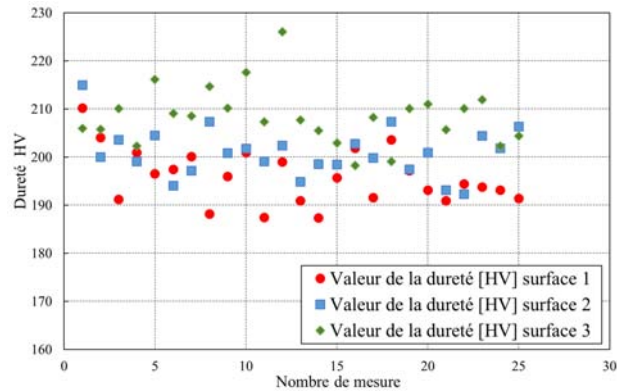


FIGURE 3.8 – Résultats des mesures de microdureté, API 5L X65.

3- 1 .4.2 Microdureté

L’essai de microdureté est un essai de dureté sous faibles charges. Il est utilisé pour caractériser la dureté de certains constituants de la matière et pour étudier les traitements de surface par filiation et les pièces de très petites dimensions, figure 3.7.

La machine réalise 25 essais de dureté dans une direction choisie de l’échantillon. Les résultats de l’essai de microdureté sont présentés dans le Tableau 3.3.

Les résultats affirment, en outre, l’homogénéité de la nuance API 5L X65, figure 3.8. Ceci se traduit par un écart type faible, inférieur à 6 HV, suivant les trois directions de l’échantillon. La bonne homogénéité de la nuance est liée au processus de laminage du gazoduc lors de sa fabrication [155].

TABLEAU 3.3 – Valeurs de microdureté de l’acier API 5L X65.

Surface de l’échantillon, figure 3.5	Surface 1	Surface 2	Surface 3
Valeur de la microdureté HV	195,9	200,9	208,4
Écart type	5,72	5,05	6,01

3- 1 .4.3 Comportement quasi-statique

Le comportement quasi-statique du matériau, API 5L X65, est déterminé à travers des essais de traction uni-axiale à température ambiante sur des éprouvettes plates prélevées dans la direction circonférentielle de la conduite. Ces essais ont été effectués sur une machine de traction de type Instron 5585 H de capacité 250 kN, et ont été pilotés en déplacement à une vitesse de déformation égale à 5.10^{-3} s^{-1} . La déformation longitudinale est mesurée par un extensomètre « Clip-on » de base de mesure $l_0=25\text{mm}$.

Les résultats des essais de traction sont reportés sur la figure 3.9. Mise à part une légère dispersion, inférieure à 1%, ces résultats sont bien reproductibles et en bon accord avec la littérature [156]. Après analyse des résultats, nous avons défini les propriétés quasi-statiques moyennes de l’API 5L X65, Tableau 3.4.

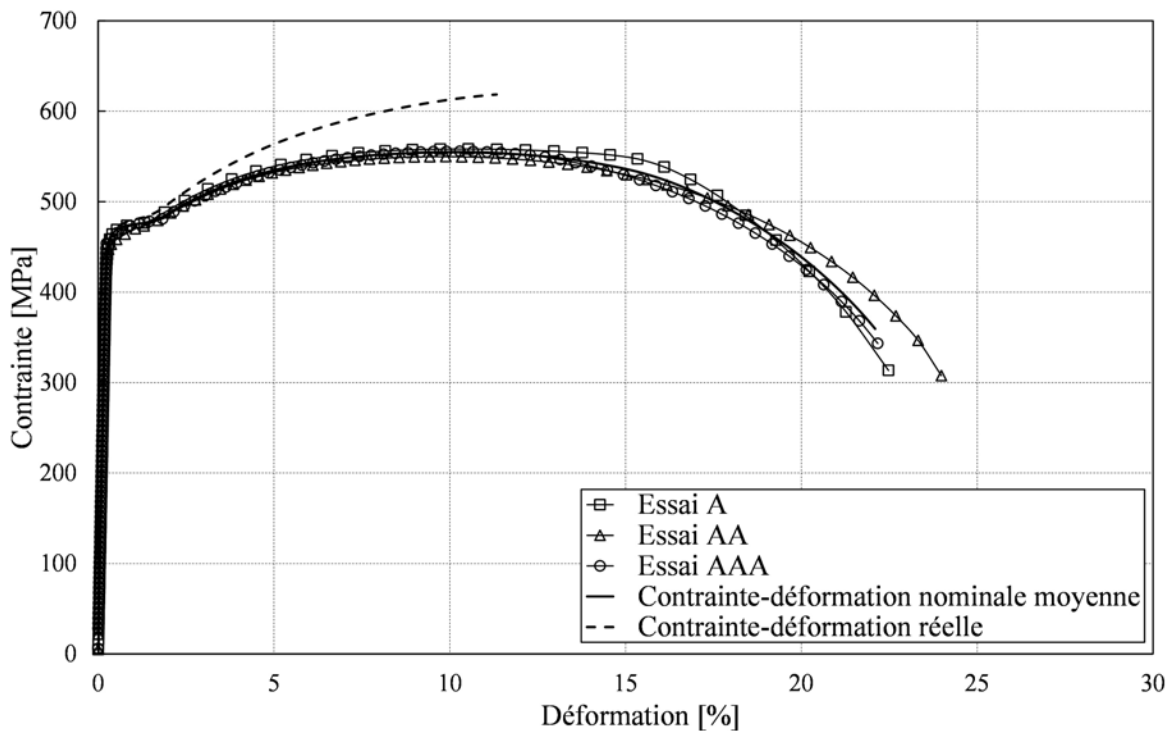


FIGURE 3.9 – Courbes de contrainte-déformation nominales et réelles de l’API 5L X65, à température ambiante.

TABLEAU 3.4 – Les propriétés quasi-statique de l’API 5L X65 à 20°C.

Module de Young E [MPa]	Limite d’élasticité $R_{e0,2}$ [MPa]	Résistance à la rupture R_m [MPa]	Allongement à la rupture A [%]
208 000	465,5	558,6	23,9

Afin de définir la courbe contrainte-déformation vraie, pour laquelle nous occultons le modèle numérique, une courbe moyenne entre les trois essais est calculée. À son tour, cette dernière courbe est convertie en contrainte et déformations vraies (équation (3.2) et (3.3)) puis lissée par l’approximation de type Bridgman [157], équation (3.4).

Déformation vraie :

$$\epsilon = \ln(1 + \epsilon_n) \quad (3.2)$$

Contrainte vraie :

$$\sigma = \sigma_n(1 + \epsilon_n) \quad (3.3)$$

Avec ϵ_n déformation nominale et σ_n contrainte nominale.

Il est primordial d’interpoler convenablement le comportement uni-axial sur tout le domaine relatif à l’écrouissage. Notre choix de l’approximation Bridgman, équation (3.4), est justifié par le fait que :

- Cette loi est déjà implémentée dans le code de calcul Abaqus, ce qui nous permet de réduire considérablement la taille du fichier de calcul. ;
- La deuxième raison est associée à la capacité de cette loi dans des calculs visant les grandes déformations, tel que l’éclatement de gazoduc.

Le Tableau 3.5 récapitule les différents paramètres de lissage.

$$\sigma_{eq} = A + B\epsilon_n^{eq} \quad (3.4)$$

TABLEAU 3.5 – Les paramètres Bridgman de l'API 5L X65 à 20°C.

A [MPa]	B [MPa]	n
465,5	412	0,48

Il faut bien noter que dans le cas de l'approximation Bridgman, le comportement non linéaire (plastique) est indépendant du comportement élastique. De ce fait, le matériau, API 5L X65, est identifié par son module d'élasticité E , son coefficient de Poisson ν , sa limite d'élasticité et par son comportement non linéaire en terme d'équation de Bridgman.

3- 2 Évaluation de la température de transition ductile-fragile

Le CO₂ est transporté sous forme supercritique à une température supérieure à 31,3°C et sous une pression supérieure à 72,9 bars. En cas de défaillance du gazoduc par rupture, la détente brutale de la pression engendre une chute de température qui peut atteindre localement, $T_{loc} = -78^{\circ}\text{C}$, température de sublimation de CO₂ sous la pression atmosphérique. Il est donc nécessaire de s'assurer que API 5L X65 n'est pas fragile à cette température et non susceptible d'une propagation de fissures, figure 3.10.

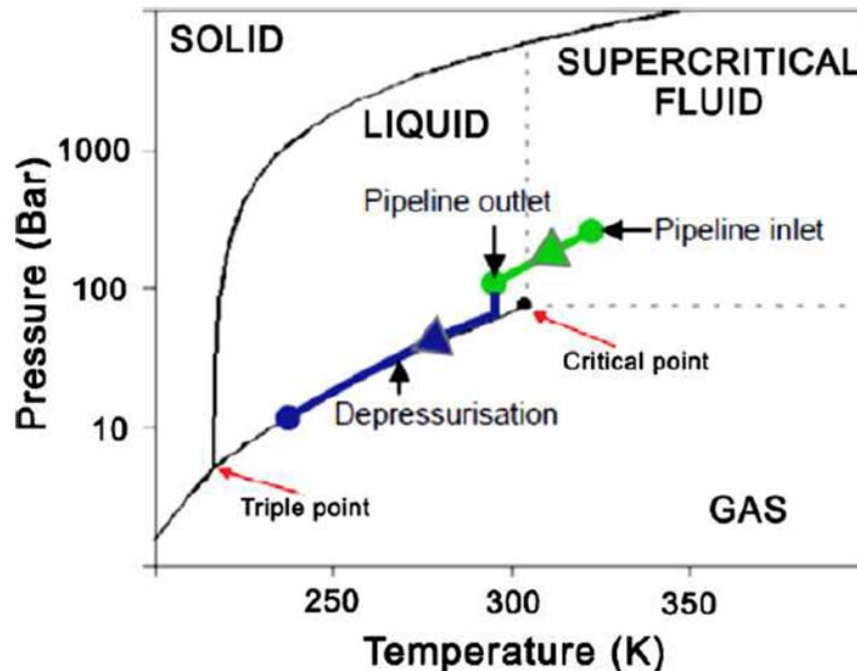
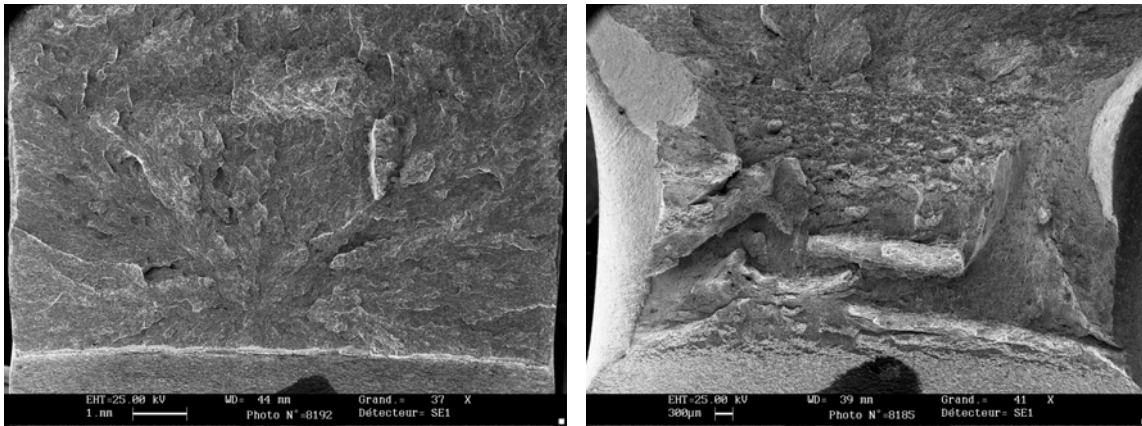


FIGURE 3.10 – Diagramme de phase du Dioxyde de carbone (Impacte de conditions opérationnelles de la pression et la température au cours du transport du CO₂ [158]).

De ce fait, il est évident de s'intéresser à la température de transition ductile-fragile. Le but de cette partie est d'évaluer l'éligibilité de la nuance API 5L X65 au transport du CO₂ supercritique. Dans un premier temps, nous définissons la nature de la rupture, ductile ou fragile, de l'acier à la température -78°C . Usuellement, la nature de rupture est définie par des observations microstructurales des faciès de la rupture, où la rupture ductile se caractérise par un faciès "à nerfs", alors que la rupture fragile correspond à un faciès "à grains ou cristallin", figure 3.11.

Le concept de la température de transition ductile-fragile a été développé au cours de la Seconde Guerre Mondiale, suite au naufrage du navire Liberté [159]. Contrairement aux matériaux purs dont la transition ductile-fragile se produit très brusquement à une température bien particulière, pour de nombreux matériaux, cette transition se produit sur une plage de températures. Cela provoque des difficultés dans la définition de la température de transition unique, d'où les multiples méthodes consacrées à l'évaluation de cette température. Conventionnellement, la transition ductile-fragile est définie comme le point où l'énergie de rupture passe en-dessous d'une valeur prédéterminée [160]. La température de transition ductile-fragile est fortement influencée par des paramètres comme la vitesse de déformation, l'effet d'entaille et l'épaisseur. Le choix de l'essai le plus



(a) Rupture fragile de l'acier X65 à $T = -120^{\circ}\text{C}$, grossissement X 37. (b) Rupture ductile de l'acier X65 à $T = -80^{\circ}\text{C}$, grossissement X 41.

FIGURE 3.11 – Faciès de la rupture de l'API 5L X65, essai Charpy.

approprié, pour fournir une valeur de la température de transition proche de la structure T_{struct} , reste une question ouverte.

En se référant aux normes en vigueur, la température de transition est définie par les essais Charpy. Ainsi, il est nécessaire de connaître le degré de confiance de cette approche. À cet effet, cinq types d'essais ont été réalisés :

- Essai Charpy V ;
- Essai Charpy U avec un rayon d'entaille égal à 1 mm ;
- Essai Charpy U avec un rayon d'entaille égal à 0,5 mm ;
- Essai de traction à basse température ;
- Essai sur des plaques entaillées en V.

À l'issue de ces essais, nous avons déterminé les valeurs de la température de transition.

Il est couramment admis que la résistance à la rupture est sensible au confinement de plasticité. En conséquence, les températures de transition sont aussi affectées. Afin d'évaluer la sensibilité de la température de transition au confinement de plasticité, chaque valeur de la température de transition a été exprimée comme une fonction de la contrainte T (T-stress) [161]. Cette contrainte est souvent utilisée comme un bon indicateur du niveau de confinement. Elle est déterminée par une courbe maîtresse. D'où une seconde partie de modélisation numérique consacrée à l'évaluation de la contrainte T qui domine la distribution des contraintes au voisinage du défaut.

3- 2.1 ÉTUDE EXPÉRIMENTALE

Toutes les expérimentations ont été réalisées au sein du laboratoire LaBPS sous la direction du Dr. Capelle. De ce fait, les conditions d'essais ainsi que la procédure expérimentale sont parfaitement maîtrisées. Le but est de minimiser la dispersion et d'aboutir à des résultats significatifs pour le problème d'éclatement du gazoduc. D'une façon abrégée, les procédures et les résultats expérimentaux feront l'objet des paragraphes suivants.

3- 2 .1.1 Essai de Traction

Afin de déterminer la température de transition ductile-fragile de l'acier API 5L X65, nous avons réalisé des essais de traction dans une enceinte thermique à une température variant de -140°C à $+20^{\circ}\text{C}$ (133 K et 293 K).

Procédure expérimentale La propagation des fissures se fait généralement dans la direction longitudinale. Ceci implique une contrainte d'ouverture au voisinage du défaut (fissure et entaille) équivalente à la contrainte circonférentielle. En conséquence, nous avons privilégié l'analyse du comportement circonférentiel du gazoduc. En respectant cette direction, des éprouvettes de traction plates ont été prélevées sur le tube dans le sens circonférentiel, figure 3.12.

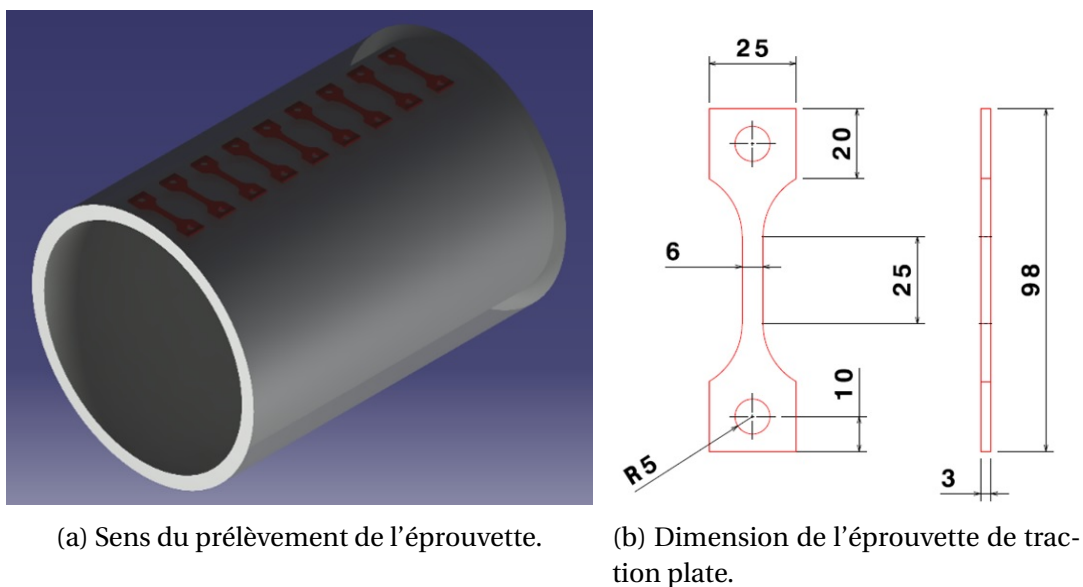


FIGURE 3.12 – Prélèvement de l'éprouvette de traction.

Les essais de tractions ont été réalisés dans une enceinte thermique sous une température variant de -140°C à $+20^{\circ}\text{C}$ par paliers de 20°C . Compte-tenu des dispersions des résultats dans la zone de transition ductile-fragile, nous avons réalisé trois essais à chaque température. La déformation longitudinale est mesurée par un extensomètre "Clip-on" de base de mesure $l_0=25\text{mm}$. La température est mesurée par un thermocouple en contact avec l'éprouvette. Les essais ont été effectués sur une machine de traction Instron 5585 H de capacité 250 kN, à charge imposée. La vitesse de chargement est de $7\text{MPa}\cdot\text{s}^{-1}$. Les mesures effectuées sont comme suit :

- Force : Cellule de charge de $\pm 100\text{kN}$;
- Allongement : Extensomètre longitudinale Clip-on ($l_0=25\text{mm}$) ;
- Température : Thermocouple en contact avec l'éprouvette.

Résultats expérimentaux Connue comme un processus actif thermiquement, la capacité plastique du matériau métallique diminue exponentiellement avec la température [162]. Ainsi, au moment de la transition ductile-fragile, la différence entre la limite d'élasticité $R_{e0,2}$ et la résistance ultime R_m s'annule. Suite aux dépouillements des courbes charge/déplacement, les valeurs moyennes de la limite d'élasticité $R_{e0,2}$ et de la résistance ultime

R_m , des trois essais à chaque température, sont retenues, Tableau 3.6. En se basant sur ces résultats, et afin de déterminer la température de transition, nous avons tracé la courbe de la limite d'élasticité $R_{e0,2}$ et celle de la résistance ultime R_m en fonction de la température (allant de -140°C à $+20^{\circ}\text{C}$) sur le même graphique. La température de la transition est obtenue à l'intersection des deux courbes.

TABLEAU 3.6 – Résultats des essais de traction à basse température.

Température [°C]	$R_{e0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
20	465,5	558,6
0	467,6	564,7
-20	490,9	586,6
-40	509,5	613,8
-60	535	625,3
-80	561,9	641,5
-100	603,4	669,5
-120	644	696,1
-140	735	756,5

Les données obtenues de $R_{e0,2}$ et R_m en fonction de la température ont été lissées pour obtenir deux courbes en utilisant le logiciel Mathematica. Les deux équations utilisées pour le lissage des deux courbes, équation (3.5) et (3.6), sont :

$$R_m = A + B \exp(C * T) \quad (3.5)$$

$$R_{e0,2} = D + E \exp(F * T) \quad (3.6)$$

A, B, C, D, E, F sont des constantes à déterminer, et T la température d'essai. Au cours du lissage, la condition $R_{e0,2} = R_m$ est ajoutée à partir des températures inférieures à la température de transition, figure 3.13.

Les équations obtenues au cours du lissage sont les suivantes :

$$R_m = 506,9 + 843,45 \exp(-0,0094T) \quad (3.7)$$

$$R_{e0,2} = 433,9 + 1910,24 \exp(-0,01405T) \quad (3.8)$$

La température de transition obtenue est donc $T_t = -150^{\circ}\text{C}$ (123 K), inférieure à la température locale $T_{loc} = -78^{\circ}\text{C}$ (195 K).

Étant donné la difficulté de réaliser des essais de traction à basse température, les essais de rupture fragile sont généralement des essais de choc sur éprouvettes entaillées. L'essai le plus répandu est l'essai de flexion par choc sur éprouvette bi-appuyée appelé "essai de Charpy" ou essai de résilience. De ce point de vue et dans le but de déterminer, avec précision, la température de transition ductile fragile de l'API 5L X65, nous avons effectué une campagne d'essais Charpy instrumentés.

3- 2 .1.2 Essai Charpy instrumenté

Le but de l'essai de flexion par choc Charpy est d'évaluer la résistance d'un matériau à une sollicitation dynamique à différentes températures. Cet essai consiste à rompre, sous

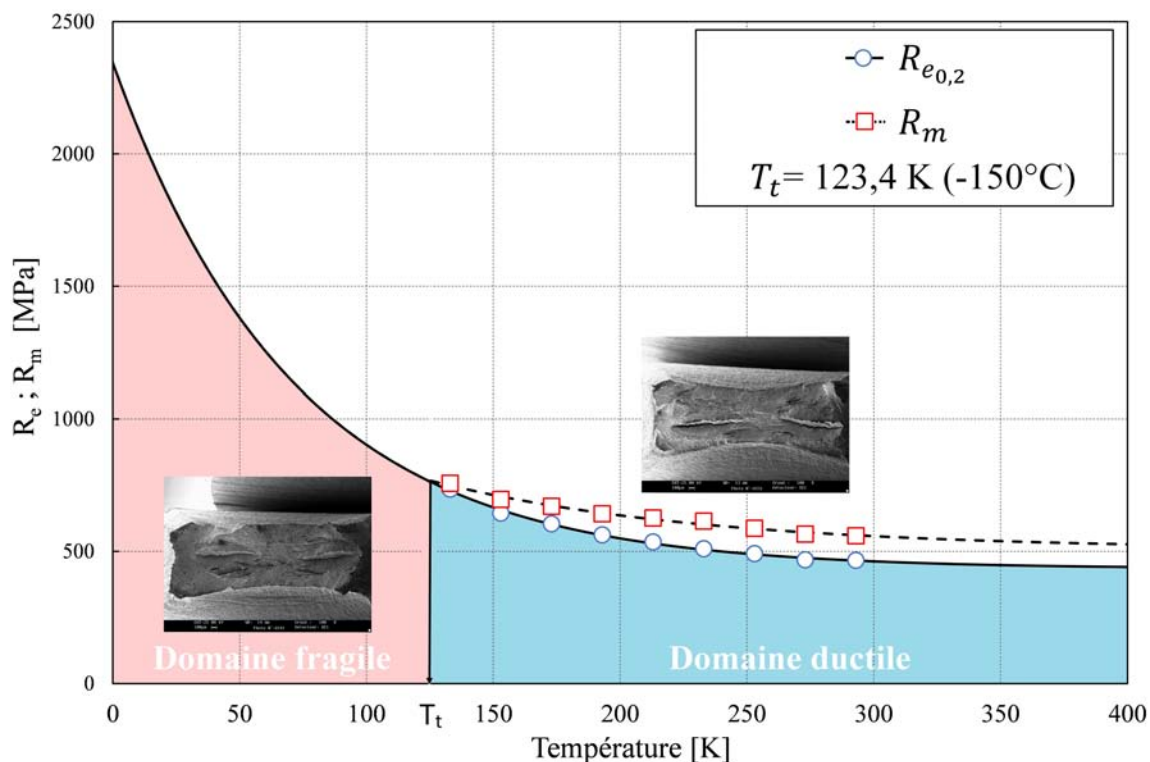


FIGURE 3.13 – Courbe de transition ductile-fragile de l'acier API 5L X65.

l'action du marteau d'un pendule, une éprouvette entaillée préalablement placée entre deux appuis. Après soustraction de l'énergie finale et les pertes dues au frottement (air et liaisons mécaniques), nous obtenons l'énergie nécessaire à la déformation et à la rupture de l'éprouvette dont on déduit l'énergie par unité de surface appelée résilience K_{CU} ou K_{CV} . La résilience n'est pas une grandeur intrinsèque au matériau, elle dépend en effet de la géométrie de l'entaille. Deux types d'entailles sont normalisés, dites en U et en V. Usuellement, l'entaille en V est la plus utilisée pour les aciers de structure ferritique.

Procédure expérimentale Dans le cadre de cette étude et afin de quantifier l'influence du confinement de plasticité, des essais sur trois types d'éprouvettes Charpy entaillées en U et en V ont été menés, figure 3.14. Les conditions d'essai sont détaillées par les normes NF EN ISO 14556. Les principales dimensions caractéristiques de l'essai Charpy sont rappelées dans le Tableau 3.7. Les essais sont effectués sur un mouton-pendule Charpy instrumenté, Zwick /Roell RKP 450 disposant d'une énergie initiale de 450 Joules, figure 3.15. De plus, le marteau d'impact est instrumenté par des jauges de déformations, pour permettre le suivi de l'effort lors de l'essai (capacité maxi : 50kN).

TABLEAU 3.7 – Principales caractéristiques d'un mouton Charpy.

Caractéristiques du mouton-pendule	Dimension
Distance entre appuis	40 mm
Rayon des appuis	1 mm
Angle au sommet du couteau du mouton	30°
Rayon de l'arrête du couteau	2 mm

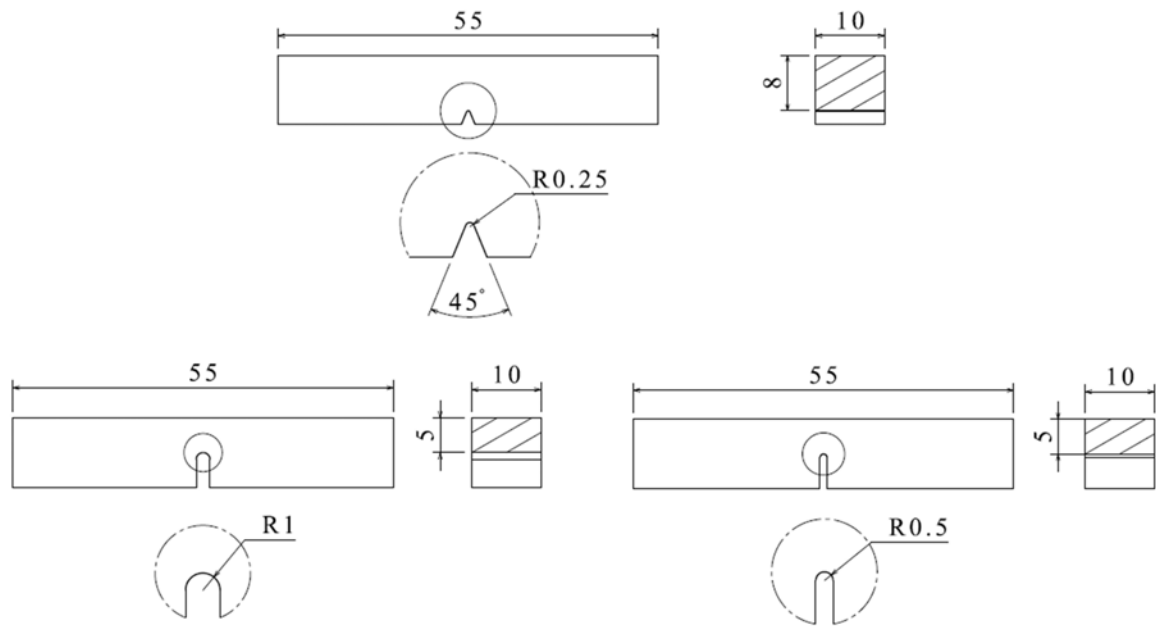


FIGURE 3.14 – Plan d'éprouvettes Charpy, (a) Charpy V; (b) Charpy $U_{0,5}$ ($R=0,5$ mm); Charpy U_1 ($R=1$ mm).



FIGURE 3.15 – Pendule Charpy RKP 450 utilisé au LabPS.

En négligeant l'énergie dépensée lors de l'envol de l'éprouvette et par la déformation du pendule, l'énergie de rupture est déterminée par l'équation (3.9). À l'issue de ces essais, l'évolution de la résilience ainsi que la cristallinité des faciès de rupture en fonction de la température ont été tracées. La cristallinité est définie comme la fraction du faciès qui présente un aspect brillant, typique à la rupture fragile.

$$E_T = P_M \cdot (h_i - h_f) - E_{frot.} - E_{appuis} - E_{cin.} \quad (3.9)$$

$E_{frot.}$: énergie absorbée par le frottement du pendule ;

E_{appuis} : énergie absorbée par la déformation des appuis ;

$E_{cin.}$: énergie cinétique absorbée par l'éprouvette ;

h_i : hauteur initiale du marteau, $v_f = 0 \text{ ms}^{-1}$;

h_f : hauteur finale du marteau ;

P_M : poids (marteau+ bras).

Résultats En se référant à la norme en vigueur, la température de transition de l'acier API 5L X65 est définie directement sur la courbe de l'énergie de rupture en fonction de la température de l'essai. Conformément à la norme, trois températures de transition sont obtenues avec cette méthode :

- T_{K27} obtenue à une énergie de 27 Joules ;
- T_{K50} obtenue à une cristallinité de 50% ;
- $T_{K1/2}$ à la moitié du saut d'énergie entre les plateaux fragile et ductile.

La zone de transition ductile-fragile de la courbe de résilience est caractérisée par une large dispersion des résultats. D'où la répétition des essais ainsi que leurs lissages avant d'être exploités. Selon la norme américaine ASME API 571 [163], la loi Tanh (Oldfield, 1975) [164] est utilisée pour lisser les données expérimentales, équation (3.10). Dans le cas de la courbe de résilience, les paramètres A_{CV} , B_{CV} , C_{CV} et D_{CV} peuvent être reliés à des valeurs typiques par :

- $A_{CV} + B_{CV} = USE$;
- $A_{CV} - B_{CV} = LES$;
- $D_{CV} = LBTT$.

Où :

USE est le niveau d'énergie du plateau ductile,

LES est le niveau d'énergie du plateau fragile,

DBTT est la température de la transition ductile-fragile.

$$KV = A_{CV} + B_{CV} \tanh \left[\frac{T - D_{CV}}{C_{CV}} \right] \quad (3.10)$$

D'autres équations peuvent également être utilisées :

- Tangente hyperbolique :

$$KV = A + B \tanh [C + D] \quad (3.11)$$

- Equation de Boltzmann :

$$KV = A_2 + \frac{A_2 + A_3}{1 + e^{(T-T_0)/dx}} \quad (3.12)$$

- Equation de Langevin :

$$KV = Y_0 + C \left(\coth(T - T_c) - \frac{1}{T - T_c} \right) \quad (3.13)$$

Le lissage des courbes de l'énergie de rupture en fonction de la température de l'essai est effectué sous le logiciel Mathematica. Les coefficients A_{CV} , B_{CV} , C_{CV} et D_{CV} ainsi que le coefficient de corrélation R^2 , qui représente l'erreur obtenue lors du lissage de la courbe, sont rapportés dans le Tableau 3.8. Mise à part la courbe Charpy U_1 , les coefficients de corrélation R^2 sont relativement satisfaisants.

TABLEAU 3.8 – Valeurs des coefficients A_{CV} , B_{CV} , C_{CV} et D_{CV} , pour les courbes relatives aux entailles U_1 , $U_{0,5}$ et V.

Éprouvette	A_{CV} [J]	B_{CV} [J]	C_{CV} [°K]	D_{CV} [°K]	R^2
Charpy U_1	54,89	54,89	17,29	152,52	0,779894
Charpy $U_{0,5}$	62,13	59,55	5,67	185,12	0,848278
Charpy V	137,72	132,45	4,33	180,29	0,983409

L'énergie Charpy et les aspects des faciès de rupture révèlent deux modes de rupture au-dessous et au-dessus de la température de transition, figure 3.16, figure 3.17 et figure 3.18. Nous constatons, à l'exception des éprouvettes Charpy entaillées en U_1 , où ces deux modes de rupture coexistent dans une large zone de transition ductile fragile, l'absence de bi-modalité de rupture (inter-granulaire et clivage) dans le cas d'éprouvette Charpy V et $U_{0,5}$. Cette forte bi-modalité des éprouvettes Charpy U_1 s'exprime avec des valeurs de C_{CV} relativement élevées. En raison de cette bi-modalité, la température de transition $T_{K1/2}$ a été considérée. Elle correspond à des valeurs de D_{CV} . Les températures de transition T_{K27} et $T_{K1/2}$ sont déterminées pour chaque type d'éprouvettes et reportées dans le Tableau 3.9.

TABLEAU 3.9 – Températures de transition T_{K27} et $T_{K1/2}$, pour les éprouvettes avec entaille U_1 , $U_{0,5}$ et V.

Éprouvette	T_{K27} [°C]	$T_{K1/2}$ [°C]
Charpy U_1	-131,3	-121,6
Charpy $U_{0,5}$	-83	-90,2
Charpy V	-99	-93,9

Les résultats des températures de transition retenus à l'issue de cette investigation expérimentale affirment que :

- La transition ductile fragile n'est pas une propriété intrinsèque du matériau, mais dépend fortement de l'entaille mécanique ;
- L'éprouvette Charpy V et $U_{0,5}$ constituent l'essai le plus conservatif, avec une température de transition relativement plus élevée que celle de Charpy U_1 .

Pour surmonter la difficulté du choix de la température de transition de référence, nous nous penchons vers des essais moins conventionnels comme l'essai dynamique sur plaque entaillée en V. Le recours à ce type d'expérimentation est primordial pour comprendre et quantifier l'influence de la géométrie d'éprouvette sur la transition ductile-fragile.

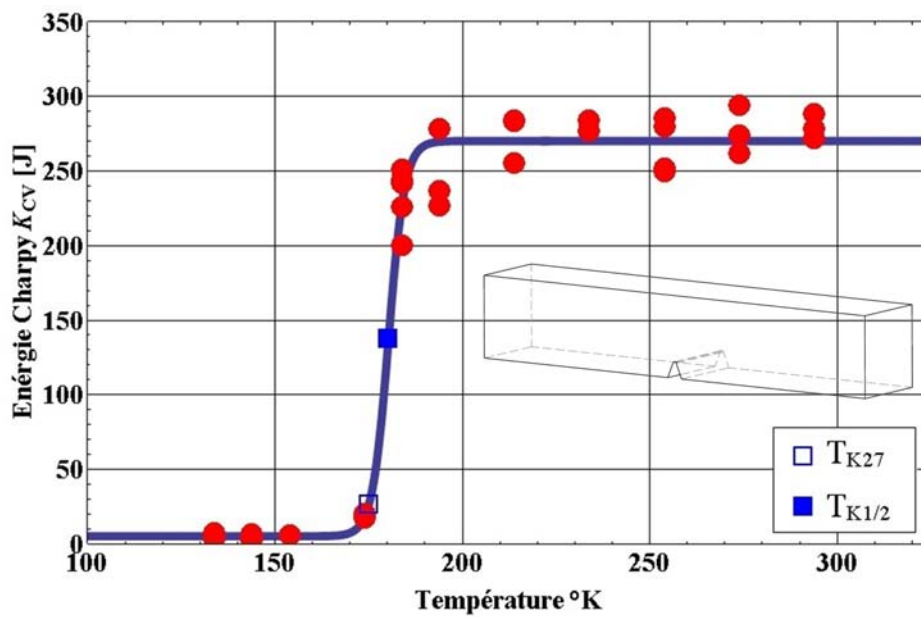


FIGURE 3.16 – Courbe de transition ductile-fragile de l’acier API 5L X65, Essai de Charpy V.

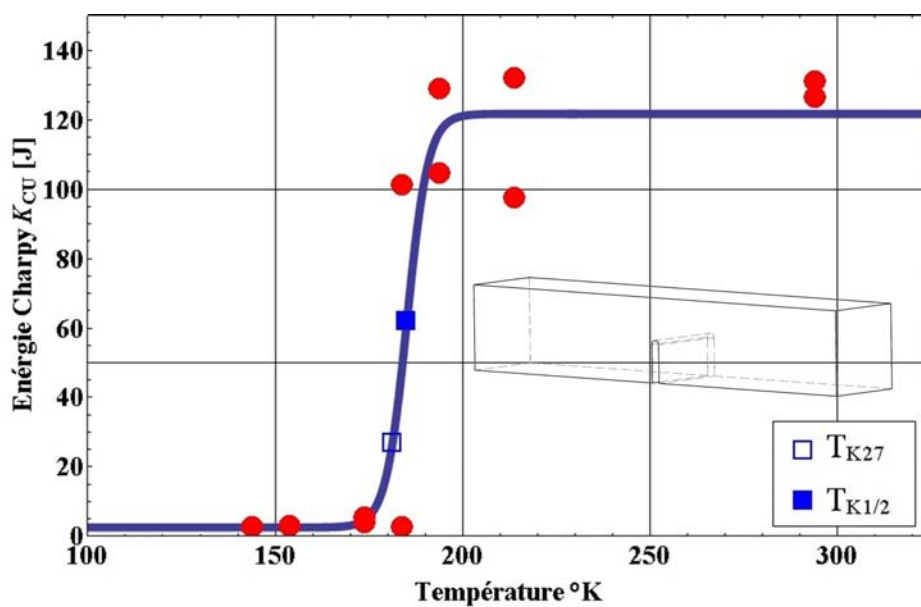


FIGURE 3.17 – Courbe de transition ductile-fragile de l’acier API 5L X65, Essai de Charpy U_{0,5}.

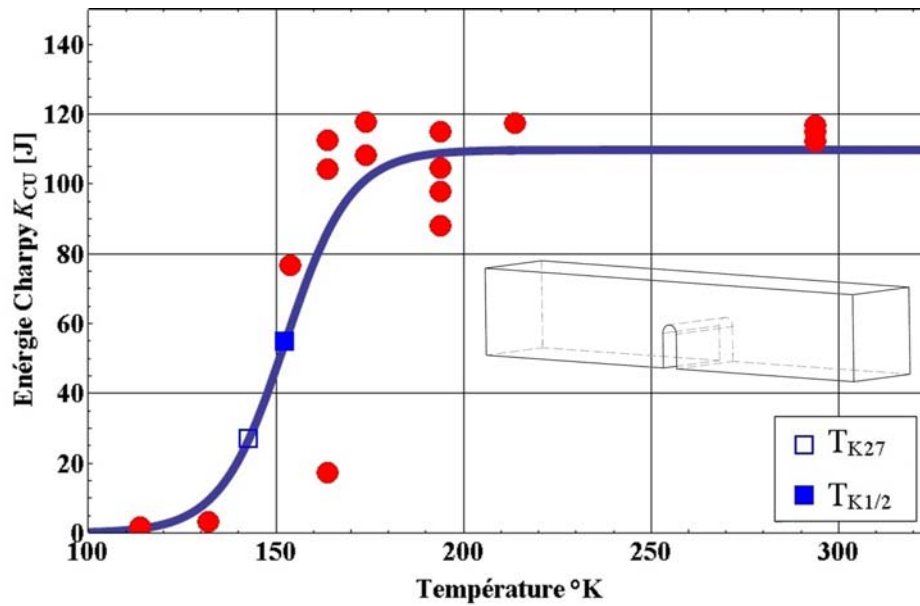


FIGURE 3.18 – Courbe de transition ductile-fragile de l'acier API 5L X65, Essai de Charpy U_1 .

3- 2 .1.3 Essai dynamique sur plaques

En vue de faire varier le niveau de confinement de plasticité sur une large zone, nous avons effectué des essais d'impact sur des plaques à basse température. De même que l'essai Charpy, l'évolution de l'énergie absorbée par l'éprouvette, ainsi que la cristallinité des faciès de la rupture en fonction de la température, sont déterminées.

Description de la machine La tour de chute CEAST 9350 permet de réaliser des essais d'impact pour des énergies allant de 0,59 J à 1800 J, et pour des vitesses d'impact comprises entre 0,77 m/s à 24 m/s. Elle dispose d'une chambre permettant de réaliser des essais à froid (jusqu'à -120°C) ou à chaud (jusqu'à $+150^{\circ}\text{C}$). Le support de l'impacteur peut accueillir des masses marquées pour faire varier la masse tombante, jusqu'à 70 kg. Le marteau vertical est équipé d'un capteur piézo-électrique permettant de recueillir les efforts lors de l'impact (effort maxi 22 kN), et de deux capteurs équipés de jauges de déformations (90 kN et 222 kN).

Procédure expérimentale L'essai est inspiré de l'essai Pellini, défini par la norme ASTM E208 [165]. L'éprouvette est dans ce cas une plaque comportant une entaille en V, prélevée directement dans la conduite. Pour des raisons de faisabilité, géométrie du tube dont sont extraites les éprouvettes, l'entaille se trouve désormais dans le sens circonférentiel du tuyau.

L'essai est réalisé de la façon suivante : l'éprouvette est posée sur le support, la face inférieure étant la face entaillée, puis, portée à la température désirée, et impactée. L'impacteur est un cylindre de rayon 25 mm et de dureté 55HRC. Nous nous intéressons à la nature de la rupture. Pour cela, nous avons estimé la proportion de la surface cristalline en premier lieu, puis l'énergie absorbée, en deuxième lieu.



FIGURE 3.19 – Tour de chute CEAST 9350.

Mesure de la surface cristalline Nous avons observé les surfaces de rupture en utilisant un Microscope Électronique à Balayage du LEM3 (Laboratoire d'étude des microstructures et de mécanique des matériaux). Les images obtenues nous ont permis d'effectuer les mesures de la proportion de la surface cristalline. La figure 3.20 représente les fractographies pour les ruptures à -20°C et à -80°C .

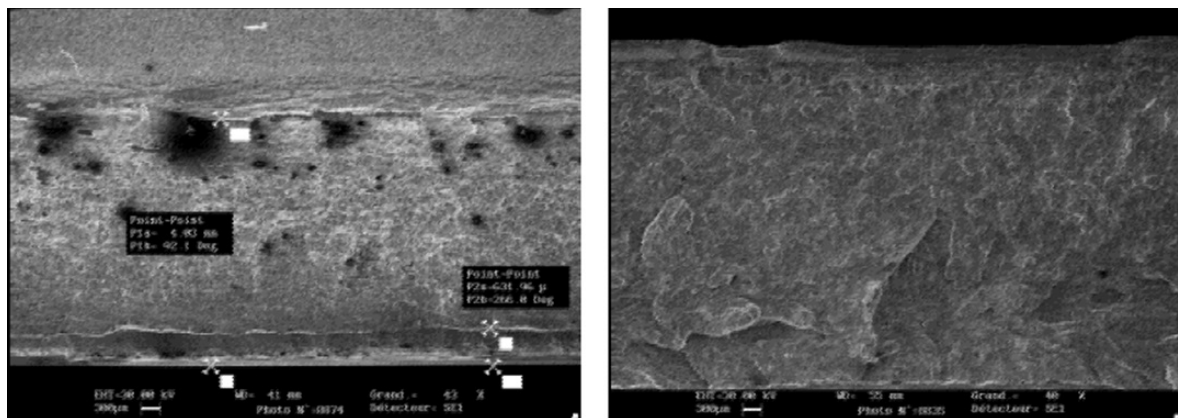


FIGURE 3.20 – Fractographies à -20°C (à gauche) et à -80°C (à droite).

Sur la fractographie à -20°C , nous observons une faible proportion de la surface cristalline (partie inférieure), les deux zones peuvent être identifiées plus facilement en utilisant un grossissement plus élevé, figure 3.21. En revanche, pour la fractographie à -80°C , nous observons que la surface est entièrement cristalline. Il est à noter que les tâches noires sont des interférences (oxydation).

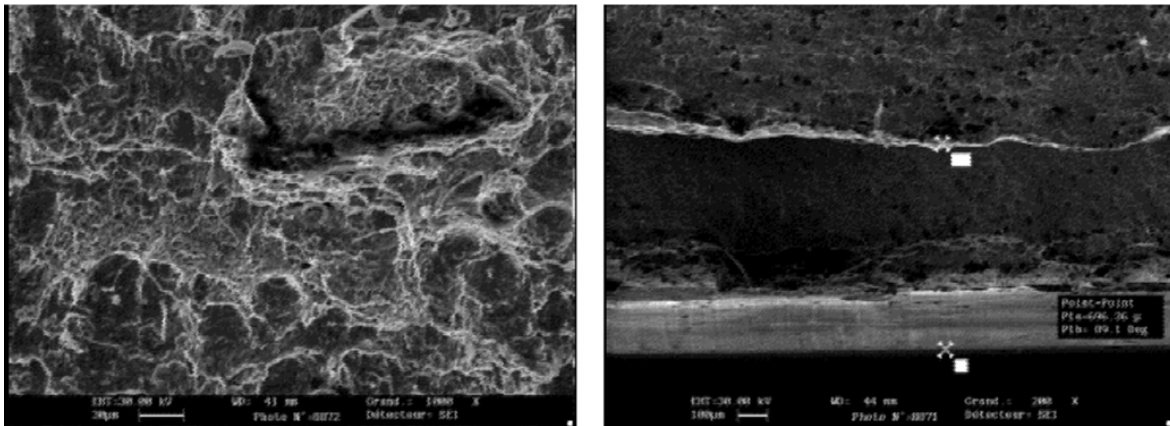


FIGURE 3.21 – Fractographies à -20°C ; faciès ductile à gauche ; faciès fragile à droite.

Résultats Les essais ont tout d’abord été réalisés par pas de 20°C. Le but est de localiser grossièrement la température de transition, puis par pas plus fin à proximité de cette dernière. Le Tableau 3.10 et la figure 3.22 récapitulent les résultats obtenus pour ces essais.

TABLEAU 3.10 – Résultats des essais dynamique sur plaques à basse température.

Température [°C]	Énergie absorbée [J]	Proportion de surface cristalline [%]
[°C]	[J]	[%]
20	710	0
0	606	0
-20	650	0
-40	396	41
-45	-	56
-50	302	53
-55	100	83
-60	358	47
-65	17	100
-70	17	100
-80	26	100
-100	17	100

La figure 3.22 révèle l’évolution de l’énergie absorbée en fonction de la température d’essai. On détermine ainsi la zone de transition. Elle se situe entre -70°C et -40°C. Cette zone est caractérisée par une chute de la capacité de l’API 5L X65 à absorber l’énergie d’impact. La même observation est justifiée par l’augmentation de la surface cristalline connue comme un indicateur de la proportion de rupture fragile par clivage.

Par analogie aux essais Charpy, la courbe de l’énergie absorbée en fonction de la température est lissée suivant l’équation (3.14) :

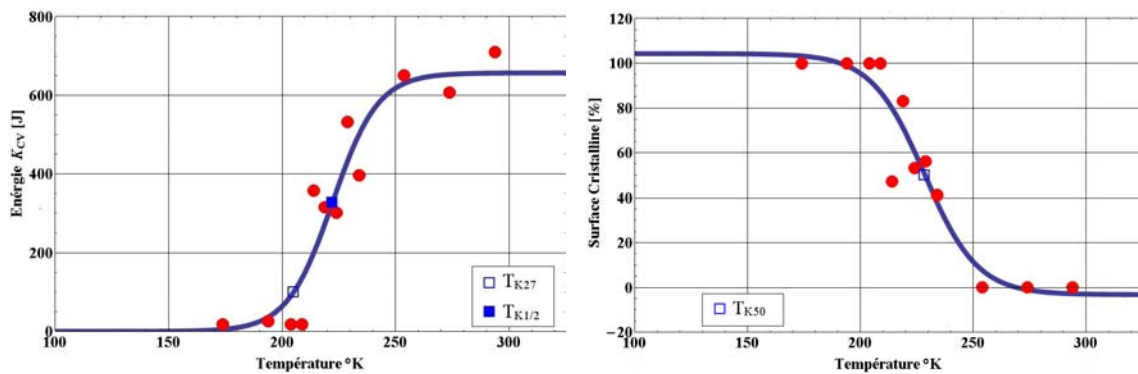
$$KV = A_{\text{plaque}} + B_{\text{plaque}} \tanh \left[\frac{T - D_{\text{plaque}}}{C_{\text{plaque}}} \right] \quad (3.14)$$

Cette approximation est réalisée à l’aide du logiciel Mathematica. Nous notons que la même opération est possible pour la courbe de la surface cristalline en fonction de la température. Pour fournir une base de comparaison avec les résultats des essais Charpy,

TABLEAU 3.11 – Valeurs des coefficients A_{plaque} , B_{plaque} , C_{plaque} et D_{plaque} , pour les courbes relatives aux essais dynamiques sur plaques.

-	A_{plaque} [J]	B_{plaque} [J]	C_{plaque} [°K]	D_{plaque} [°K]	R^2
Courbe énergie	328,41	328,41	20,21	222,241	0,9004
Surface cristalline	50,5373	53,7498	-21,4787	228,28	0,9095

nous nous sommes basés sur la température de transition $T_{K1/2}$, définie à la moitié du saut d'énergie entre les plateaux fragile et ductile. Il en résulte que la température de transition mesurée par ces essais est égale à **-51,9°C** (coefficient D_{plaque}), soit 222 °K.



(a) Évolution de l'énergie absorbée en fonction de la température.

(b) Évolution de la surface cisailée en fonction de la température.

FIGURE 3.22 – Résultats des essais dynamiques sur plaques à basse température.

À ce point d'investigation expérimentale, il est inévitable d'admettre que la température de transition ductile fragile n'est pas intrinsèque au matériau, et que le choix d'un essai ou d'un autre doit être justifié. Pour répondre à cette question, nous avons mené des simulations numériques dans l'intention d'évaluer la distribution des contraintes au voisinage de l'entaille et comprendre ainsi son effet sur la température de transition.

3- 2.2 MODÉLISATION NUMÉRIQUE

La température de transition ductile-fragile est fortement influencée par le type de chargement, la géométrie de l'éprouvette et son épaisseur. Cet effet appelé confinement de plasticité est généralement quantifié par des paramètres tels que le facteur d'entrave à la plasticité L [166], la triaxialité de contrainte β [167], le paramètre Q [168] et la différence de la contrainte [169], équation (3.15).

$$\sigma_{xx} - \sigma_{yy} = \sigma_{yy} (\nu_{ap} - 1) \quad (3.15)$$

Où ν_{ap} est le coefficient de Poisson qui traduit la contraction latérale.

Largement utilisée pour quantifier le niveau de confinement de plasticité, cette différence de contraintes est équivalente à la contrainte T [169] au voisinage du défaut (fissure, entaille). Plusieurs méthodes ont été proposées dans la littérature pour déterminer la contrainte T [170, 171]. Dans nos travaux, nous avons utilisé la méthode des différences de contraintes (SDM) proposées par Yang et Chatel [172] à partir de la distribution des contraintes calculées par la méthode des éléments finis, équation (3.16).

$$T_{ef} = \sigma_{xx} - \sigma_{yy} |_{\theta=0, X_{ef}} \quad (3.16)$$

Physiquement, la contrainte T agit parallèlement au plan de défaut dans la direction \vec{x} avec une amplitude proportionnelle à la contrainte d'ouverture σ_{yy} . Le terme non singulier T peut être positif (traction) ou négatif (compression). Une contrainte T positive conduit à une augmentation du niveau du confinement de plasticité, une contrainte T négative, conduit à une diminution.

Il est admis que la distribution des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} n'est pas constante le long du ligament et qu'elle augmente lentement jusqu'à une distance donnée, figure 3.23. Cette évolution conduit à une variation de la différence de contraintes ($\sigma_{xx} - \sigma_{yy}$). Dans l'intention de définir une valeur de la contrainte T unique, nous avons utilisé la méthode volumétrique [169] qui associe l'endommagement à une distance effective en avant du défaut appelée X_{ef} . La méthode volumétrique implique un volume d'élaboration du processus d'endommagement de la structure en mode élasto-plastique. Ce volume peut être ramené à la définition de son diamètre X_{ef} . Cette méthode calcule la valeur de la distance effective X_{ef} , la valeur de la contrainte effective σ_{ef} et la contrainte T effective. Dans cette partie de thèse, l'intérêt est porté sur la contrainte T_{ef} .

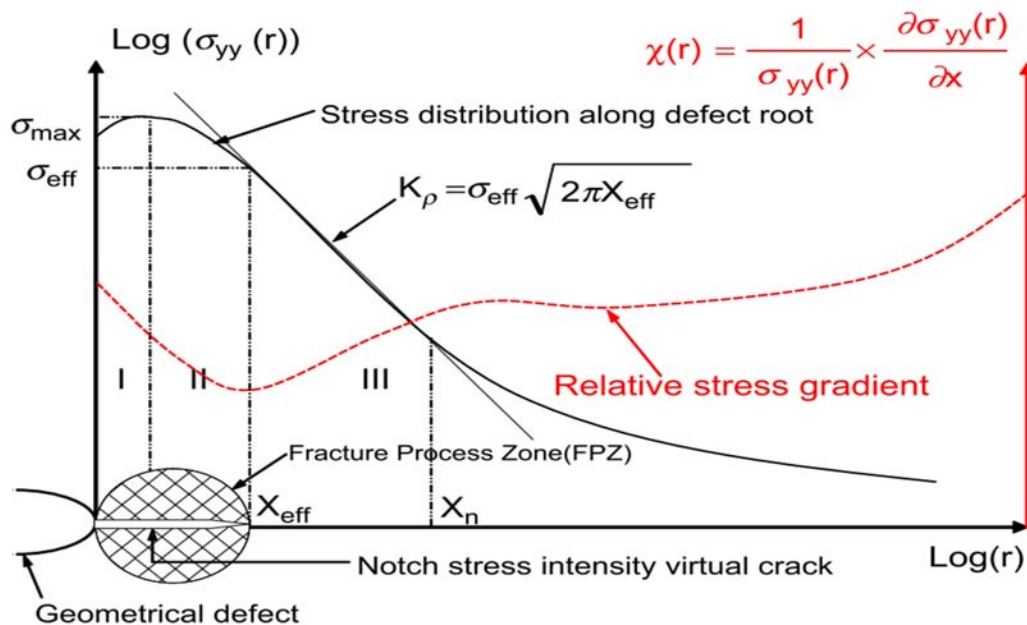


FIGURE 3.23 – Schéma du diagramme bi-logarithmique de la distribution de la contrainte élasto-plastique et du gradient de contraintes en fond d'entaille [173].

Une distribution de contraintes élasto-plastiques et de son gradient sont présentés dans la figure 3.23, où trois zones particulières peuvent être distinguées :

- Zone I : La contrainte élasto-plastique en fond d'entaille augmente jusqu'à la contrainte maximale σ_{max} . Nous remarquons que la contrainte n'est pas maximale en fond d'entaille mais à une distance X_{max} ;
- Zone II : La contrainte élasto-plastique diminue jusqu'à la distance effective X_{ef} , qui correspond au minimum du gradient des contraintes ;
- Zone III : L'évolution de la contrainte élasto-plastique a un comportement linéaire dans un diagramme bi-logarithmique.

Calcul de la distance effective : Le gradient des contraintes s'exprime par :

$$\chi(r) = \frac{1}{\sigma_{yy}} \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial x} \quad (3.17)$$

Où σ_{yy} est la contrainte d'ouverture en mode I.

La distance effective peut être obtenue au voisinage du fond du défaut. Elle correspond au point minimum d'évolution du gradient de contraintes :

$$\begin{cases} \frac{\partial \chi(r)}{\partial x} = 0 \\ \frac{\partial^2 \chi(r)}{\partial x^2} > 0 \end{cases} \quad (3.18)$$

Calcul de la Contrainte T_{ef} : La contrainte effective T_{ef} est définie, par la méthode volumétrique, comme l'intersection de la distance effective X_{ef} avec la distribution de la contrainte T le long du ligament, figure 3.23.

3- 2 .2.1 Modèle numérique

Nous avons réalisé une série d'analyses de contraintes élasto-plastiques en 3D sur des éprouvettes plaques, Charpy V et Charpy U. Nous avons utilisé la méthode des éléments finis sous le code de calcul Abaqus 6.12. Le repère est défini de telle sorte que l'origine soit en fond d'entaille, que \vec{x} soit orienté dans le sens de propagation de la fissure et que \vec{y} l'axe de traction, figure 3.24.

3- 2 .2.2 Maillage

Le maillage a été réalisé à l'aide du pré-processeur élément fini HyperMesh 11.0 pour être importé sous forme de modèle dans Abaqus. Le domaine d'analyse est décrit par des éléments isoparamétriques solides 3D quadratiques quadrangulaires (8 nœuds par maille) à intégration réduite. Ces éléments, dans Abaqus et HyperMesh, sont référencés comme C3D8R.

TABLEAU 3.12 – Synthèse de maillage d'éprouvettes Charpy V, Charpy U_{0,5}, Charpy U₁ et plaque.

Éprouvette	Nbr éléments	Nbr nœuds
Charpy V	71011	78065
Charpy U _{0,5}	136561	146133
Charpy U ₁	132761	142155
Plaque	67793	74426

3- 2 .2.3 Conditions aux limites et chargement

Une fois le maillage réalisé, un ensemble de conditions aux limites et d'interactions sont éditées dans le modèle, figure 3.24. Dans un souci d'optimisation du temps de calcul, l'analyse est effectuée sur un quart d'éprouvette. Compte-tenu de la symétrie, deux conditions correspondent à un plan de symétrie bloquant la translation et deux rotations de deux plans de symétrie dans les directions \vec{y} et \vec{z} sont appliquées. En admettant l'hypothèse que l'impacteur et les appuis sont parfaitement rigides, deux interactions de type "surface-to-surface" entre l'éprouvette d'une part, et l'impacteur et les appuis d'autre

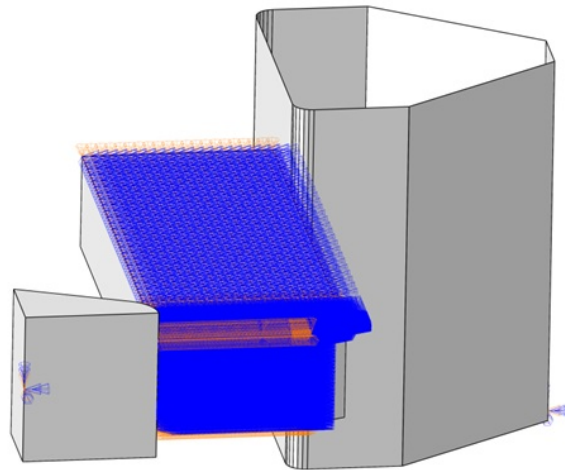


FIGURE 3.24 – Conditions aux limites.

part, sont éditées. Nous admettons que l’amorçage de la déchirure ductile se produit lorsque la charge atteint son maximum F_{max} . Cette dernière a été appliquée dans le modèle numérique. Nous rappelons que les valeurs de F_{max} sont déterminées à l’issu des essais expérimentaux, Tableau 3.13.

TABLEAU 3.13 – Charges critiques des éprouvettes Charpy V, Charpy $U_{0,5}$, Charpy U_1 et plaque.

Éprouvette	F_{max} [N]
Charpy V	-10 300
Charpy $U_{0,5}$	-7 500
Charpy U_1	-8 900
Plaque	-20 000

3- 2.2.4 Résultats

La distribution de la contrainte d’ouverture σ_{yy} et la contrainte T le long du ligament sont extraites du fichier de calcul et tracées en fonction de la distance x du fond d’entaille, figures 3.25 - 3.28. À la base de cette distribution de contraintes, un gradient relatif est calculé. La distance du minimum d’évolution de ce gradient correspond à la distance effective X_{ef} . Une fois que la distance effective de chaque éprouvette est rapportée sur la courbe d’évolution de la contrainte T, la valeur de T_{ef} peut-être extraite.

Le Tableau 3.14 synthétise l’ensemble des résultats obtenus suite à cette étude numérique. À la base de ces résultats, nous soulevons que :

- La distance effective X_{ef} est proportionnelle au rayon d’entaille et à la taille du ligament restant. Résultat en parfaite cohérence avec les résultats rapportés par Hadj Meliani et al. [174] ;
- Chaque géométrie de l’éprouvette se caractérise par son propre niveau de contrainte T_{ef} ;
- L’éprouvette Charpy V et Charpy U_1 se caractérise par un niveau de confinement élevé avec une contrainte T effective inférieure à -400 MPa.

TABEAU 3.14 – Résultats de l'étude numérique.

Éprouvette	a/w	X_{ef} [mm]	Contrainte T_{ef} [MPa]
Charpy V	0,8	0,572	-424.5
Charpy $U_{0,5}$	0,5	0,83	-257
Charpy U_1	0,5	1,762	-434
Plaque	0,5	1,448	-179

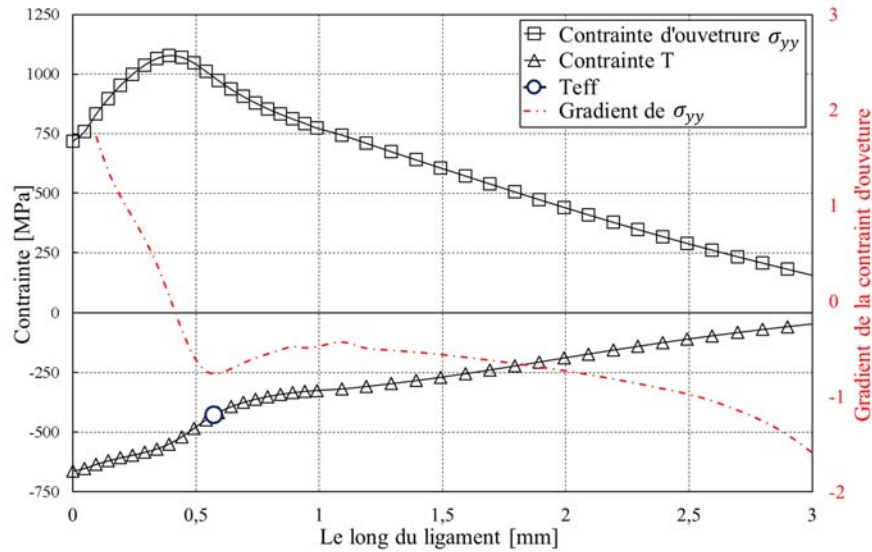


FIGURE 3.25 – Distribution de la contrainte d'ouverture et de la contrainte T en fonction de la distance sous le ligament d'éprouvette Charpy V.

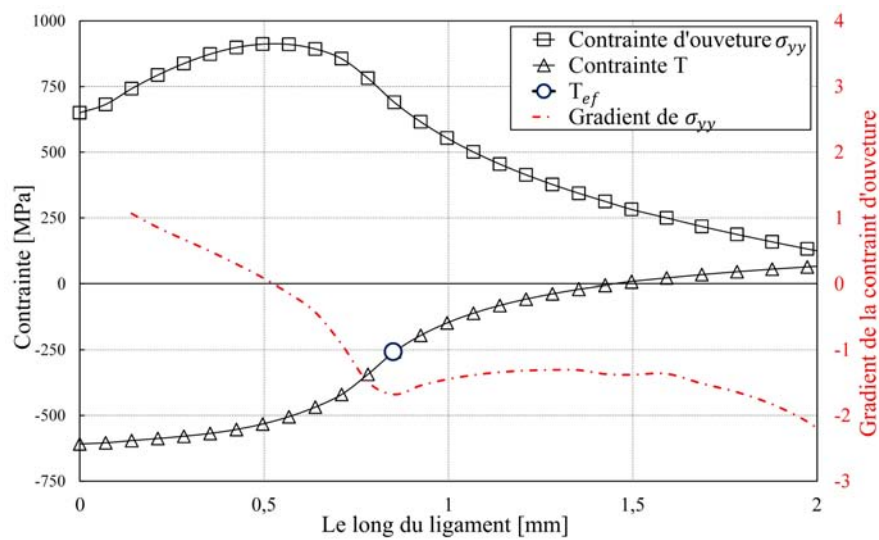


FIGURE 3.26 – Distribution de la contrainte d'ouverture et de la contrainte T en fonction de la distance sous le ligament d'éprouvette Charpy $U_{0,5}$.

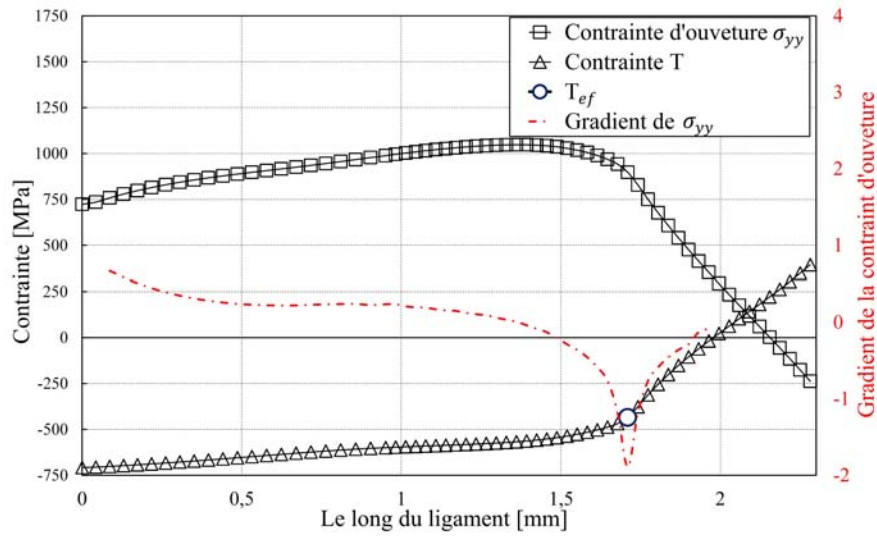


FIGURE 3.27 – Distribution de la contrainte d’ouverture et de la contrainte T en fonction de la distance sous le ligament d’éprouvette Charpy U_1 .

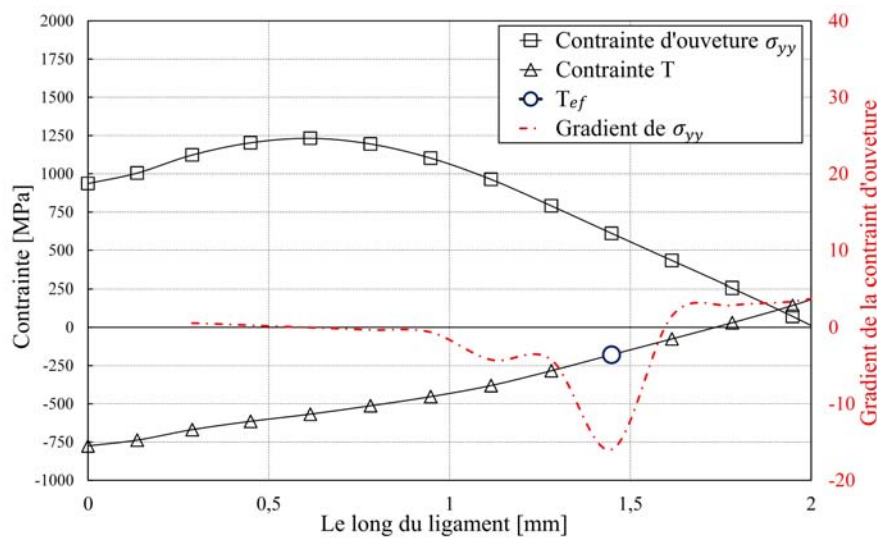


FIGURE 3.28 – Distribution de la contrainte d’ouverture et de la contrainte T en fonction de la distance sous le ligament d’éprouvette Plaque.

3- 2.3 DISCUSSIONS

La bi-modalité de la rupture induit une certaine difficulté pour ajuster les données et définir la température de transition. Pour cette raison, la température de transition $T_{K1/2}$, définie à la moitié du saut d'énergie entre les plateaux fragile et ductile, est utilisée. Parallèlement aux essais, nous avons utilisé la méthode de différence de contraintes (SDM) combinée à l'approche de la méthode volumétrique pour déterminer la contrainte T_{ef} . Les différentes températures de transition obtenues, à l'issue de cette étude expérimentale, ainsi que les niveaux de contraintes T_{ef} sont rapportés dans le Tableau 3.15. En se basant sur ces résultats, une relation entre la température de transition T et la contrainte T_{ef} peut être déduite, équation (3.19).

$$T_{K1/2}[K] = 0,25T_{ef} + 262,6 \quad (3.19)$$

TABLEAU 3.15 – Synthèse des résultats sur les températures de transition, API 5L X65.

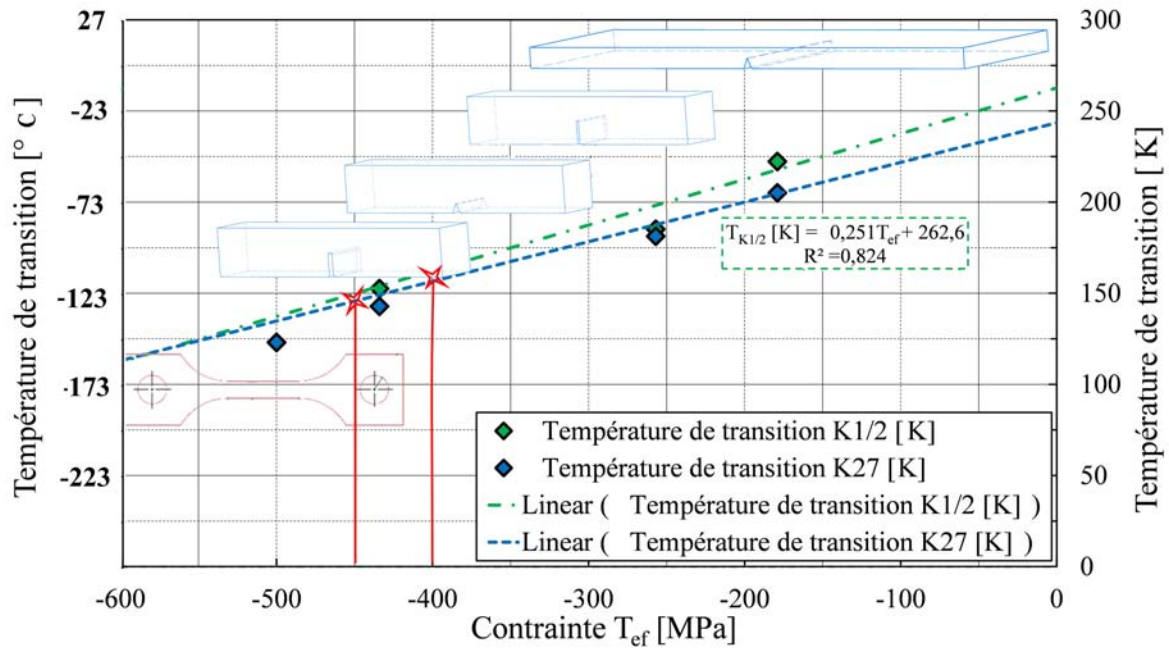
Éprouvette	X_{ef} [mm]	Contrainte T_{ef} [MPa]	Température de transition $T_{K1/2}$ [°C]	Coefficient de détermination R^2
Charpy V	0,572	-424,5	-93,86	0,983
Charpy $U_{0,5}$	0,83	-257	-90,2	0,848
Charpy U_1	1,762	-434	-121,63	0,780
Plaque	1,448	-179	-51,91	0,903

Cette équation représente la courbe maîtresse $T_{K1/2}[K] = f(T_{ef})$, clé pour déterminer la température de transition de référence appropriée à la structure étudiée. En effet, cette température de référence est obtenue en reportant la valeur de la contrainte T_{ef} de la structure $T_{ef,Struc}$ sur la courbe maîtresse.

Nous rappelons que cette étude est portée sur le gazoduc de transport de CO_2 . En se référant à une étude réalisée en amont [174], une contrainte $T_{ef,Struc}$ comprise entre -400 et -450 MPa est retenue. En rapportant ces résultats sur la courbe maîtresse, une température de transition ductile fragile comprise entre -114 et -126 °C est déterminée. À la base de ces résultats, nous approuvons que :

- Le gazoduc fabriqué en API 5L X65 est éligible au transport de CO_2 , la température locale atteinte en cas détente du CO_2 , $T_{loc} = -78$ °C est strictement supérieure à la température de transition ductile fragile du gazoduc, avec une marge de sécurité ;
- Malgré une différence, en valeur absolue, comprise entre 19 °C et 30 °C, la température de transition Charpy V semble la plus adéquate au gazoduc. Ce choix de l'essai Charpy V est justifié par un niveau de confinement de plasticité, en terme de contrainte T , dominant l'état de contraintes d'une éprouvette Charpy V relativement proche de celle du gazoduc. Ceci rejoint le code de dimensionnement de pipeline Eurocode 3 qui préconise l'essai Charpy V [175].

Pour des raisons conservatives, nous tiendrons compte de la température de transition $T_{K1/2} = -94$ °C. À partir de ce résultat, l'hypothèse d'une propagation de fissure, en cas d'éclatement de gazoduc fabriqué en API 5L X65 dans le domaine ductile, est vérifiée. Cependant, le risque de rupture ductile n'est pas non plus à négliger. D'où l'importance de mener une étude complémentaire pour caractériser la déchirure ductile. Dans ce travail


 FIGURE 3.29 – Courbe maîtresse $T_{K1/2}[K] = f(T_{ef})$.

de recherche, nous avons fait le choix d'employer le critère de CTOA comme approche de référence pour la modélisation de la propagation de fissure ductile.

3- 2.4 EN RÉSUMÉ

Dans la présente section "*Évaluation de la température de transition ductile-fragile*", nous avons conduit de multiples essais expérimentaux d'évaluation de la température de transition ductile-fragile. Des essais de traction, Charpy V, Charpy U et dynamiques sur plaques à basse température ont été présentées, et les résultats discutés.

À l'issue de ce travail, nous avons conclu que la transition ductile-fragile n'est pas une propriété intrinsèque au matériau, mais bel et bien une fonction des géométries et de type de chargement.

Pour surmonter la difficulté du choix de la température de transition de référence, nous avons proposé la contrainte T pour évaluer les effets géométriques sur la transition ductile-fragile. En associant le niveau de confinement de plasticité, en termes de la contrainte T effective, aux valeurs de la température de transition, une courbe maîtresse est proposée. C'est à travers cette courbe que nous avons défini la température de transition ductile-fragile du gazoduc fabriqué en API 5L X65. Alors une température de transition comprise entre -114 et -126 °C est déterminée. Ce résultat de température nous a permis de conclure que le gazoduc fabriqué en API 5L X65 est éligible au transport du CO₂ dans son état supercritique.

3- 3 Évaluation expérimentale du $CTOA_c$

Nous rappelons que l'approche CTOA a été sélectionnée comme étant le paramètre le plus représentatif de la résistance à l'extension d'une fissure ductile. Ce choix a été fondé sur une étude bibliographique évoquée à la première section, chapitre 2. L'implémentation de cette approche de ténacité dans un modèle numérique implique l'évaluation du CTOA critique du matériau. C'est pourquoi, nous avons mené une étude expérimentale à température ambiante afin de mesurer la valeur du CTOA critique de l'acier API 5L X65. Nous avons proposé des mesures selon plusieurs méthodes pour sélectionner une méthode préférentielle. Parallèlement au choix de la méthode de mesure la plus appropriée, nous avons conduit une étude par éléments finis. Cette étude identifie la géométrie d'éprouvette la plus favorable à l'évaluation du CTOA critique.

3- 3.1 ÉTUDE EXPÉRIMENTALE

Malgré une standardisation de la mesure du CTOA critique par ISO et ASTM, cette tâche reste assez délicate. Il est donc important de maîtriser le procédé expérimental pour aboutir à des mesures précises du CTOA critique. Compte-tenu de la difficulté expérimentale en termes de mise en œuvre d'essai et de dispersion des mesures, de multiples méthodes ont été exploitées pour évaluer le $CTOA_c$ de l'API 5L X65.

3- 3.1.1 Méthodes de mesure

La littérature est abondante en ce qui est des méthodes expérimentales évaluant le $CTOA_c$. Nous distinguons deux grandes familles d'outils de mesure. D'une part, les méthodes dites directes, telles que la mesure optique [99] à travers des enregistrements vidéo de l'extension de la fissure, la corrélation d'images [98] et la microtopographie [100]. D'autre part, des méthodes indirectes peuvent être utilisées, à savoir : la méthode par éléments finis [23] qui utilise une analyse hybride avec des éléments de type déformations planes au voisinage du fond de fissure, couplés à des éléments de type contraintes planes, ou encore, l'interpolation à partir de la courbe charge/déplacement [103, 102].

Dans le cadre de cette étude, nous avons utilisé deux méthodes. La première consiste à mesurer directement l'évolution du CTOA en utilisant un système de caméra de corrélation d'images digitales (Digital Image Correlation, DIC) équipé d'un logiciel commercial d'analyse d'images qui dispose d'outils de mesure de distance et d'angle. La deuxième méthode, développée au sein du laboratoire, est basée à la fois sur un calcul numérique et des résultats expérimentaux pour déterminer le $CTOA_c$ d'une manière précise. Cette méthode consiste à reproduire l'essai expérimental en combinant l'historique de l'extension de fissure avec un modèle d'analyse par éléments finis afin de mesurer l'évolution du CTOA numériquement (Combining Numerical Method, CNM).

Méthode de mesure directe L'une des méthodes les plus répandues est la mesure optique avec l'utilisation d'une ou deux caméras rapides. La technique de microscopie optique peut aussi être utilisée. Darcis et al [176] ont adopté la méthode optique pour mesurer le CTOA. Ils ont utilisé une caméra digitale de résolution : 2048x1536 pixels pour leurs essais. Les éprouvettes CT utilisées ont été préparées de manière à ce que des lignes droites, parallèles au trajet de fissuration, soient visibles, figure 3.31.

Les quatre approches suivantes ont été utilisées pour mesurer le CTOA :

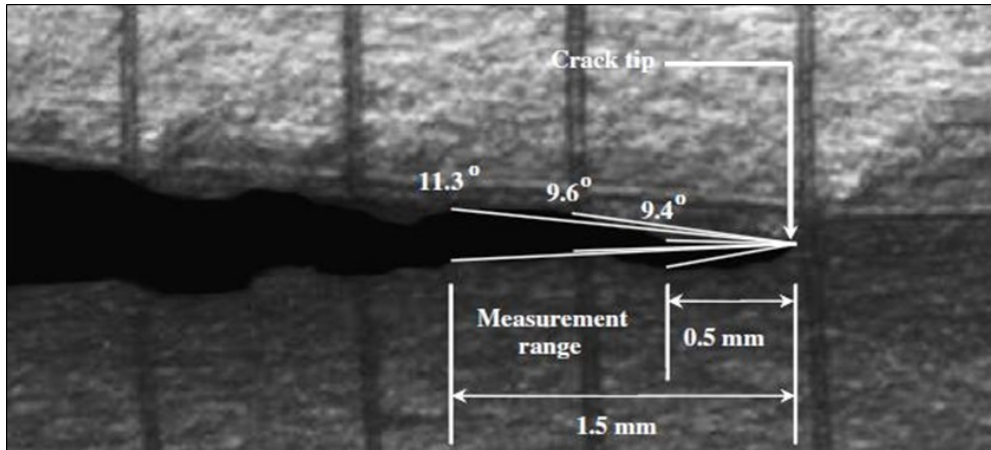


FIGURE 3.30 – Plage de mesure pour les valeurs de CTOA, Méthode 1 [176].

- La première méthode consiste à utiliser les données du profil de la fissure pour faire coïncider des paires de points de référence aux deux surfaces de fissuration à partir du fond de fissure. Ces points doivent être à une distance comprise entre 0,5 mm et 1,5 mm du fond de fissure. Les deux droites formées par ces points doivent se couper au fond de fissure. Pour cette méthode, le front de fissure est toujours inclus dans le calcul du CTOA, figure 3.30 ;
- La deuxième méthode consiste à utiliser les données du profil de la fissure en y faisant coïncider des paires de points. La différence avec la première méthode est que les points sont pris à partir de 0,1 mm à 0,2 mm au-delà du fond de fissure, avec un incrément de 0,5 mm à 1,5 mm du fond de fissure, figure 3.32 (b). Cette méthode n'inclut pas le fond de fissure ou la région adjacente, dans le calcul du CTOA ;
- La troisième méthode consiste à utiliser les points marqués sur les lignes inférieures et supérieures. Pour cette méthode, les points sont choisis par l'opérateur et placés sur la grille de l'éprouvette, figure 3.31. Les deux lignes de la grille les plus proches, de part et d'autre de la fissure, ont été choisies. Le CTOA est directement mesuré à l'intersection des deux droites passant par les points choisis. Chaque droite doit être créée à partir de 2 à 10 points situés dans un intervalle de 0,5 mm à 1,5 mm au-delà du fond de fissure ;
- La quatrième méthode utilise toutes les données du profil de la fissure dans l'intervalle [0,5;1,5mm] pour définir les deux meilleures droites associées aux parties inférieure et supérieure de la fissure. Dans ce cas, 100 à 200 points sont généralement utilisés pour chaque droite.

La première méthode nécessite l'utilisation d'un algorithme pour localiser le fond de fissure, sur le cliché étudié et pour sélectionner les paires de points le long du profil de la fissure avec des distances imposées, figure 3.32 (a). Les paires de points permettent l'obtention de séries de valeurs de $CTOA_i$ en utilisant l'équation (3.20) :

$$CTOA_i = \frac{\delta_i}{L_i} | \Delta a [rad] \quad (3.20)$$

Où δ_i est la distance entre deux points de coordonnées i , et L_i la distance entre le fond de fissure et le point de coordonnée i , figure 3.32 (a). Les $CTOA_i$ sont moyennés ; nous obtenons ainsi une valeur de CTOA pour un Δa donné.

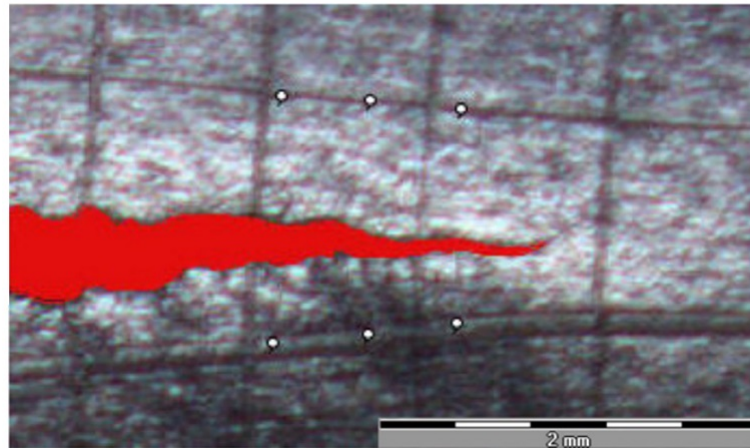


FIGURE 3.31 – Points nécessaires à la mesure du CTOA, Méthode 3 [176].

La deuxième méthode nécessite, elle aussi, l'utilisation d'un algorithme. Elle permet la sélection de paires de points le long du profil de la fissure, tout comme la première méthode, mais en négligeant le fond de fissure, figure 3.32 (b). Les paires de points permettent d'obtenir une série de valeurs de $CTOA_i$ via l'équation (3.21) :

$$CTOA_i = \frac{\delta_i - \delta_0}{r_i} \Big|_{\Delta a} [rad] \quad (3.21)$$

Où δ_i la distance entre deux points de coordonnées i , et r_i la distance entre les points de coordonnées $i = 0$ et i , figure 3.32 (b). À l'instar de la première méthode, il faut calculer la moyenne des $CTOA_i$ afin d'obtenir le CTOA.

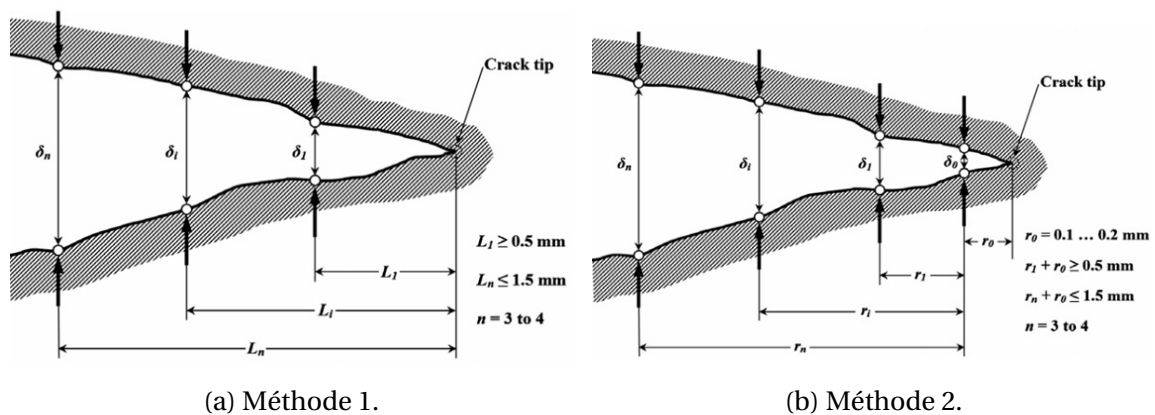


FIGURE 3.32 – Méthodes pour déterminer le CTOA [176].

La deuxième méthode offre plus d'avantages dans sa mise en œuvre du fait que la localisation du fond de fissure, difficilement déterminée, n'est pas primordiale à son application. Cette méthode prédit la localisation du fond de fissure qui correspond à l'intersection des deux droites.

Méthode de mesure indirecte Parallèlement aux méthodes directes jugées compliquées et coûteuses à mettre en œuvre, de multiples techniques indirectes ont été proposées dans la littérature pour la mesure du $CTOA_c$.

L'interpolation de la courbe charge/déplacement des essais DWTT est l'une des techniques les plus utilisées, figure 3.33. Cette technique, proposée initialement par Martinelli et Venzi [177], est basée sur un certain nombre d'hypothèses présentées comme suit :

- 1 – Au cours de la propagation de fissure, l'éprouvette tourne d'une manière rigide autour d'un point central fixe situé à une certaine distance du fond de fissure, équation (3.22) :

$$r^* \cdot (W - a) \quad (3.22)$$

Le facteur de rotation, r^* , a été approximé à la valeur $r^* = 0,42$ pour l'éprouvette de Charpy V [178], et $r^* = 0,57$ pour les grands ligaments d'éprouvette DWTT [103].

- 2 – L'extension de la fissure se produit dans sa direction et dans son plan ;
- 3 – Le moment de flexion appliqué ($P \cdot S/4$), pour l'éprouvette DWTT, est donné par l'Analyse Limite. Il en résulte une corrélation entre la force et le carré de la largeur du ligament restant, équation (3.23) :

$$P = \frac{4 \cdot A^* \cdot \sigma_f \cdot (W - a)^2}{S} \quad (3.23)$$

Où B épaisseur de l'éprouvette et A^* est le facteur de correction lié au matériau.

- 4 – Le CTOA est constant tout au long de la propagation de fissure.

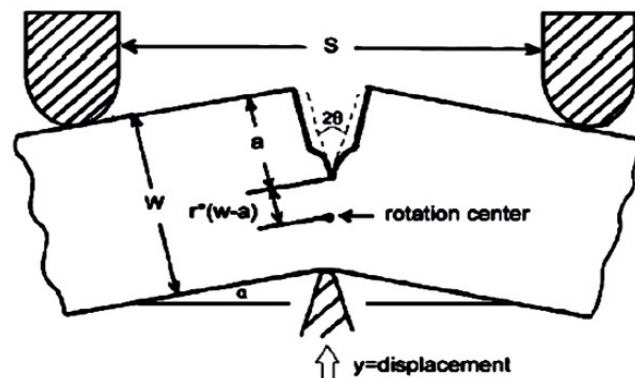


FIGURE 3.33 – Illustration du profil de rupture lors de la propagation de fissure pour une éprouvette DWTT [177].

Suite à une analyse géométrique de la propagation de fissure le long de l'éprouvette DWTT, détaillée dans la référence [177], Martinelli et Venzi ont proposé une définition du CTOA, équations (3.24) et (3.25).

$$\tan \theta = \frac{-2\theta^*}{S} \frac{dy}{d \ln(W - a)} \quad (3.24)$$

$$\text{CTOA} = 2\theta \quad (3.25)$$

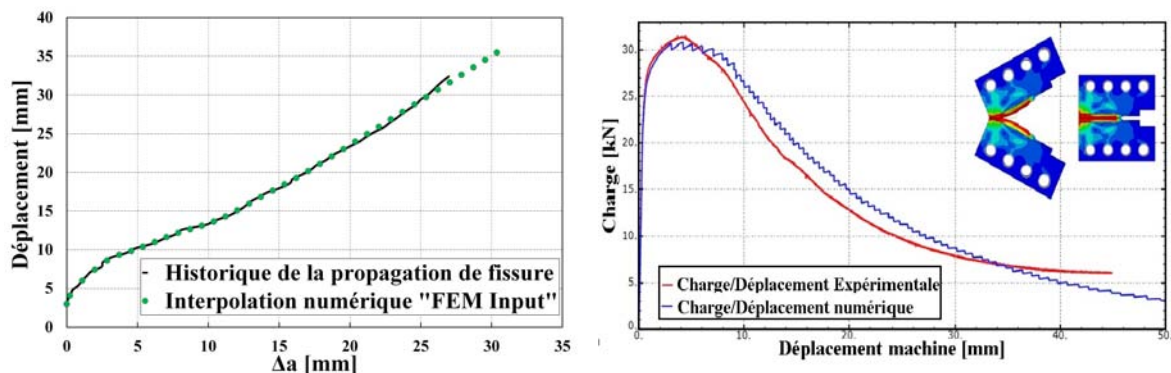
Avec y : Déplacement global de la ligne de charge, figure 3.33.

Cette technique, basée sur une analyse géométrique de la propagation de fissure, révèle de nombreuses incohérences et difficultés :

- Du fait que le centre de rotation est lié à la géométrie ainsi qu'aux propriétés du matériau (limite d'écoulement plastique, niveau de ténacité...), l'hypothèse d'une rotation autour d'un point fixe semble être simpliste et incorrecte ;

- L'hypothèse d'un CTOA constant est aussi douteuse, il est parfaitement admis, suite aux travaux expérimentaux de Newman et al. [23], que le CTOA se caractérise par une valeur élevée au début de la fissuration.

Récemment, des méthodes innovantes sont proposées. En se basant sur l'historique de la propagation de fissure en fonction du déplacement global d'une éprouvette SENB, Lam et al [179] ont proposé une technique semi-numérique pour déterminer l'évolution du CTOA. En utilisant les travaux de Lam, nous proposons une méthode similaire dans le cadre de cette thèse. Pour remédier à l'incertitude de l'hypothèse de déformations planes ou de contraintes planes soulevée par Lam et Newman [179, 23] et qui est typique du modèle numérique bidimensionnel, nous avons implémenté un modèle tridimensionnel.



(a) Historique de la propagation de fissure en fonction du déplacement global d'une éprouvette MCT.

(b) Comparaison entre la courbe charge/déplacement numérique et expérimentale.

FIGURE 3.34 – Technique semi-numérique pour déterminer l'évolution du CTOA.

La capacité de libération des nœuds, fournis par le code de calcul Abaqus, est utilisée pour simuler la croissance de la fissure, figure 3.34 (a). Sous l'hypothèse que le modèle numérique permet de dupliquer l'essai expérimental, nous avons mesuré le CTOA via des résultats numériques. Pour fournir une base de comparaison avec la méthode directe, la distance de mesure d , en amont de la pointe de fissure, a été prise entre 0,5 et 1,5 mm, figure 3.46.

La courbe charge/déplacement est calculée au point de chargement, puis comparée à la courbe expérimentale, figure 3.34 (b). Le bon accord entre la réponse numérique et expérimentale indique que la méthode de simulation de la croissance de fissure réalisée est correcte. Cependant, cette méthode doit être impérativement validée au voisinage de la fissure. C'est pourquoi, nous avons comparé l'état de déformation au voisinage du fond de fissure calculé par la méthode numérique à celui mesuré à travers une analyse par corrélation d'images, figures 3.35 et 3.36. Un bon accord entre les résultats numériques et expérimentaux est constaté, malgré une erreur d'environ 6% pour la déformation ϵ_{yy} et de 21% pour la déformation ϵ_{xx} . Cette comparaison réaffirme que la simulation de l'extension de la fissure est raisonnablement adéquate.

Malgré ces avantages, cette méthode de mesure numérique du CTOA nécessite la connaissance de la courbe d'extension de la fissure en fonction du déplacement, figure 3.34 (a). Ce type de donnée n'est pas toujours accessible, du fait des difficultés de la mesure de l'extension de la fissure Δa , (environnement difficile, températures élevées, humidifiée, vitesses de déformation ...).

Par la suite, nous proposons un calibrage à travers la courbe charge/déplacement, une

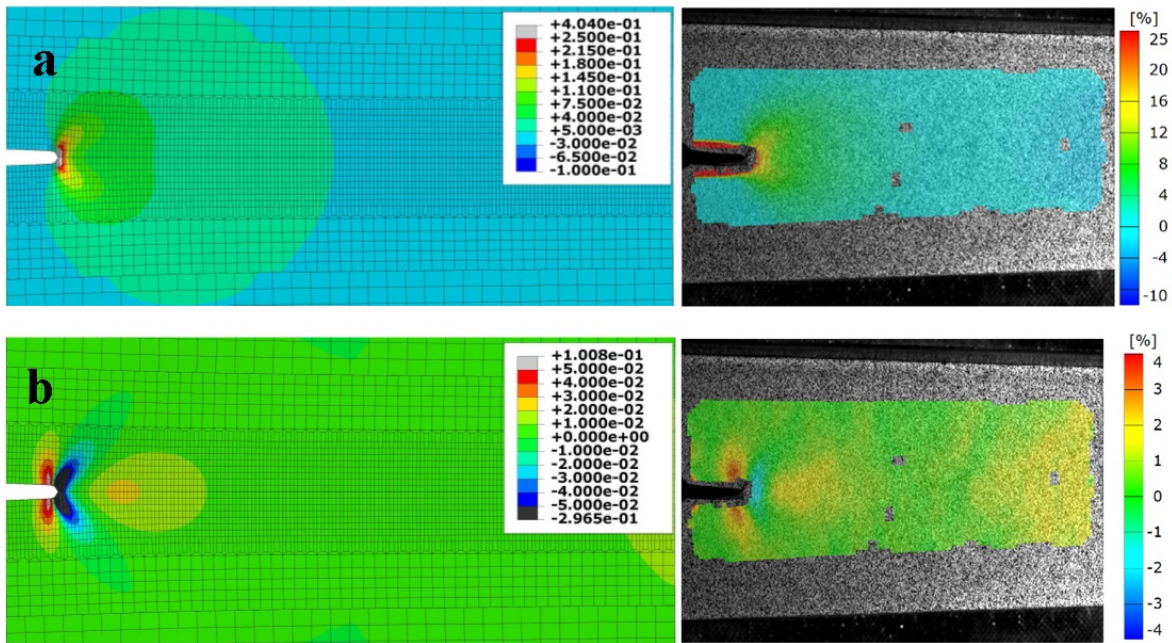


FIGURE 3.35 – (a) Champs de déformation ϵ_{yy} (b) Champs de déformation ϵ_{xx} ; résultats numériques à gauche et par corrélation d'images à droite.

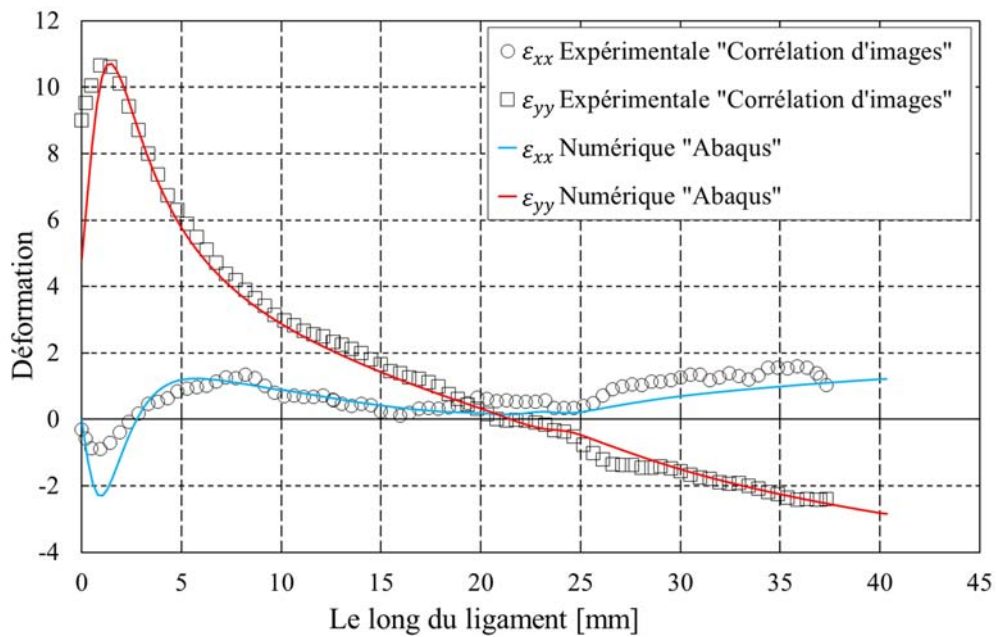


FIGURE 3.36 – Comparaison entre la déformation expérimentale et numérique.

mesure simple et systématique. Cet outil de mesure consiste à introduire la courbe charge/déplacement dans le modèle numérique. Sous Abaqus, ceci peut être réalisé à travers un sous-programme « Subroutine ». Une fois cette courbe éditée dans le code, un algorithme comparera la réponse numérique et expérimentale.

Sous l'hypothèse que la charge calculée numériquement ne doit en aucun cas dépasser le niveau de chargement réel (expérimental), une action de détachement du nœud est effectuée dès que cette condition est remplie, figure 3.37. Ce détachement de nœud simule l'extension de la fissure d'une part, et réduit le niveau de chargement d'autre part. La baisse de la charge est liée intrinsèquement à la croissance de la fissure. L'algorithme implémenté sous Abaqus est illustré figure 3.38.

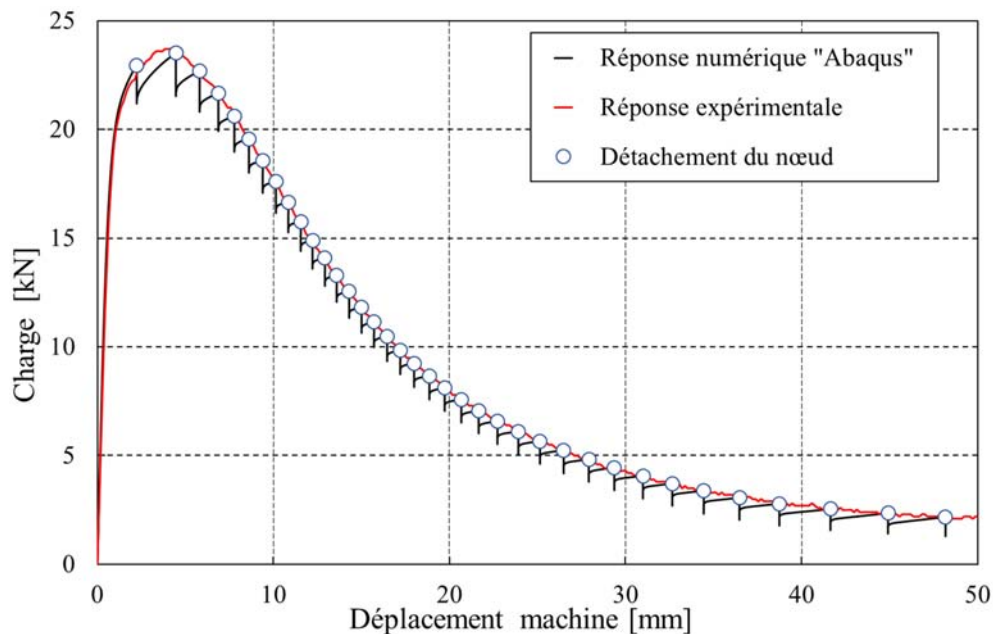
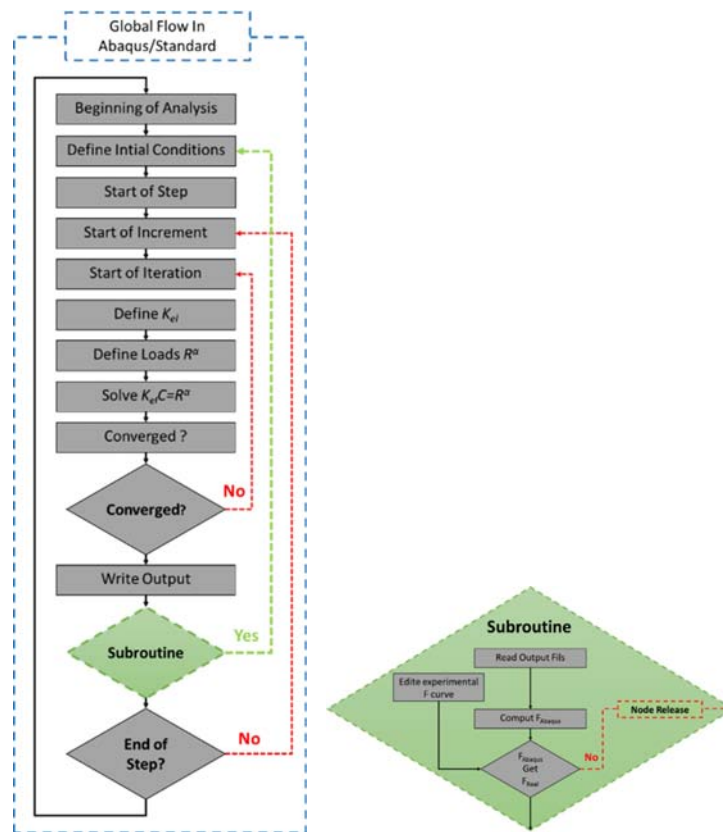


FIGURE 3.37 – Interpolation numérique de la courbe charge/déplacement.

Dans l'intention de valider cet outil, nous avons confronté les mesures numériques du CTOA à celles fournies par la méthode directe, figure 3.39.

Nous remarquons que la méthode directe (expérimentale) ne permet pas l'identification de la zone d'instabilité qui précède la propagation stationnaire de la fissure et qui se caractérise par des valeurs élevées de CTOA. Cependant, la méthode indirecte (numérique) détecte le phénomène de décroissance rapide du CTOA rapporté dans plusieurs références [180, 181, 182]. Ce phénomène traduit la variation de la ténacité du matériau ductile au cours de l'extension de fissure largement représentée par le concept de la Courbe-R [93]. Mise à part la différence dans la zone d'instabilité, les deux types de mesures sont en bon accord dans la plage de propagation stationnaire de fissure. Par conséquent, la deuxième méthode offre plus d'avantages dans sa précision, ainsi que dans sa mise en œuvre. Le bon accord entre ces deux mesures conduit à utiliser ces deux techniques dans l'investigation de l'évolution du CTOA.



(a) Chemin globale d'analyse par éléments finis. (b) Algorithme du sous-programme "Subroutine" développé.

FIGURE 3.38 – Algorithme de la méthode indirecte d'évaluation du CTOA.

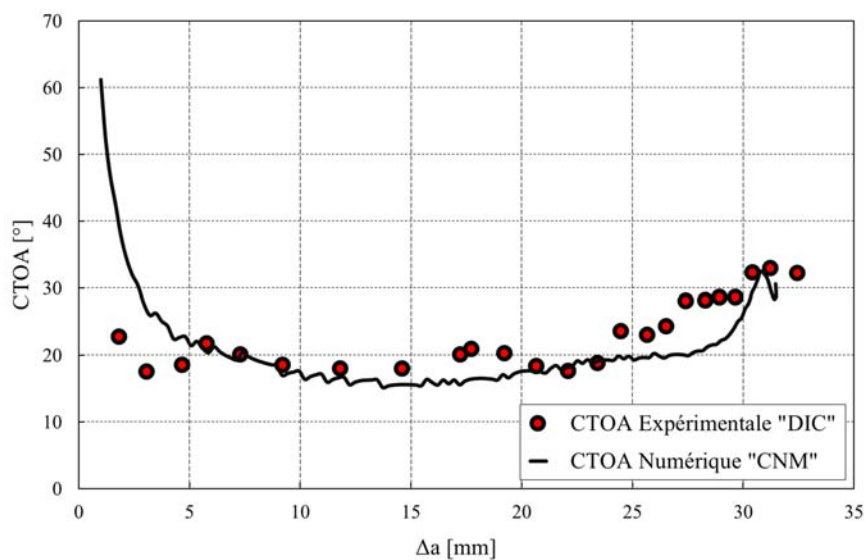


FIGURE 3.39 – Comparaison des résultats de la méthode directe et indirecte, éprouvette MCT.

3- 3 .1.2 Dimensionnement de l'éprouvette

L'éprouvette CT Le CTOA est un paramètre qui caractérise la ténacité d'un matériau. En effet, si $CTOA < CTOA_c$, alors la fissure ne se propage plus. Il convient donc d'effectuer des essais en respectant la norme ISO 12135 ou ISO 12737 qui détermine la ténacité quasi-statique.

Les éprouvettes sont usinées à partir des morceaux de conduites. L'épaisseur de la conduite impose l'épaisseur maximale de l'éprouvette CT. La direction de propagation des fissures se faisant généralement dans la direction longitudinale, l'entaille usinée mécaniquement respecte cette direction, figure 3.40.

Nous avons effectué des essais préliminaires avec des éprouvettes CT d'épaisseur 3 mm préalablement usinées. Lors des essais, les éprouvettes de 3 mm vrillaient de tels sorte que les trois modes de rupture étaient activés. La solution adoptée pour remédier à ce vrillage était d'augmenter l'épaisseur de l'éprouvette.

Le but étant d'effectuer une mesure de CTOA pour 20 mm à 30 mm de propagation de fissure afin d'obtenir la valeur du CTOA critique, $CTOA_c$, pour l'acier API 5L X65. Le paramètre géométrique W a été fixé à 68 mm pour permettre une pré-fissuration par fatigue d'au moins 5mm.

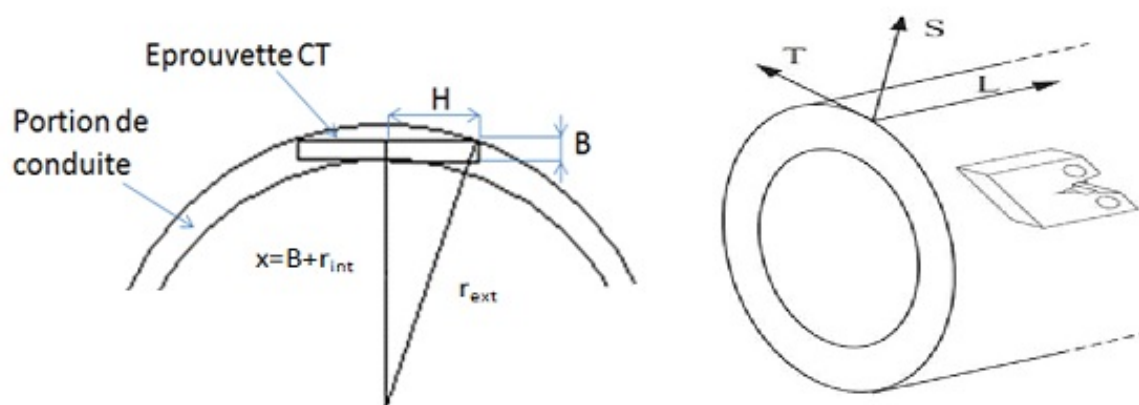


FIGURE 3.40 – Extraction d'une éprouvette dans une portion de conduite.

L'épaisseur B s'exprime de la manière suivante : $B = \sqrt{r_{ext}^2 - H^2} - r_{int}$, ce qui nous donne une valeur maximale de 13 mm. Afin d'obtenir des états de surfaces sans aspérités, l'épaisseur des éprouvettes est prise à 10 mm. Les autres dimensions sont imposées par la norme ISO 12315. La norme impose un rapport W/B compris entre 0,8 et 4. Malgré un rapport W/B supérieur à celui préconisé par la norme, le rapport de l'éprouvette de 10 mm se rapproche bien plus de 4 que celui de l'éprouvette de 3 mm. Cinq éprouvettes de 10 mm d'épaisseur ont été usinées dans un premier temps.

L'éprouvette CT modifiée Parallèlement aux essais sur des éprouvettes CT traditionnelles, nous avons réalisé des expérimentations sur des éprouvette CT modifiées (MCT). Le dimensionnement d'une telle éprouvette, permettant une meilleure mesure du CTOA, a été réalisé à l'issue d'une étude bibliographique [176] et numérique.

Dans le cadre de cette étude numérique, l'éprouvette à quatre trous, utilisée par Darcis et al [176], a été étudiée afin de comprendre son utilisation pour la mesure du CTOA. La répartition de la charge sur les quatre trous permet une diminution de la contrainte T ,

figure 3.41. Celle-ci devient négative quel que soit le rapport a/W . La direction de l'extension de la fissure est donc stable, ce qui favorise la mesure du CTOA.

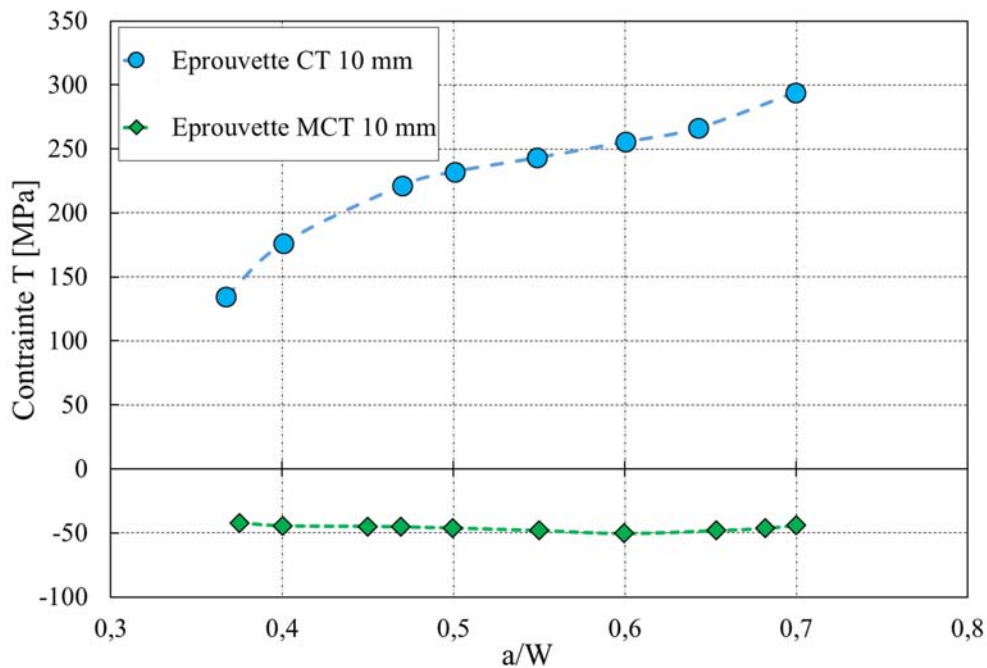


FIGURE 3.41 – Contrainte $T = f(a/W)$ pour l'éprouvette CT et MCT.

Les valeurs négatives de la contrainte T induisent une propagation stable de la fissure, ceci est en accord avec les résultats obtenus par Darcis et al [176]. De même que les éprouvettes CT, les éprouvettes MCT ont été prélevées sur la conduite, de telle sorte que la direction de propagation des fissures soit dans la direction longitudinale. Afin d'étudier l'influence de l'épaisseur sur les valeurs de CTOA, 10 éprouvettes MCT d'épaisseurs variant entre 5 et 10 mm ont été réalisées.

3- 3.1.3 Protocole d'essais de ténacité quasi-statique

La norme ISO 12135 préconise la réalisation d'une pré-fissuration par fatigue avant les essais de ténacité quasi-statique, avec une fissure propagée sur un minimum de 5mm. La pré-fissuration, comme les essais, doit être réalisée sur des éprouvettes usinées à partir du matériau dans son état définitif de traitement thermique ou formage mécanique. Les éprouvettes ont été pré-fissurées en fatigue en utilisant une machine de traction/compression hydraulique Instron 1341 de charge maximale 100kN et équipée d'une cellule de charge dynamique de 25kN, afin de piloter plus précisément la charge de pré-fissuration oscillant à une fréquence de 15Hz, Tableaux 3.16 et 3.17.

TABEAU 3.16 – Dimension de la fissure en fatigue des éprouvettes CT.

N° Éprouvette	Type d'éprouvette	Épaisseur [mm]	Longueur de pré-fissuration [mm]	a [mm]	a/W
1	CT	10	10,11	32,11	0,472
2	CT	10	10,07	32,07	0,472

TABLEAU 3.17 – Dimension de la fissure en fatigue des éprouvettes CT modifiées.

N° Éprouvette	Type d'éprouvette	Épaisseur [mm]	Longueur de pré-fissuration [mm]	a [mm]	a/W
1	MCT	5	6,05	28,06	0,338
2	MCT	6	5,4	27,4	0,33
3	MCT	10	9,2	31,2	0,375
4	MCT	10	6,5	28,5	0,343

Une fois pré-fissurées, les éprouvettes CT ont été peintes en blanc mat afin d'éviter les reflets de lumière et permettre ainsi une meilleure visualisation de la pointe de fissure. Un quadrillage de 2 mm a été tracé pour effectuer des mesures à l'aide de la caméra rapide **Olympus** (2000 i/s). Les méthodes 1 et 2 ne nécessitent pas de préparations particulières des éprouvettes. Seule la densité de pixel par millimètre aura une forte influence sur la qualité de l'image et donc sur la capacité à effectuer une mesure précise. Contrairement aux éprouvettes CT, les éprouvettes CT modifiées sont peintes en blanc et tâchetées de noir afin de pouvoir utiliser la nouvelle caméra à corrélation d'images (650 000i/s).

Sur la même machine de traction/compression hydraulique Instron, des essais de CTOA (ténacité quasi-statique) ont été effectués. Les éprouvettes (CT, MCT) ont été chargées à une vitesse de déformation faible sous contrôle de déplacement de 0,3 mm/s. Sous l'action d'un chargement monotone, la fissure se propage et l'éprouvette cède.

Dans chaque essai, la charge et le déplacement ont été enregistrés. La figure 3.42 présente le dispositif mis en place pour enregistrer la propagation de la fissure au cours de l'essai, à l'aide des caméras.

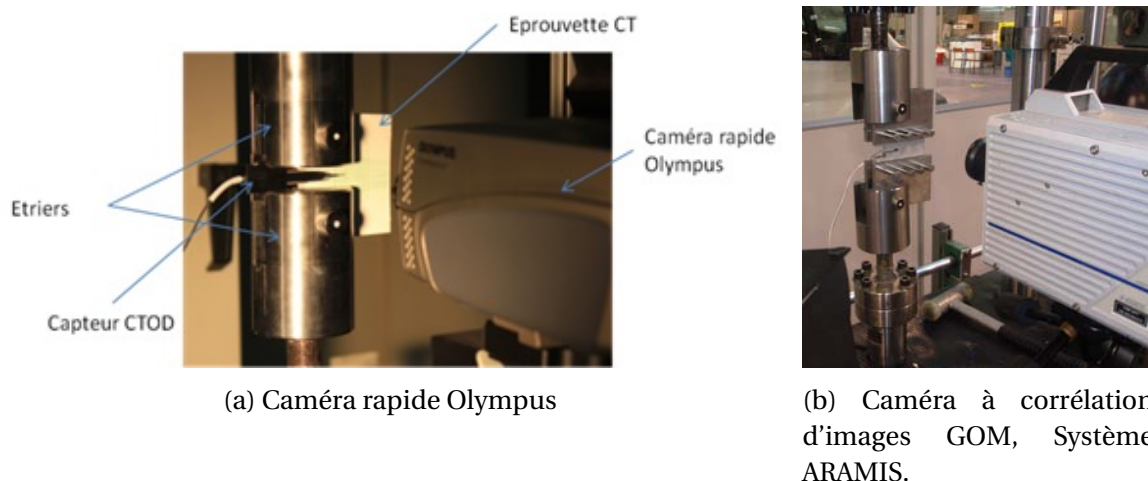


FIGURE 3.42 – Dispositif d'enregistrement de l'essai de ténacité quasi-statique.

La figure 3.43 présente la courbe charge/déplacement pour différentes éprouvettes. Le déplacement correspond au déplacement de la traverse.

Les courbes charge/déplacement se caractérisent par une évolution linéaire qui correspond à un domaine élastique, suivie par une instabilité plastique qui conduit à l'apparition et la propagation de la fissure. On note aussi une linéarité de la courbe suite à l'amorçage de la fissure. Cette pseudo-zone, rattrapée par une deuxième instabilité à l'approche de la fissure au bord de l'éprouvette, correspond vraisemblablement à la propagation stationnaire de la fissure ductile.

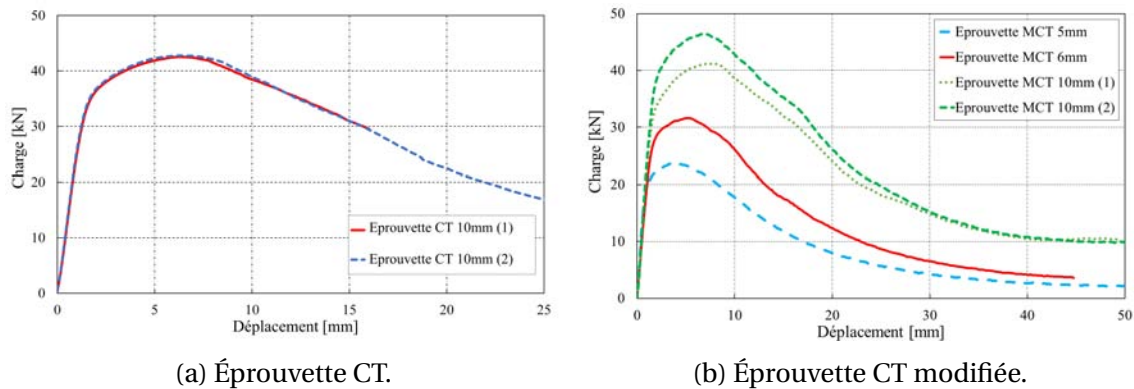
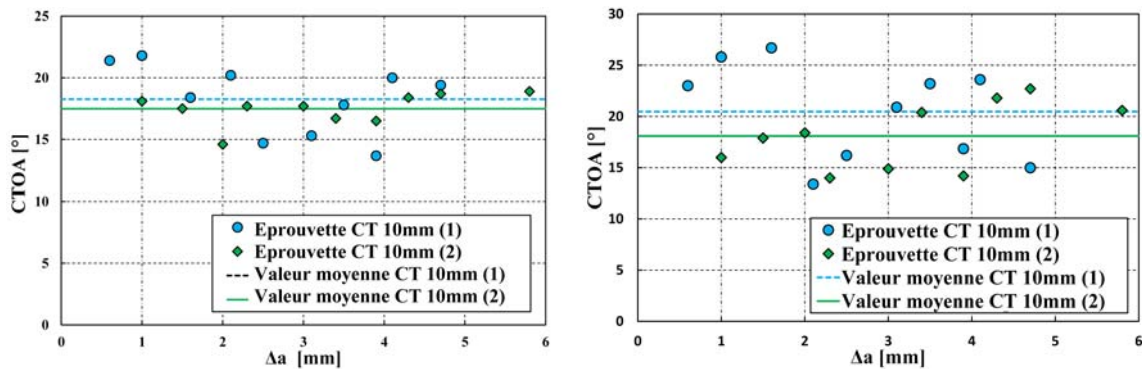


FIGURE 3.43 – Courbe charge/déplacement.

3- 3.2 RÉSULTATS

3- 3.2.1 Éprouvette CT

Les mesures prises selon les méthodes 1 et 2, décrites dans **section 2-3.1.1**, peuvent être considérées comme des mesures directes du CTOA, puisque celles-ci sont mesurées directement sur les lèvres de la fissure. Malgré un cadrage concentré sur la zone de fissuration, la résolution d'images (17pixels/mm) reste insuffisante pour des mesures précises de CTOA selon les méthodes 1 et 2. Néanmoins, deux mesures ont été réalisées sur des éprouvettes CT à l'aide du logiciel d'analyse d'images **i-speed**. La première mesure (méthode 1) consiste à se placer au plus près du fond de fissure pour mesurer directement l'angle sur les lèvres de la fissure à l'aide de l'outil de mesure d'angle, figure 3.44 (a).



(a) Mesures au plus proche de la pointe de fissure (Méthode 1).

(b) Mesures par droites tangentes (Méthode 2).

FIGURE 3.44 – Mesures du CTOA, éprouvette CT.

La méthode 2 consiste à faire passer une droite sur la lèvre inférieure et supérieure. Cette droite doit être la plus tangente possible à la lèvre sur quelques millimètres. La mesure de l'angle est prise entre les deux droites depuis leur intersection. Cette méthode prédit la localisation de la pointe de fissure qui se trouve à l'intersection des deux droites. Les valeurs du CTOA mesurées sont très dépendantes de la résolution d'images. Ainsi,

il était très difficile, voire impossible, de mesurer le CTOA pour une propagation de fissure inférieure à 2 mm. Le Tableaux 3.18 visualise l'écart type ainsi que la moyenne dans chaque cas. Une forte chute de la valeur du CTOA se produit généralement avant 2 mm de propagation de fissure [176]. La grande majorité de nos valeurs sont relevées après 2 mm de propagation.

TABLEAU 3.18 – Valeurs moyennes de $CTOA_c$ et écart type pour les méthodes A et B.

	Méthode 1		Méthode 2	
Éprouvette	N°1	N°2	N°1	N°2
Moyenne	18,3°	17,5°	20,5°	18,1°
Écart type	2,9°	1,3°	4,7°	3,2°

Nous remarquons que, pour la deuxième méthode (Méthode 2), les mesures sont plus dispersées autour de la moyenne pour l'éprouvette n°1 que pour la n°2. Ce qui se traduit par des valeurs plus resserrées autour de la moyenne sur la figure 3.44 (a) que sur la figure 3.44 (b).

La figure 3.45 montre l'activation du mode de cisaillement qui provoque des contours peu nets, dûs au déchirement et accentués par la faible résolution. Une valeur de $CTOA_c$ égale à 18° est retenue comme une première estimation. Une augmentation de la résolution permettrait des mesures plus précises, ce qui ferait très sûrement baisser les valeurs expérimentales du CTOA, et permettrait des mesures avant 2 mm de propagation.

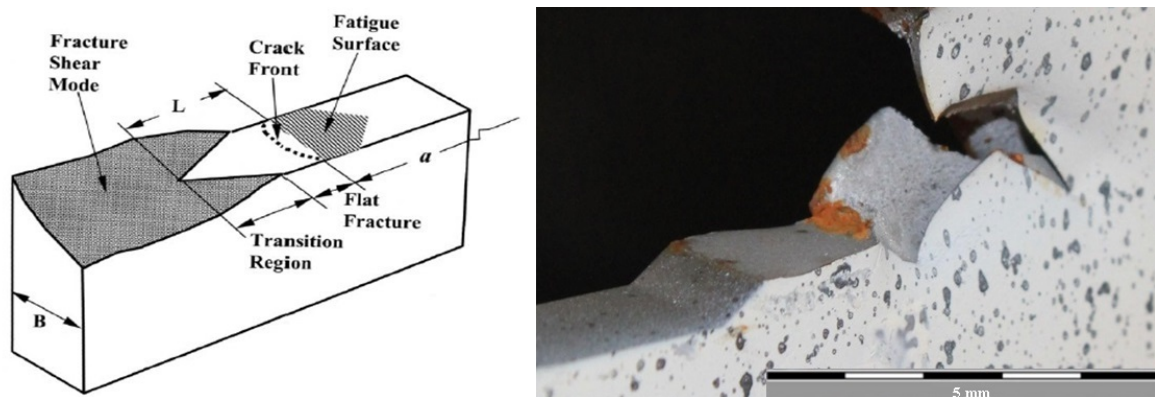


FIGURE 3.45 – Présentation du mode de cisaillement, éprouvette CT.

3- 3 .2.2 Éprouvette CT modifiée

Les résultats préliminaires du CTOA obtenus sur les éprouvettes CT, nous ont permis de raffiner les méthodes de mesures. La méthode 1 a été retenue pour la suite de l'investigation en parallèle avec une technique indirecte de mesure basée sur un modèle numérique et des résultats expérimentaux, figure 3.46. Afin d'augmenter la résolution d'enregistrement, une nouvelle camera à corrélation d'images (Gom Fastcam SA.1), équipée d'un récent software d'analyse d'images a été employée pour mesurer l'évolution du CTOA ainsi que l'extension de la fissure Δa .

La durée d'enregistrement est automatiquement disponible à partir des bandes vidéo où un chronomètre numérique a été utilisé pour synchroniser les images fixes. Tout cela a

permis à réaliser la corrélation entre les paramètres d'essai tels que la charge, le déplacement, la longueur des fissures Δa et le CTOA. La vidéo enregistrée a été transformée en un fichier de séquence d'images, puis 25 de ces images ont été choisies pour mesurer l'évolution du CTOA en fonction de l'extension de la fissure Δa . Selon ASTM (E 2472), les mesures CTOA ont été réalisées à une distance derrière la pointe de la fissure comprise entre 0, 5 et 1,5 mm.

L'influence de l'épaisseur sur les valeurs du CTOA a été étudiée à l'aide de quatre mesures sur des éprouvettes MCT, avec différentes épaisseurs 5, 6, et 10 mm.

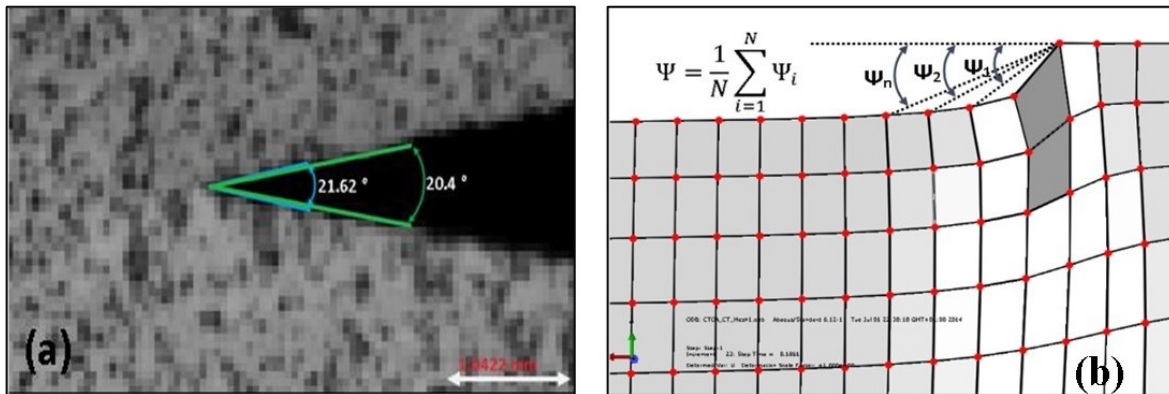


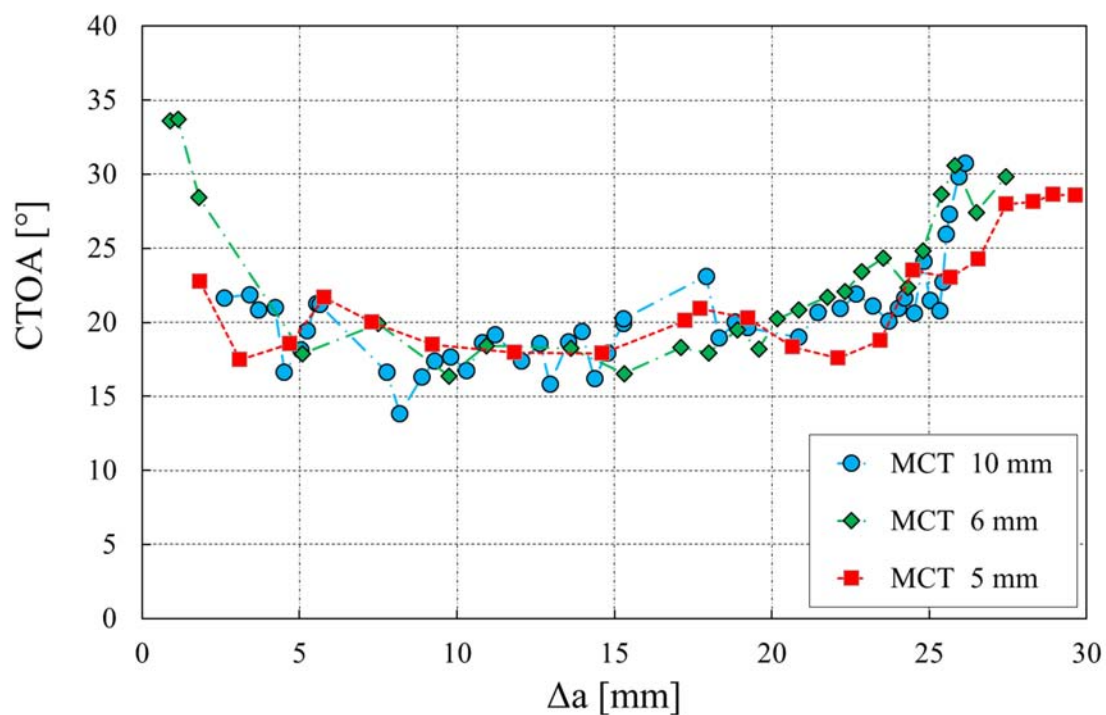
FIGURE 3.46 – Mesure du CTOA : (a) la méthode directe, DIC ; (b) la méthode indirecte CNM.

Malgré l'augmentation de la densité de pixel par mm, il est toujours difficile de mesurer le CTOA par la méthode directe, pour une propagation de fissure inférieure à 2 mm, figure 3.47 (a). D'où l'absence d'une forte chute de la valeur du CTOA qui se produit généralement avant 2 mm de propagation de la fissure [176, 179]. Cet inconvénient est parfaitement évité dans les mesures réalisées par la méthode indirecte où une forte chute de CTOA est constatée, figure 3.47 (b). Ainsi, ce résultat révèle une augmentation rapide du CTOA à l'approche du bord de l'éprouvette. Les effets de bord s'expliquent par la croissance de la contrainte T.

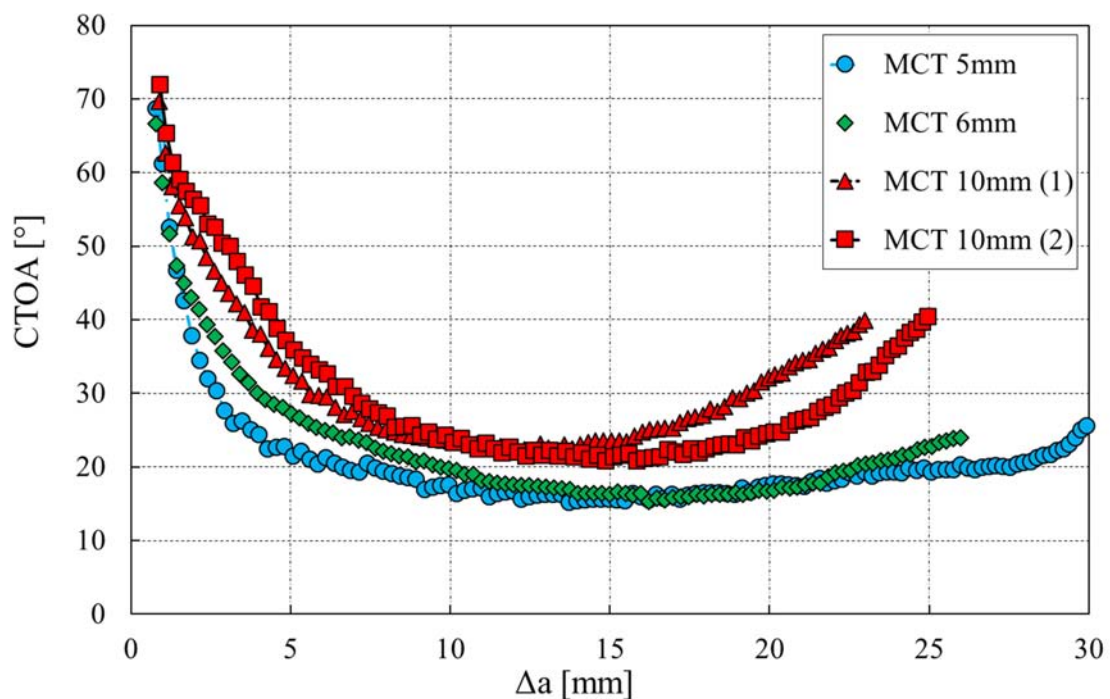
Il est important de constater que l'éprouvette à faible épaisseur se caractérise par une zone de stabilité plus longue que l'éprouvette MCT 10 mm. Ceci est en parfaite cohérence avec les résultats de la référence [183]. On note aussi que l'évaluation de CTOA converge vers des valeurs relativement constantes dans la zone comprise entre 10 mm et 20 mm d'extension de fissure. Le $CTOA_c$, défini comme la valeur du CTOA, pour une propagation stationnaire de fissure, est obtenu à partir d'une valeur moyenne de CTOA, calculée pour une longueur de fissure comprise entre 10 mm et 20 mm. Les résultats du $CTOA_c$ sont présentés d'une façon synthétique dans le Tableau 3.19.

TABLEAU 3.19 – Synthèse de mesure du $CTOA_c$ sur l'éprouvette CT modifiée.

	Méthode directe (DIC)			
Éprouvette	MCT 5mm	MCT 6mm	MCT 10mm (1)	MCT 10mm (2)
$CTOA_c$ [°]	19,23	18,69	18,48	n.b
	Méthode Indirecte (CNM)			
$CTOA_c$ [°]	16,86	17,57	22,1	22,97



(a) Mesures par la méthode Directe DIC.



(b) Mesure par la méthode Indirecte CNM.

FIGURE 3.47 – Mesure du CTOA, éprouvette CT modifiée.

3- 3.3 DISCUSSION ET ANALYSE DES RÉSULTATS

La déchirure ductile se caractérise par une irrégularité des lèvres de la fissure et un fond de fissure incurvé. En conséquence, l'identification de l'emplacement précis de la pointe de fissure est particulièrement difficile même avec une bonne résolution d'image de 24 pixels/mm. Ceci rend la mesure des valeurs du $CTOA_c$ problématique et implique une bande de dispersion de $\pm 2^\circ$.

Malgré ces difficultés techniques, de multiples mesures du $CTOA$, sur deux différentes géométries, à savoir l'éprouvette CT et MCT, ont été effectuées. L'ensemble de ces résultats sont reportés dans le Tableau 3.20.

TABLEAU 3.20 – Synthèse de mesure du $CTOA_c$

Éprouvette	Épaisseur [mm]	$CTOA_c$	
		Méthode Directe (DIC)	Méthode indirecte (CNM)
CT	10	18	n.b
MCT	5	19,2	16,9
	6	18,7	17,6
	10	18,5	22,1

Au-delà d'une variation au stade précoce de fissuration, le $CTOA$ converge vers une valeur relativement constante pour une propagation stationnaire. Ceci valide l'hypothèse d'une valeur du $CTOA_c$ constante et caractéristique du matériau.

La valeur élevée du $CTOA$, supérieur à 40° , a été associée à l'émoussement de la pointe de fissure et à l'effet tunnel. Cet effet se traduit par un avancement plus rapide de la fissure ductile dans la section médiane qu'auprès des surfaces libres au cours du régime transitoire de fissuration. La convergence de la valeur du $CTOA$ vers une valeur constante appelée $CTOA_c$ s'explique par la croissance linéaire du taux critique de restitution d'énergie en fonction de la longueur de la fissure. Ce qui a largement été étudié par le concept de la « Courbe-R ». Sur la base de nos résultats, nous estimons que le $CTOA$ se stabilise après une croissance de fissure moyenne d'environ une fois l'épaisseur initiale de l'éprouvette et se poursuit jusqu'à une distance similaire du bord d'éprouvette. À l'approche du bord de l'éprouvette, nous supposons un effet de bord qui domine l'évolution du $CTOA$. Il implique un deuxième stade d'instabilité qui se traduit par une croissance du $CTOA$. Typiquement, ces résultats rejoignent un grand nombre de résultats rapportés dans la littérature [184, 185].

Étant conscient de l'influence de l'épaisseur sur la ténacité du matériau, nous avons tenté d'examiner cette influence sur la valeur du $CTOA_c$ de l'API 5L X65. À travers des mesures sur des éprouvette MCT à différentes épaisseurs variant entre 5 mm et 10 mm, nous avons constaté un effet incertain de l'épaisseur sur le $CTOA_c$, figure 3.48. Cette incertitude s'explique par le fait que les deux méthodes de mesure exposées précédemment n'aboutissent pas à la même conclusion. En effet, les mesures effectuées par la méthode directe nous conduisent vers une influence négligeable d'épaisseur. Par contre, la mesure via la méthode indirecte nous révèle une tendance d'augmentation du $CTOA_c$ en fonction de l'épaisseur.

Étant donné que le niveau de dispersion est relativement élevé $\pm 2^\circ$, une valeur moyenne de $CTOA_c$ égal à 20° est retenue. Par comparaison avec de résultats trouvés dans la littérature, Tableau 3.21, nous estimons qu'une valeur du $CTOA_c$ égale 20° reste cohérente.

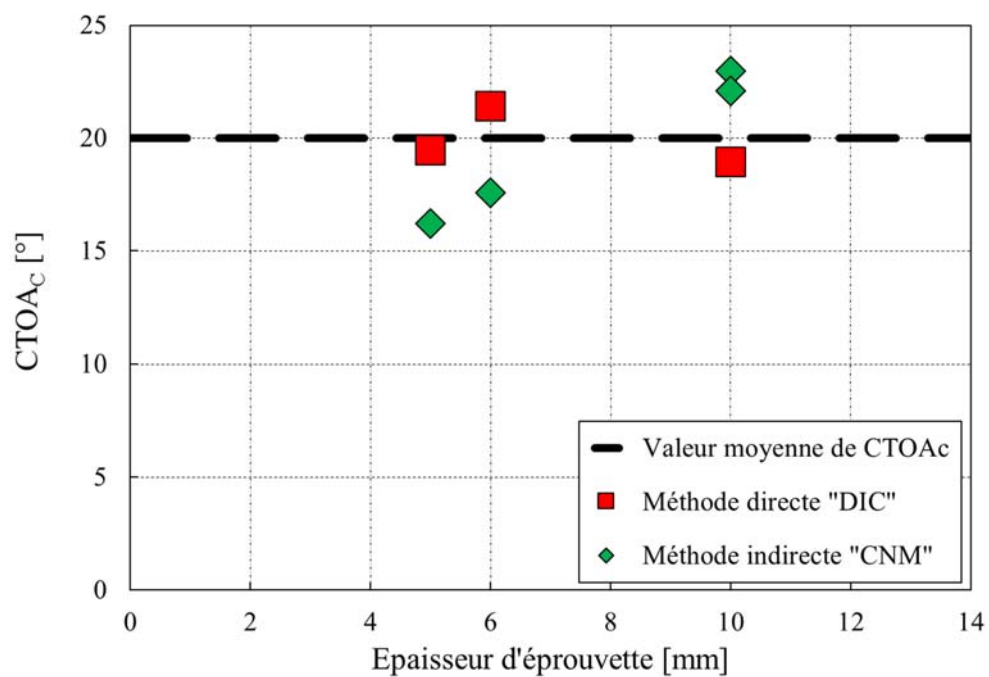

 FIGURE 3.48 – Résultats du $CTOAc$ de l'API 5L X65.

 TABLEAU 3.21 – Valeurs du $CTOAc$

Référence année	Grade	Limite élastique [MPa]	Épaisseur [mm]	Éprouvette	$CTOAc$ [°]
[94] 1997	API X65	529	18,7	DWTT	14,2
[186] 2008	API X65	519	8	MDCB	$13,6 \pm 1$
[187] 2010	API X65	521	8	MDCB	11,7
[188] 2014	API X70	506	31	DWTT	14,7
[176] 2007	X52	448	8	MCT	13,7
[176] 2007	Grade B	255	7,4	MCT	17,94

3- 4 Bilan

La présente étude expérimentale a été menée dans l'intention de caractériser le comportement à la rupture de la nuance API 5L X65, proposée pour la fabrication de gazoduc pour le transport du CO₂.

Dans la première partie, nous avons conduit une étude approfondie de caractérisation de base de cette nuance. Des essais de traction uni-axiale, des observations microstructurales et des essais de dureté ont été réalisés, et les résultats discutés. À partir de ces résultats, nous avons conclu que le procédé de fabrication des tubes sans soudure permet d'obtenir des propriétés mécaniques assez favorables, en termes d'homogénéité et de ductilité. Ainsi, ce processus évite les multiples inconvénients d'une soudure longitudinale, source potentielle de propagation de fissure le long du gazoduc.

La deuxième partie de cette investigation expérimentale a été consacrée à l'évaluation de la capacité ductile de l'API 5L X65. Connue comme un processus actif thermiquement, la capacité ductile du matériau métallique diminue à basse température, d'où la croissance de risque de rupture fragile. Dans l'intention d'éviter ce mode de rupture catastrophique, nous avons mené des essais de traction, de Charpy instrumenté et de dynamique sur plaques à différentes températures allant de -140 à 20 °C. À travers cette large base de données expérimentales, composée de plus de 100 essais, et de séries d'analyses numériques, nous avons montré que :

- La nuance choisie, API 5L X65, est éligible pour le transport du CO₂ supercritique ;
- Quoique l'essai Charpy V soit l'essai le plus répandu pour évaluer la température de transition ductile fragile du gazoduc, les résultats doivent être utilisés avec une grande précaution. Cette température dépend fortement de la géométrie de la structure à étudier. Dans ce travail, nous avons proposé la contrainte T pour évaluer les effets géométriques, le type de chargement et le comportement plastique sur la transition ductile-fragile.

Enfin, la dernière partie a été consacrée à l'évaluation du CTOA critique du matériau API 5L X65. Nous avons proposé des mesures selon plusieurs méthodes pour sélectionner une méthode préférentielle. Parallèlement au choix de la méthode de mesure la plus appropriée, une étude par éléments finis a été menée pour identifier la géométrie d'éprouvette la plus adéquate à l'évaluation du CTOA critique. Suite à de multiples essais de déchirure ductile, une valeur moyenne du CTOA_c égale à 20° a été retenue.

La finalité de cette mesure angulaire de l'ouverture de la fissure est la réalisation de simulations numériques de propagation de fissure le long du gazoduc, et l'évaluation de la capacité de résistance de l'API 5L X65 vis-à-vis de l'amorçage et la propagation de rupture ductile. Un quatrième chapitre d'investigation numérique sera consacré à l'évaluation de la capacité de résistance du gazoduc, fabriqué en API 5L X65, à la propagation de fissure ductile.

Chapitre 4

Étude numérique

Sommaire

4- 1 Implémentation du CTOA dans Abaqus	106
4- 1.1 MODÈLE EN DEUX DIMENSIONS	107
4- 1.2 MODÈLE EN TROIS DIMENSIONS	109
4- 1.3 ÉTUDE DE CONVERGENCE	114
4- 2 Simulation d'éclatement du gazoduc	119
4- 2.1 MODÉLISATION NUMÉRIQUE DE L'ÉCLATEMENT DU GAZODUC	119
4- 2.2 RÉSULTATS	124
4- 2.3 DISCUSSION ET ANALYSE	136
4- 3 Validation X100	139
4- 4 Bilan	141

Ce chapitre est dédié à une étude numérique. L'objectif est de réaliser une simulation numérique de la propagation de fissure le long d'un gazoduc fabriqué en API 5L X65 et transportant du CO₂ dans son état supercritique. Au vu de la complexité du problème, grands déplacements et déformations associés à la propagation de fissure, déchirure ductile et interaction entre le fluide et la structure, le choix de la méthode d'éléments finis (MEF) apparaît raisonnable. Disposant de plusieurs codes de calculs commerciaux, nous avons opté pour le code de calcul Abaqus, selon le schéma implicite. Doté d'une large panoplie d'éléments finis (2D, 3D massifs et coques) et d'un algorithme robuste au traitement des problèmes non-linéaires, le choix d'Abaqus semble justifié.

Dans le choix d'associer un critère de déchirure ductile au modèle numérique, nous avons consacré la première partie de ce chapitre à l'implémentation de l'approche CTOA dans le code Abaqus. Ce critère sera une approche de référence pour la modélisation de la déchirure ductile. Dans cette partie, nous exposons les différentes étapes d'implémentation, puis nous investiguons la capacité de ce critère à prédire la propagation de fissure le long d'une éprouvette MCT. Enfin, nous examinons les résultats fournis par cette approche à travers des comparaisons avec les résultats expérimentaux obtenus préalablement.

Implémenté et validé dans le code Abaqus, le modèle de propagation de fissures développé dans cette étude sera exploité dans la deuxième partie de ce chapitre pour répondre à la question de l'éligibilité d'un gazoduc fabriqué en API 5L X65 au transport du CO₂ supercritique. À l'issue de ce travail, il nous sera possible d'appliquer le modèle d'éclatement du gazoduc de référence (méthode à deux courbes) sélectionné par le biais d'une étude bibliographique présentée au second Chapitre. Sous les conditions de fonctionnement les plus réalistes, et en cas d'amorçage de la fissure, l'application de la méthode à deux courbes prédit et optimise la longueur de l'extension de la rupture ductile le long d'un gazoduc transportant du CO₂. Ces résultats seront confrontés à ceux obtenus par les différentes approches à deux courbes, à savoir les équations de Battelle [11], HLP [12] et le modèle HLP-Sumitomo [17].

Cette étude numérique sera clôturée par la validation de notre protocole de traitement du problème d'éclatement du gazoduc, en l'absence d'une base de données d'essais d'éclatement de l'API 5L X65 disponibles dans la littérature. Cette démarche sera conduite à la base des résultats expérimentaux d'éclatement du gazoduc fabriqué en X100 et rapportés par [17].

4- 1 Implémentation du CTOA dans Abaqus

Compte-tenu de la grande déformation associée à la rupture ductile et l'effet Poisson soulevé par Newman et al [23], l'application du critère de rupture CTOA dans une analyse bidimensionnelle implique un certain nombre de difficultés. Dawickle et al [105] et Gullerud et al [106] ont démontré, à travers une analyse tridimensionnelle par éléments finis, que le processus de rupture, pour les matériaux minces ou épais, est un phénomène en trois dimensions. Ils recommandent une analyse en 3D qui tient compte de l'effet tunnel et de la variation d'épaisseur.

Dans un premier temps, nous revenons sur les difficultés d'application du critère CTOA dans une analyse en 2D. Puis, nous présentons notre implémentation de l'approche CTOA dans un modèle tridimensionnel en faisant appel au code de calcul par éléments finis Abaqus.

4- 1.1 MODÈLE EN DEUX DIMENSIONS

La modélisation de la propagation de fissure par application de l'approche CTOA/CTOD en 2D a été l'objet de plusieurs travaux [94, 95, 96]. L'application de ce type d'approche, déjà implémentée dans le code Abaqus, ne révèle pas de difficultés particulières. Effectivement, ceci est possible à travers l'option de libération des nœuds « *Debond* » disponible dans la version 6.11 d'Abaqus. Mise à part le choix du type d'éléments linéaires, peu d'exigences sont associées à l'application de cette option, valable pour tous types de chargements, toutes conditions aux limites et quel que soit le comportement du matériau (élastique, plastique).

Techniquement, l'application de cette approche se résume en deux étapes :

1. La définition de deux surfaces initialement interconnectées (maître, esclave) et en état de se détacher partiellement le long du chemin de propagation de fissure, figure 4.1. La taille d'élément conditionnera l'étendue minimale de l'extension de fissure,
2. La deuxième étape consiste à associer un critère de propagation de fissure au modèle numérique. Deux critères différents sont disponibles dans Abaqus 6.11. Le premier est basé sur la contrainte critique, en revanche le deuxième est lié à l'ouverture critique du fond de fissure (CTOD).

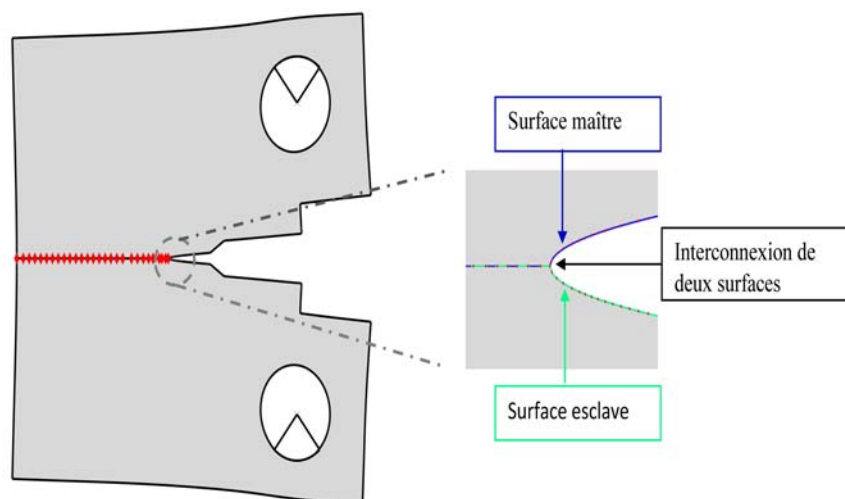


FIGURE 4.1 – Illustration de l'option « *Debond* », éprouvette CT.

Critère de la contrainte critique : Pour l'application de ce critère, le solveur Abaqus prévoit de calculer un facteur de l'état d'endommagement f au voisinage de la pointe de fissure en fonction d'une combinaison des composantes de contraintes, équation (4.1). Une fois ce facteur égal à 1, l'extension de la fissure est simulée par un simple relâchement du nœud du fond de fissure.

$$f = \sqrt{\left(\frac{\sigma_n}{\sigma_n^f}\right)^2 + \left(\frac{\tau_1}{\tau_1^f}\right)^2 + \left(\frac{\tau_2}{\tau_2^f}\right)^2} \quad (4.1)$$

Avec σ_n^f , τ_1^f et τ_2^f les contraintes normales et tangentielles critiques. Deux difficultés majeures se posent à l'application de ce type de critère :

- La première est liée à la définition même des contraintes normales et tangentielles critiques. La rupture ductile dépend fortement de la triaxialité des contraintes au voisinage de la fissure, qui dépend à son tour de la géométrie et du type de chargement. Ceci implique une difficulté de transférabilité des grandeurs aux structures [169], à savoir les contraintes normales et tangentielles critiques mesurées à travers des éprouvettes. En dépit de ceci, le recours à ce critère de propagation de fissure est relativement justifié dans le cas d'un matériau fragile ou peu déformable (plasticité confinée) ;
- La deuxième difficulté est purement numérique. Effectivement, la singularité des contraintes à la pointe de la fissure perturbe énormément le calcul numérique et implique une forte dépendance au maillage. Des méthodes de type Kodancha et al [189] permettent d'introduire la singularité du champ de contraintes exprimée par Williams [48].

Au vu de ces difficultés, l'usage de ce type de critère n'a pas fait l'objet d'étude dans le cadre de nos travaux de recherche.

Critère d'ouverture critique du fond de fissure : Contrairement au critère de la contrainte critique, le critère d'ouverture critique du fond de fissure impose le calcul du facteur d'endommagement f^* en fonction du déplacement des lèvres de la fissure, CTOD. Dans ce cas, le solveur d'Abaqus prévoit le calcul du CTOD à une certaine distance, préalablement définie, en amont du fond de fissure, figure 4.2. Lorsque ce dernier atteint une valeur critique, notée $CTOD_c$ ou δ_c , Abaqus applique une action de séparation des nœuds qui simule l'extension de la fissure. Cependant, l'angle d'ouverture du fond de fissure, CTOA, est déduit par dérivation du CTOD, équation (4.3).

$$f^* = \frac{\delta}{\delta_c} \quad (4.2)$$

Avec δ_c la valeur critique du déplacement en pointe de la fissure.

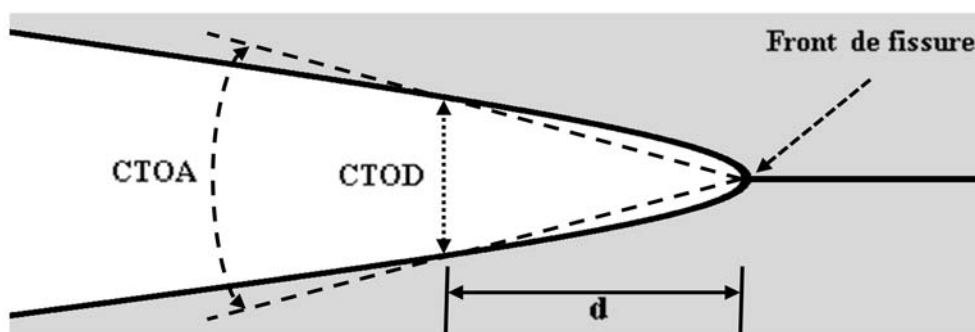


FIGURE 4.2 – Définition de l'ouverture du fond de fissure (CTOD) et de l'angle d'ouverture du fond de fissure (CTOA).

$$CTOA = \frac{d\delta}{da} \quad (4.3)$$

Nous rappelons que la rupture ductile est un phénomène en trois dimensions. L'utilisation, lors d'études numériques, d'un critère de propagation de fissures en deux dimensions, sous l'hypothèse de contraintes ou déformations planes, a été largement critiqué [23, 105]. De ce fait, Newman et al [23], Dawickle et al [105] ont amélioré le modèle en

incorporant, au maillage réalisé sous la condition de contraintes planes, une zone en déformations planes située au voisinage de la fissure, figure 4.3. L'étendu de cette zone, h , est estimée par un calibrage entre la réponse numérique et expérimentale. Ce qui nous conduit, généralement, à la réalisation des expériences de validation. Cette technique de maillage hybride des éléments en contraintes planes combinée à des éléments de type déformations planes, près du fond de fissure, réduit considérablement l'écart entre la réponse numérique et expérimentale. Cependant, l'étape de calibration est assez complexe, voire impossible dans la plupart des cas. C'est le cas pour la présente étude d'éclatement du gazoduc pour des raisons de faisabilité (coût/délais).

En contrepartie, la capacité du critère CTOA/ CTOD dans un modèle tridimensionnel, basée sur la méthode des éléments finis est largement approuvée dans la littérature [107]. D'où la nécessité, d'implémenter l'approche CTOA en 3D dans le code de calcul par éléments finis Abaqus. L'effet de tunnel et les variations de l'angle d'ouverture dans l'épaisseur sont compensés par une moyenne réalisée dans cette direction.

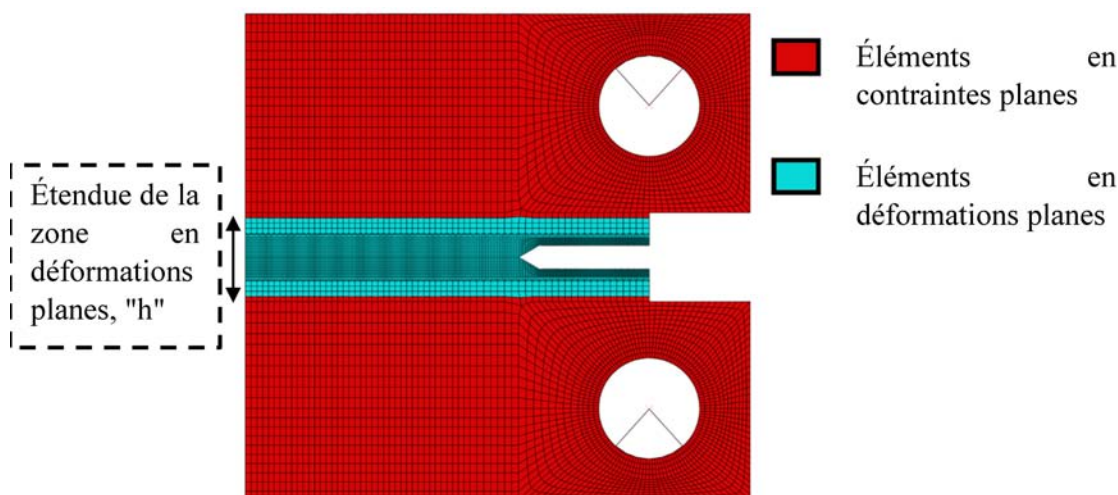


FIGURE 4.3 – Maillage hybride en 2D.

4- 1.2 MODÈLE EN TROIS DIMENSIONS

Contrairement au modèle bi-dimensionnel où l'application de l'approche CTOA ne révèle pas de difficultés particulières, l'utilisation de cette approche dans un modèle en trois dimensions est une tâche compliquée qui nécessite des efforts et des connaissances approfondies en programmation.

Afin d'introduire de nouvelles et non conventionnelles conditions numériques nécessaires à l'implémentation de l'approche CTOA, nous avons fait appel à des sous programmes de l'utilisateur (*User Subroutine*) pour les associer avec le solveur d'éléments finis d'Abaqus. Cette tâche de programmation se décompose en deux étapes majeures :

1. La première étape consiste à élaborer un sous-programme qui identifie la pointe de la fissure et évalue le CTOA au cours du calcul. Pour mener à terme cette étape, nous avons associé au solveur Abaqus un sous-programme de type « *URDFIL* ».
2. La deuxième étape consiste à modifier les surfaces de la fissure au cours de chaque étape de résolution. Ceci peut être effectué par la libération de nœuds représenta-

tifs de la pointe de fissure. Cette tâche de libération de nœuds a été effectuée sous Abaqus via le sous-programme « MPC » (*Multipoint Constraint Subroutine*).

Les différentes démarches d'élaboration sont présentées dans le paragraphe suivant.

4- 1.2.1 Sous-programme d'utilisateur *URDFIL*

La principale tâche de ce sous-programme est l'évaluation du CTOA au cours de la progression des calculs. Rappelons que le CTOA est une grandeur semi-locale qui se calcule selon la norme américaine ASTM (E 2472), à une distance comprise entre 0,5 et 1,5 mm du fond de fissure. Au vue de cette définition, le sous-programme « *URDFIL* » doit être capable d'identifier le fond de fissure ainsi que l'ensemble des nœuds nécessaires à l'évaluation du CTOA à chaque incrément de calcul. Pour simplifier cette tâche d'identification, le maillage utilisé dans la simulation est préalablement adapté, de tels sorte que les nœuds représentatifs du chemin de fissure sont incrémentés en partant du fond d'entaille et en respectant la direction de propagation de fissure, figure 4.4.

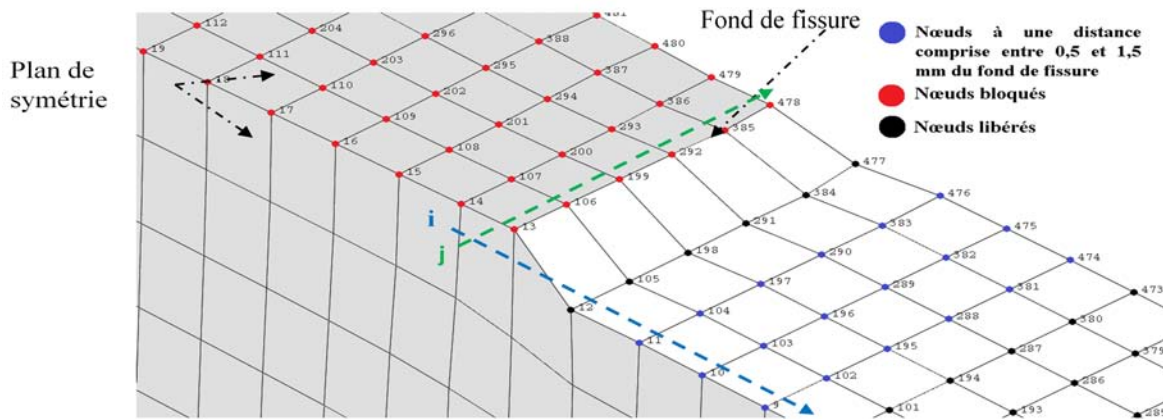


FIGURE 4.4 – Maillage adapté en 3D.

Une fois l'ensemble des nœuds nécessaires au calcul du CTOA identifié, le sous-programme « *URDFIL* » importe les données à partir d'un fichier résultats (*.fil) à la fin de chaque incrément de calcul. Ceci permet de connaître les coordonnées de chaque nœud et d'évaluer le CTOA à travers un calcul vectoriel, équation (4.4).

$$CTOA = \sum_{j=1}^n \left(\sum_{i=2}^n \arccos \left[\frac{(X_1^j - X_i^j)^2 + (Y_1^j - Y_i^j)(Y_1^j + Y_i^j) + (Z_1^j - Z_i^j)^2}{\sqrt{(X_1^j - X_i^j)^2 + (Y_1^j - Y_i^j)^2 + (Z_1^j - Z_i^j)^2}} \right] / n \right) / m \quad (4.4)$$

Où X,Y et Z les coordonnées de chaque nœud.

Il est important de noter que le fichier « résultats » (*.fil) ne fait pas partie de l'ensemble des fichiers créés par défaut par le solveur Abaqus. Pour que le code Abaqus crée ce fichier, la mention suivante doit être éditée dans le fichier Input (*.inp) du modèle :

*Node, File, Nset= « nom de chemin de fissure », Frequency=1
Coord, U

Avec "Coord" les coordonnées du nœud, et "U" la matrice de déplacement.

4- 1 .2.2 Sous-programme d'utilisateur MPC

La mise en œuvre de la méthode MPC (*Multi-Point Constraints*), sous Abaqus, a rendu possible l'implémentation de la technique de libération de nœuds dans la simulation en trois dimensions. L'application de cette technique via la méthode MPC implique un maillage spécifique. Contrairement au maillage conventionnel, qui utilise un seul nœud à chaque sommet de l'élément, quatre nœuds sont situés à des coordonnées identiques, figure 4.5. Les nœuds a, b, c et d de quatre éléments A, B, C, et D sont couplés. Cela signifie que leurs déplacements sont forcés à être identiques, équation (4.5).

$$u_a = u_b = u_c = u_d \tag{4.5}$$

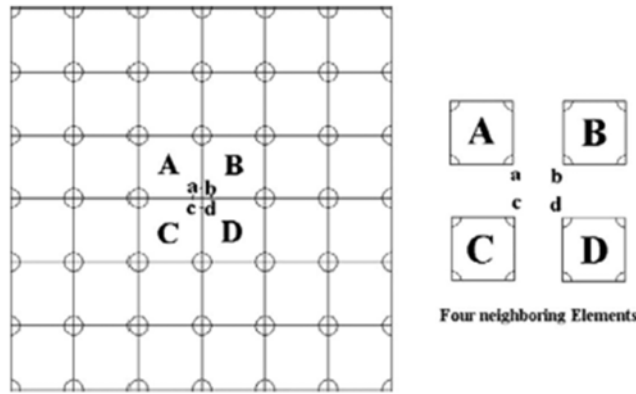


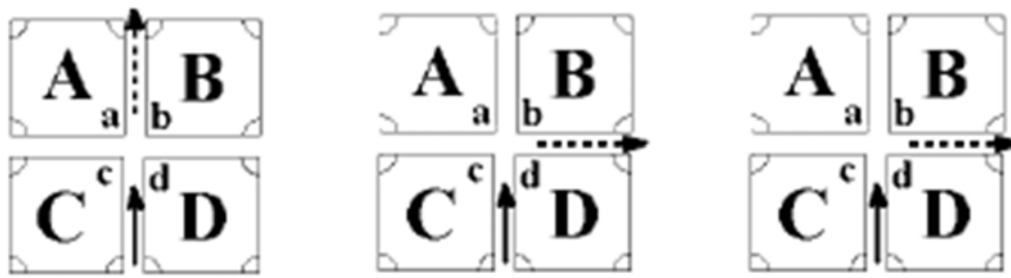
FIGURE 4.5 – Maillage spécifique.

Pour créer une nouvelle surface de fissure, il est nécessaire que ces nœuds soient capables de se séparer. Ce processus de séparation prévoit le détachement d'un ou deux nœuds à la fois. En fonction des nœuds détachés, la fissure se dirige vers l'une des trois directions possibles de propagation, figure 4.6. Afin de généraliser cette opération de séparation de nœuds, nous avons établi un système d'équation (4.6).

$$\begin{pmatrix} k_1^1 & k_2^1 & k_3^1 & k_4^1 \\ 0 & k_1^2 & k_2^2 & k_3^2 \\ 0 & 0 & k_1^3 & k_2^3 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} u_a \\ u_b \\ u_c \\ u_d \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \tag{4.6}$$

Où u_a, u_b, u_c et u_d sont les déplacements des nœuds a, b, c et d. k_i^j les facteurs scalaires qui prennent des valeurs de 0, 1 ou -1, selon la direction de la propagation de fissure. Le Tableau 4.1 montre les facteurs du système d'équation (4.6) pour trois situations différentes, figure 4.6.

Cette stratégie ne peut être utilisée pour modéliser la propagation dans les directions inférieures à 0° ou supérieures à 90°. Un algorithme est nécessaire pour permettre l'interpolation pour des directions intermédiaires entre les deux directions 90° et 0°, figure 4.7. Cette interpolation induit une erreur locale dans l'évaluation du chemin de propagation de fissure. Étant donné que la propagation de fissure est imposée dans la direction normale à la contrainte principale, cette problématique est écartée dans la présente étude. Techniquement, afin de définir l'ensemble des conditions aux limites, le sous-programme doit être édité de façon à fournir les informations suffisantes pour le solveur Abaqus. Les



(a) Extension frontale de la fissure $u_a = u_c$ et $u_b = u_d$.
 (b) Extension de la fissure vers la droite $u_a = u_b = u_c$.
 (c) Extension de la fissure vers la gauche $u_a = u_b = u_d$.

FIGURE 4.6 – Les trois directions possibles d’extension de la fissure.

TABEAU 4.1 – Facteurs du système d’équation (4.6).

Extension frontale de la fissure	Extension de la fissure vers la droite	Extension de la fissure vers la gauche
$k_1^1 = k_1^2 = 1$	$k_1^1 = k_1^2 = 1$	$k_1^1 = k_1^2 = 1$
$k_2^1 = k_3^2 = -1$	$k_2^1 = k_2^2 = -1$	$k_3^1 = k_3^2 = -1$
$k_3^1 = k_4^1 = k_2^2 = k_1^3 = k_2^3 = 0$	$k_3^1 = k_4^1 = k_3^2 = k_1^3 = k_2^3 = 0$	$k_2^1 = k_4^1 = k_2^2 = k_1^3 = k_2^3 = 0$

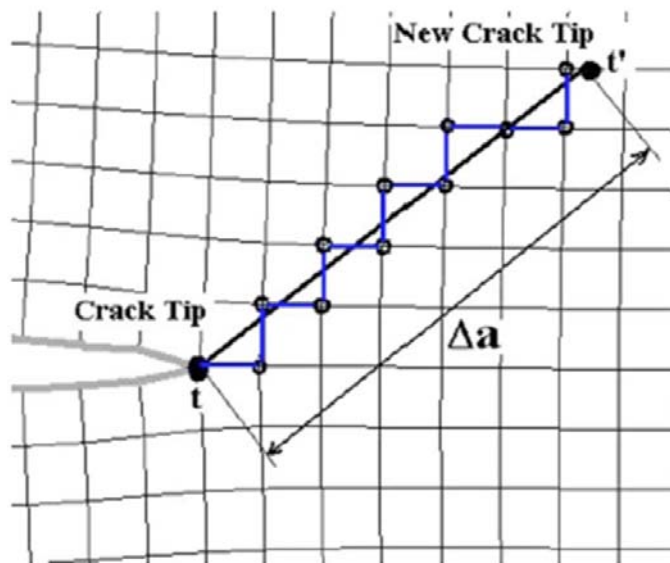


FIGURE 4.7 – Méthode d’approximation de la trajectoire de fissure avec la technique de libération de nœud.

équations de construction (Constraint Equations) utilisées dans le cadre de ce travail sont les mêmes que celles développées dans le manuel d'utilisation d'Abaqus / standard [190]. Le sous-programme MPC est codé en mode « *MPC=NODE* », ce qui signifie que l'ensemble des conditions aux limites de tous les nœuds concernés par la construction sont imposées en même temps à chaque exécution du sous-programme. La version « *NODE* » du sous-programme MPC est définie par l'utilisateur « *MODE = NODE* », et une équation de construction générale est mise sous la forme :

$$f_1(u^1, u^2, u^3, \dots, u^n, geom., temp., field vars.) = 0 \quad (4.7)$$

$i = 1, 2, \dots, NDEP$

Où NDEP le degré de liberté, N le nombre total de nœuds appelés par le sous-programme, u représente le vecteur de degré de liberté de chaque nœud.

Généralement, dans un modèle 3D, le degré de liberté de chaque nœud est défini par :

$$u^T = [u_1 \ u_2 \ u_3 \ u_4 \ u_5] = [u_x \ u_y \ u_z \ \Phi_x \ \Phi_y \ \Phi_z] \quad (4.8)$$

Avec u^T la transposée de u . Les trois premières composantes u_x , u_y et u_z représentent les déplacements dans les trois directions, et les trois dernières composantes Φ_x , Φ_y et Φ_z les rotations.

Dans le cas de propagation de fissure dans une structure symétrique, exemple d'une éprouvette CT, figure 4.8, une simple condition de symétrie permet d'empêcher la translation dans la direction \vec{y} et les deux rotations du plan de fissure par rapport aux axes \vec{x} et \vec{z} . Par conséquent, l'ensemble des nœuds situés sur ce plan sont bloqués par la même condition de symétrie, ce qui se traduit par l'écriture de la matrice des degrés de liberté sous la forme :

$$u^T = [u_y \ \Phi_x \ \Phi_z] \quad (4.9)$$

Pour des raisons purement numériques, la matrice des degrés de liberté figure sous le nom JDOF dans le sous-programme MPC. L'équation (4.9) est représentée par la matrice :

$$JDOF(1 : 3, k) = \begin{bmatrix} 2 \\ 4 \\ 6 \end{bmatrix} \quad (4.10)$$

Avec k le nœud ou l'ensemble de nœuds concernés par la construction.

Une fois cette matrice correctement définie, un ensemble de coefficients de construction est édité. Il faut noter que ces coefficients sont identifiables par la matrice A_{ij} , et prendrons les valeurs 0, 1 ou -1.

La représentation mathématique de l'équation de construction, pour l'ensemble des nœuds Bond-1, ..., Bond- n et le nœud de référence, peut être exprimée dans le format de fichier Input Abaqus :

```
*MPC, User, Mode= Node
1, Bond-1, Ref. Point
2, Bond-2, Ref. Point
...
n, Bond-n, Ref. Point
```

Afin de valider cette approche numérique, nous avons effectué une campagne de simulations visant à modéliser de la propagation de fissure le long d'une éprouvette MCT (CT modifiée). En se basant sur les résultats de ces simulations, nous avons réalisé une étude de convergence dans le but de s'assurer de la capacité du modèle à promouvoir correctement l'extension de la fissure ductile.

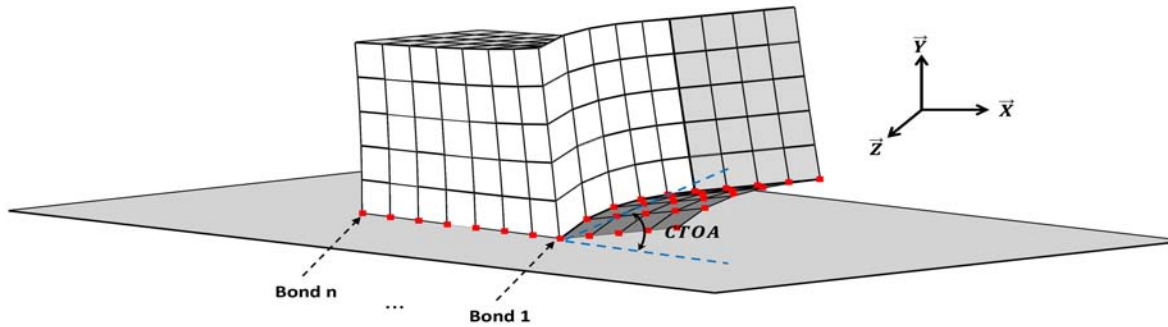


FIGURE 4.8 – Illustration du sous-programme MPC.

4- 1 .3 ÉTUDE DE CONVERGENCE

La validation du modèle comportant un critère d'endommagement est une étape primordiale. En effet, nous avons mené une étude de convergence en se basant sur les résultats expérimentaux de la propagation de fissure le long d'une éprouvette de type MCT et d'épaisseur 5 mm. Cette étude de convergence se focalise essentiellement sur l'effet du maillage et l'incrément.

4- 1 .3.1 Effet du maillage

Afin d'évaluer l'effet de taille des éléments, nous avons généré trois maillages à l'aide du préprocesseur de calcul d'élément finis HyperMesh, Tableau 4.2.

Dans un modèle de type élasto-plastique combiné au sous-programme de libération de nœuds élaboré et discuté précédemment, une série de simulations a été effectuée. Dans le but de rapprocher au mieux les conditions réelles d'essai, un ensemble de conditions aux limites est imposé :

- Condition de symétrie permettant d'empêcher la translation dans la direction \vec{y} ;
- Suppression de deux degrés de liberté de type déplacement de la pointe de chargement dans les deux directions \vec{x} et \vec{z} .

À l'exécution du calcul, le maillage de l'éprouvette MCT subit un chargement résultant d'un déplacement imposé à la pointe de chargement. Parallèlement à la progression du calcul, le sous-programme de libération de nœuds évalue le CTOA à chaque fin d'incrément de calcul. Lorsque la valeur du CTOA atteint une valeur critique, égale à 20° dans notre cas, un simple détachement de la pointe de la fissure simule sa propagation. Cette action de libération de nœuds implique l'extension de la fissure par pas égal à la taille d'élément d_e ainsi qu'une baisse du niveau de chargement récurrent.

Une fois tous les calculs réalisés, les courbes charge/déplacement sont extraites du fichier de calcul et superposées à la courbe charge/déplacement obtenue précédemment par un essai, figure 4.10. En faisant l'hypothèse que la représentation correcte de la courbe charge/déplacement permet de juger la pertinence du résultat de la simulation, nous avons effectué un calcul d'erreur basé sur le résidu entre les réponses expérimentales et numériques, Tableau 4.2. À l'issue de ce calcul, nous concluons que :

- La règle de convergence est bien respectée par le fait que les résultats de simulation sont inversement proportionnels à la taille des éléments et au nombre de nœuds ;

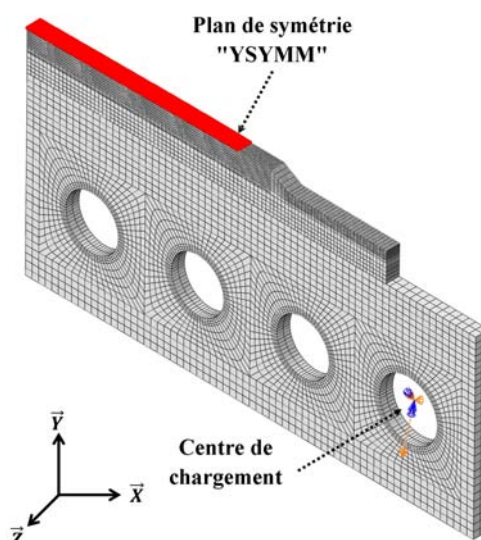


FIGURE 4.9 – Conditions aux limites pour l'éprouvette MCT 5mm.

- Les résultats de trois simulations sont relativement satisfaisants avec une faible erreur d'environ 5%. Cette erreur est due en grande partie à la variation du CTOA relevée à l'issue d'essais d'évaluation du CTOA critique (Chapitre 3). Cette variation s'explique par le fait que le ligament de l'éprouvette MCT n'est pas assez grand pour éviter les effets de bords libres.

TABLEAU 4.2 – Étude de convergence, effet de taille des éléments.

N° Maillage	Type d'élément	Nombres des nœuds	Erreur [%]	Temps du calcul [h]	Taille d'élément [mm]
1	C3D8R	22008	5,95	2h26	2 mm
2	C3D8R	33612	5,8	4h17	1 mm
3	C3D8R	55513	3,74	7h23	0,25 mm

Nous montrons, Tableau 4.2, que le temps de calcul est proportionnel au nombre d'éléments utilisés, et que l'accroissement du coût du calcul est relativement élevé quand il est comparé au gain de précision. Sur la base de ces résultats, nous estimons qu'une taille d'élément d'environ un millimètre au voisinage de la pointe de fissure permet d'aboutir à de bons résultats numériques. Pour analyser au mieux les résultats des simulations, nous avons comparé la courbe-R expérimentale et numérique, figure 4.11. Cette comparaison indique que la qualité du résultat numérique est assez satisfaisante.

L'action de libération des nœuds est basée sur le calcul du CTOA, d'où l'importance de minimiser l'erreur de ce calcul. L'évolution du CTOA au cours de la résolution dépend essentiellement de la taille de l'incrément du calcul utilisé, généralement imposée automatiquement par le solveur Abaqus.

4- 1 .3.2 Effet d'incrément

Deux stratégies d'incrément, automatique et fixe, sont disponibles sous le code Abaqus. Par défaut, le solveur Abaqus gère d'une façon automatique la taille de l'incrément du calcul selon la loi de convergence. Cette stratégie est fortement recommandée en raison de la meilleure gestion du temps de calcul. En effet, Abaqus tente constamment

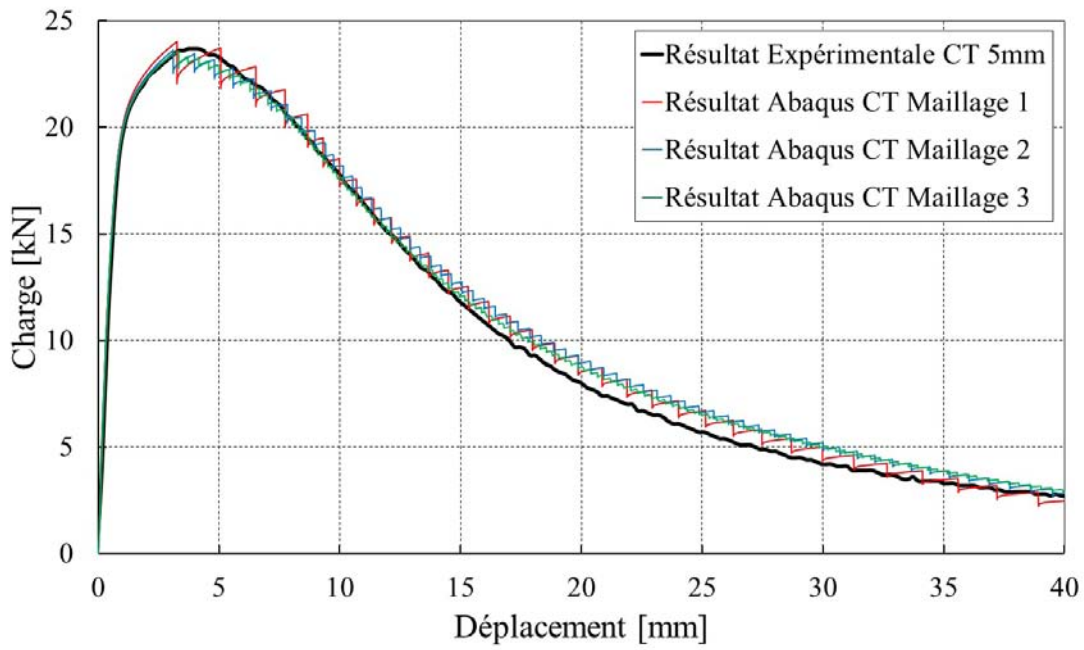


FIGURE 4.10 – Résultats de simulation MCT, courbe charge/déplacement.

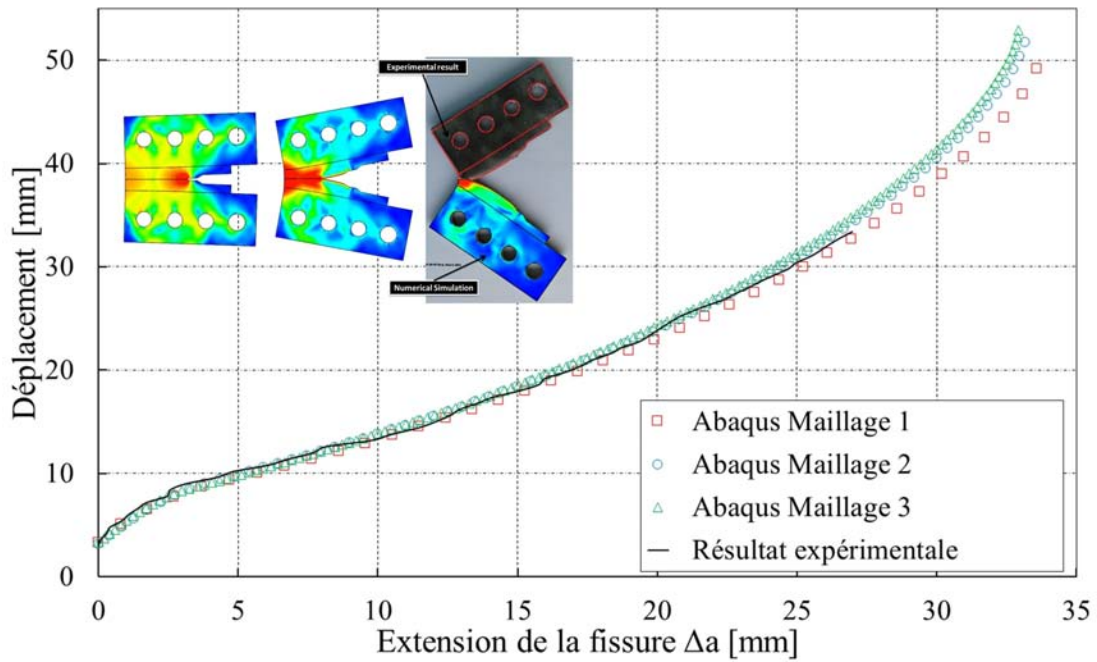


FIGURE 4.11 – Résultats de simulation MCT, courbe-R.

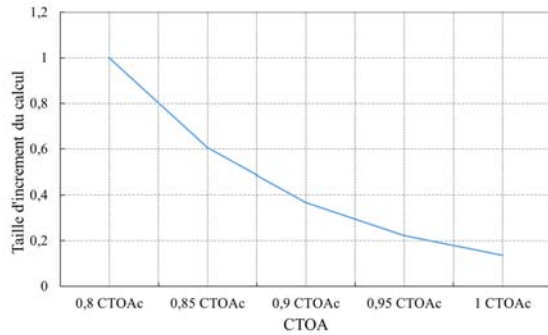


FIGURE 4.12 – Loi dégressive de la taille d'incrément.

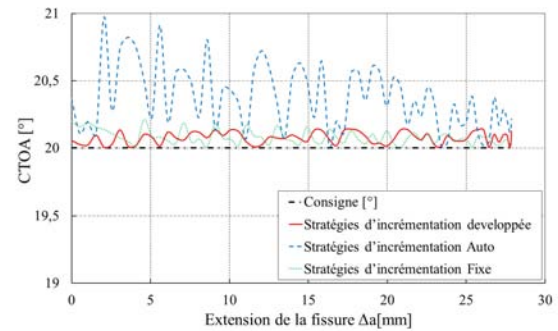


FIGURE 4.13 – Résultats de trois stratégies d'incrémentation.

de réduire ou d'augmenter la taille d'incrément, tout en assurant la convergence de la solution. La deuxième stratégie consiste à définir une taille d'incrément fixe, ceci conduit à un choix de taille d'incrément assez faible ainsi qu'à un temps de calcul considérablement long.

Dans notre quête de meilleure stratégie d'incrément, nous avons effectué les calculs selon ces deux stratégies. Le rapport précision/temps de calcul est notre critère de choix de la stratégie la plus adéquate. Les résultats des simulations sont rapportés dans le Tableau 4.3.

Il est évident que la stratégie d'une incrémentation fixe réduit l'erreur de calcul du CTOA, mais implique un temps de calcul assez considérable. Afin de palier à cette limite, nous avons opté pour une troisième stratégie d'incrément. L'objectif est de réduire l'erreur du CTOA tout en conservant un temps du calcul raisonnablement faible. À l'aide du sous-programme « *URDFIL* », nous avons fait appel à l'option « *DTime* » qui gère instantanément la taille d'incrément du calcul.

TABEAU 4.3 – Résultats de deux stratégies d'incrémentation automatique et fixe.

Stratégies d'incrémentation	Erreur [°]	Erreur [%]	Nombres d'incrément	Temps du calcul [h]
Stratégies d'incrémentation auto	0,365	1,85	2178	2h27
Stratégies d'incrémentation fixe	0,076	0,38	6325	7h33

Nous autorisons le solveur Abaqus à gérer automatiquement la taille d'incrément du calcul jusqu'à une amplitude du CTOA inférieure à 80% du $CTOA_c$. Puis le sous-programme « *URDFIL* » prend le relais pour réduire la taille d'incrément progressivement jusqu'à la valeur consignée du $CTOA_c$. La loi dégressive de la taille d'incrément est présentée dans figure 4.12.

Nous avons réalisé une simulation supplémentaire en utilisant cette stratégie. Le résultat de cette simulation satisfait parfaitement nos attentes d'une erreur minimale du CTOA et d'un temps de calcul raisonnablement faible, Tableau 4.4.

Malgré nos efforts de gestion d'incrément et en raison du nombre élevé d'incrément nécessaires ainsi que la taille d'éléments assez faible au voisinage de la fissure, le temps de calcul reste relativement élevé. Dans le cadre de cette thèse, nous avons fait appel à de multiples techniques d'optimisation du temps de calcul. Parmi ces techniques, la répartition du calcul sur plusieurs machines en utilisant la méthode *Multi-Processor*

Computing. Elle fournit un environnement d'exécution parallèle unifié conçu pour améliorer l'évolutivité et les performances des applications exécutées.

Doté d'une station de calcul de type Dell Precision T7910 équipée de deux processeurs de type Intel Xeon CPU E5-2667, avec une fréquence de processeur égale à 3,2 GHz, nous avons partagé le calcul (simulation) sur l'ensemble des 32 cœurs disponibles. Ceci nous a permis de réduire de 35% le temps de calcul.

TABLEAU 4.4 – Résultat de la stratégie d'incrémentation développée.

Stratégies d'incrémentation	Erreur [°]	Erreur [%]	Nombres d'incrément	Temps du calcul [h]
Stratégie d'incrémentation développée	0,079	0,41	3009	3h12

L'implémentation de l'approche CTOA, dans le code du calcul Abaqus, nous a permis de simuler avec succès la propagation de fissure ductile le long d'une éprouvette de type MCT. La qualité et la bonne convergence des résultats numériques retenus au cours de ce travail d'implémentation, nous a conduit à nous pencher sur le problème d'éclatement du gazoduc transportant du CO₂ et de tenter la simulation de la propagation de fissure. Dans une seconde partie, la modélisation numérique de la propagation de fissure dans un gazoduc est décrite.

4- 2 Simulation d'éclatement du gazoduc

Disposant d'une caractérisation complète et d'un outil numérique robuste développé à l'issu du travail d'implémentation, nous consacrons cette partie à l'évaluation du risque d'éclatement d'un gazoduc transportant du CO₂ à l'état supercritique. Fabriqué dans une nuance moderne d'acier à haute ténacité, l'acier API 5L X65, le gazoduc a une épaisseur de paroi de 19,05 mm et un diamètre extérieur de 355 mm.

Nous rappelons que la méthode à deux courbes a été sélectionnée comme l'approche de référence pour étudier le phénomène d'éclatement du gazoduc. L'application de cette méthode demande la connaissance préalable de la vitesse de propagation de fissure et la pression d'arrêt. L'objectif de la présente étude numérique est le calcul de ces différents paramètres. En effet, sous des conditions les plus réalistes d'un essai d'éclatement, nous évaluerons numériquement la vitesse de fissuration, la pression d'arrêt et l'étendue de la propagation de fissure. Ces résultats seront confrontés à ceux obtenus par les différentes approches à deux courbes, à savoir les équations de Battelle [11], HLP [12] et le modèle HLP-Sumitomo [17].

4- 2.1 MODÉLISATION NUMÉRIQUE DE L'ÉCLATEMENT DU GAZODUC

1. Dans l'intention d'évaluer la pression d'arrêt sous condition quasi-statique, un premier modèle selon le schéma Statique/implicite a été développé. Bien sûr ces conditions sont loin d'être réalistes, néanmoins ce calcul permettra de définir le niveau de chargement minimal pour assurer la propagation stationnaire de la fissure,
2. Toujours selon le schéma implicite, un deuxième modèle de type Dynamique a été élaboré. Ce modèle plus réaliste, permettra de déterminer la vitesse de propagation de fissure pour chaque niveau de chargement.

À l'issu de ces simulations statique et dynamique, nous construisons une nouvelle courbe de vitesse de propagation de fissure en fonction de la pression de chargement qui sera confrontée à celle obtenue par les relations empiriques de Battelle, HLP-Sumitomo et HLP.

4- 2.1.1 Modèle statique

L'amorçage de la fissure n'implique pas systématiquement sa propagation. La décompression du gaz et la grande déformation des parois du gazoduc conduisent à une perte de pression interne et perturbe considérablement la distribution des contraintes au voisinage de la fissure. Il existe une pression minimale en-dessous de laquelle la fissure se propage de manière instable. À ce stade, la fissure s'arrête automatiquement et ce de manière très rapide sous l'effet de la déformation des parois. Ce niveau de chargement minimum a été défini par Bill Maxey et al [11] comme la pression d'arrêt. Selon Maxey cette pression correspond au niveau de chargement minimum pour assurer une propagation stationnaire de la fissure.

De ce point de vue et afin de quantifier la pression d'arrêt, nous avons élaboré un modèle numérique de type quasi-statique, sur la base de résultats de caractérisation.

Modèle Le modèle quasi-statique a été développé sous Abaqus/ Standard. Il simule la propagation de fissure le long du gazoduc soumis à une pression interne, et comportant

une fissure d'une longueur caractéristique $2b$. Cette longueur est prédéterminée en fonction du rayon et de l'épaisseur de la conduite par le biais du modèle de zone cohésive de Dugdale-Barenblatt [113].

Pour simplifier cette tâche de modélisation, nous supposons que la fissure se propagera d'une façon stable dans la direction longitudinale du gazoduc. Ceci est justifié par une valeur de contrainte T strictement négative comprise entre -400 et -450 MPa [174].

Afin de prendre en considération la déformation élastique, le gazoduc est soumis à une pré-charge équivalente à une pression égale à 150 bars.

Maillage La tâche de la modélisation débute par le maillage tridimensionnel de la géométrie du gazoduc. Pour des raisons de symétrie, seul $1/4$ de géométrie est analysé. Afin de réduire davantage le temps du calcul, deux zones de maillages ont été générées. Une première zone à maillage raffiné le long du plan de fissure avec une taille d'élément égal à $1,4$ mm. Au-delà, un deuxième maillage "grossier" avec une taille moyenne d'élément supérieur à 15 mm est généré. Le raccordement entre les deux zones de maillage est effectué sous Abaqus par l'option « Tip » qui permet le collage des surfaces de type solide. L'étape ultérieure du maillage consiste à renommer les nœuds du plan de fissure par la procédure détaillée dans le paragraphe 4-1.2.1. Ceci permet l'identification de la pointe de la fissure et le calcul du CTOA à son voisinage.

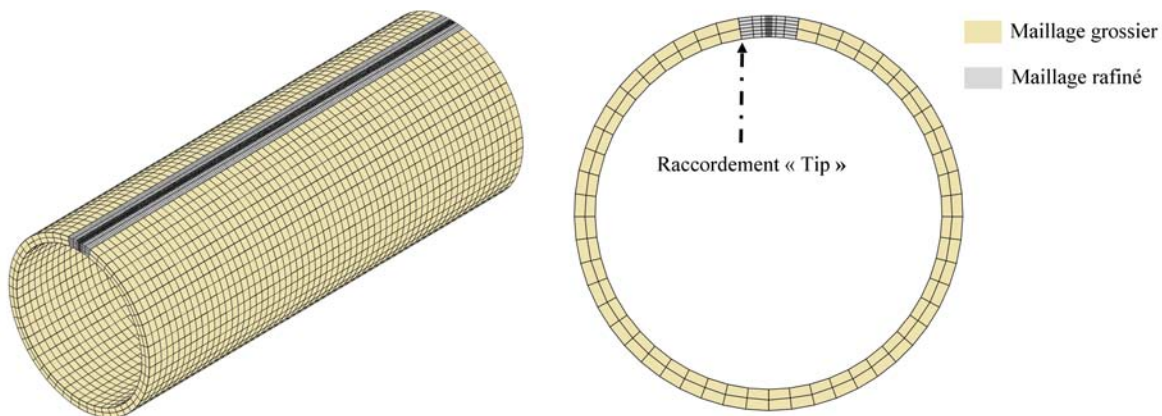


FIGURE 4.14 – Maillage 3D du gazoduc.

Conditions aux limites les propriétés élasto-plastique de l'API 5L X65 sont associées au maillage, et un ensemble de conditions aux limites sont imposées :

1. Une première condition de symétrie dans la direction \vec{x} du plan de fissure. Cette condition permettra la suppression de deux rotations par rapport aux axes \vec{y} et \vec{z} ainsi que le déplacement dans la direction \vec{x} ,
2. En analysant uniquement le $1/4$ du gazoduc, une condition de symétrie dans la direction \vec{y} est imposée dans le plan central du gazoduc,
3. Enfin, l'extrémité du gazoduc est supposée encastree, d'où une troisième condition d'encastrement sur ce plan.

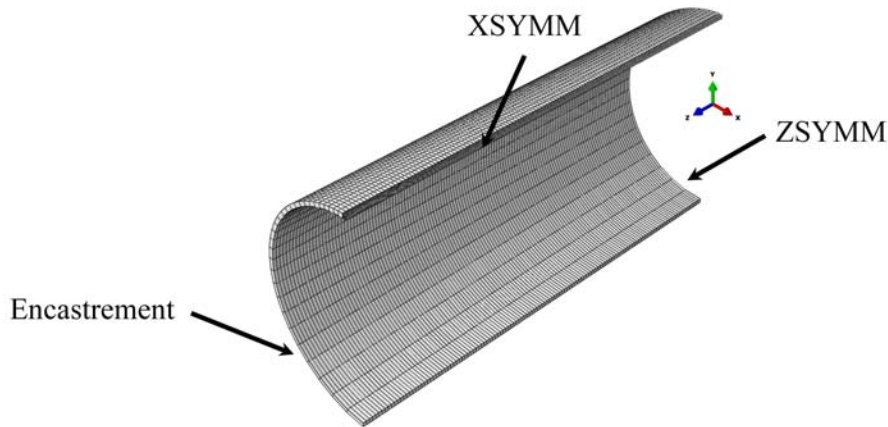


FIGURE 4.15 – Conditions aux limites gazoduc.

Chargement Cette étape primordiale dans le calcul consiste à appliquer d'une façon progressive une pression sur la surface interne du gazoduc. Au cours de la progression du calcul, la valeur du CTOA au voisinage du fond de fissure augmente jusqu'à atteindre sa valeur critique $CTOA_c$. À ce moment, le sous-programme applique une action de libération de la pointe de fissure, ce qui conduit à son extension.

En raison des conditions d'équilibre énergétique du modèle, l'action de libération du nœud doit être impérativement associée à une baisse de niveau de chargement. D'où la nécessité d'un troisième sous-programme de type « *DLOAD* » qui permet de réduire de 2% la pression exercée sur la paroi intérieure du gazoduc suite à chaque action de libération du nœud. Sous ce même sous-programme et afin de se rapprocher au mieux des conditions réelles d'un essai d'éclatement, la pression interne est imposée jusqu'à une certaine distance en avant de la pointe de la fissure. Cette distance a été estimée par le modèle de zone cohésive de Dugdale-Barenblatt [113]. Dans ce modèle, la surface de charge est calculée en fonction des dimensions du gazoduc, équation (4.12).

$$2b = 3\sqrt{eR} \quad (4.11)$$

Où R et e sont respectivement le rayon extérieur et l'épaisseur du gazoduc, b taille de la zone de chargement.

La modélisation en mode quasi-statique détermine la pression d'arrêt. Malgré leur importance, ces résultats ne sont pas suffisants pour l'application de la méthode à deux courbes. En effet, pour construire la courbe pression/vitesse de propagation de fissure, il est nécessaire de passer en mode dynamique. En conséquence, nous avons élaboré un deuxième modèle de type dynamique implicite.

4- 2.1.2 Modèle dynamique

Parallèlement au modèle statique, des simulations en dynamique Implicite ont été effectuées. L'objectif de ces simulations est l'évaluation de la vitesse de propagation de fissure le long du gazoduc pour différents niveaux de chargement (pression interne). À la base de ces résultats, une nouvelle courbe de vitesse de propagation de fissure/pression est construite et comparée à celle obtenue par les relations empiriques de Battelle et HLP. La phase de modélisation débute par la reprise du modèle statique élaboré précédem-

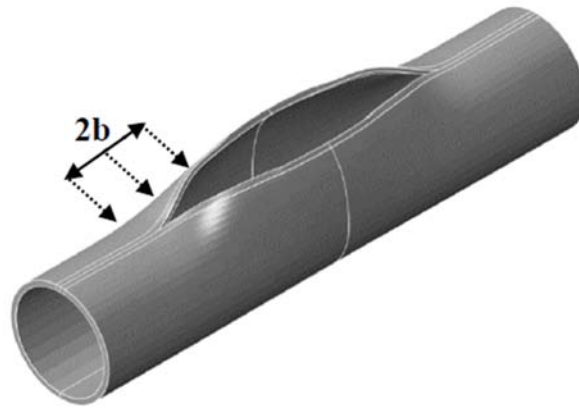


FIGURE 4.16 – Étendue de la zone de chargement.

ment. À la base de ce modèle, un ensemble de changements ont été effectués pour le rendre compatible à la simulation dynamique. Ceci est effectué par :

- Un simple basculement vers le modèle Dynamique/implicite de solveur Abaqus ;
- La suppression d'algorithme qui réduit la pression après chaque libération de nœuds ;
- L'ajout de la densité du matériau pour permettre au solveur Abaqus de résoudre le problème.

De même que le modèle Statique, nous avons mené un travail approfondi de convergence. L'objectif est d'étudier l'influence de multiples paramètres tels : la taille d'éléments, la vitesse de déformation et l'étendue de la zone de chargement sur la vitesse de la propagation de fissure.

Effet du maillage Afin de s'assurer de la pertinence des résultats de simulation numérique, il est indispensable de quantifier l'influence du maillage. Par conséquent, trois différents maillages en 3D ont été créés. Les résultats présentés dans le Tableau 4.5 indiquent qu'une bonne convergence peut être obtenue en respectant un minimum de raffinement du maillage. Ce niveau peut être lié à la définition du CTOA, d'où une taille maximale d'élément au voisinage du plan de fissure inférieure à 1,5 mm. En raison de l'optimisation du temps de calcul, une taille d'élément de 1,4 mm a été prise en considération.

TABLEAU 4.5 – Vitesse de propagation de fissure en fonction de maillage, simulation à 40 MPa.

	Nombres des nœuds	Nombres des éléments	Taille d'élément [mm]	Temps du calcul [h]	Vitesse de propagation de fissure [m/s]
Maillage 1	48196	36181	3	32	266,85
Maillage 2	75748	57277	1,4	50	261,13
Maillage 3	237717	189085	0,7	210	260,89

Influence de la vitesse de déformation La propagation de fissure suite à l'éclatement du gazoduc est un phénomène dynamique. Une vitesse de déformation qui s'élève à plus de 1500 s^{-1} a été mesurée numériquement au voisinage du fond de fissure. Ceci est en accord avec les résultats rapportés par Oikonomidis et al. [191]. De ce fait, l'influence de

la vitesse de déformation a été explorée à travers l’ajustement du modèle numérique par une loi du comportement dynamique de type Johnson Cook, équation (4.12) :

$$\sigma_{eq} = \left(A + B \varepsilon_{eq}^n \right) \left(1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \quad (4.12)$$

Où σ_{eq} la contrainte équivalente de Von Mises, ε_{eq} la déformation équivalente, $\dot{\varepsilon}_{eq}$ la vitesse de déformation équivalent et $\dot{\varepsilon}_0$ la vitesse de la déformation de référence. A, B, C et n sont les paramètres de Johnson Cook. Ces paramètres ont été rapportés à l’issu d’une étude antérieure sur le l’API 5L X65 réalisée par Jakobsen [156], Tableau 4.6.

TABLEAU 4.6 – Vitesse de propagation de fissure en fonction de maillage, simulation à 40 MPa.

A [MPa]	B [MPa]	n	C	ε_0 [s ⁻¹]
465,5	410,83	0,4793	0,0104	0,000806

La figure 4.17 expose les résultats de simulation obtenus avec et sans la dépendance du modèle à la vitesse de déformation. Par comparaison, il est clair que l’influence de la vitesse de déformation sur le comportement dynamique de l’API 5L X65 est faible, avec une variation de la vitesse de propagation de fissure inférieure à 5%. Ceci s’explique par la faible sensibilité de l’API 5L X65 à la variation de la vitesse de déformation soulevé par Jakobsen [156]. Malgré son influence mineure, la vitesse de la déformation est prise en compte afin de construire un modèle plus fidèle aux conditions réelles d’éclatement du gazoduc.

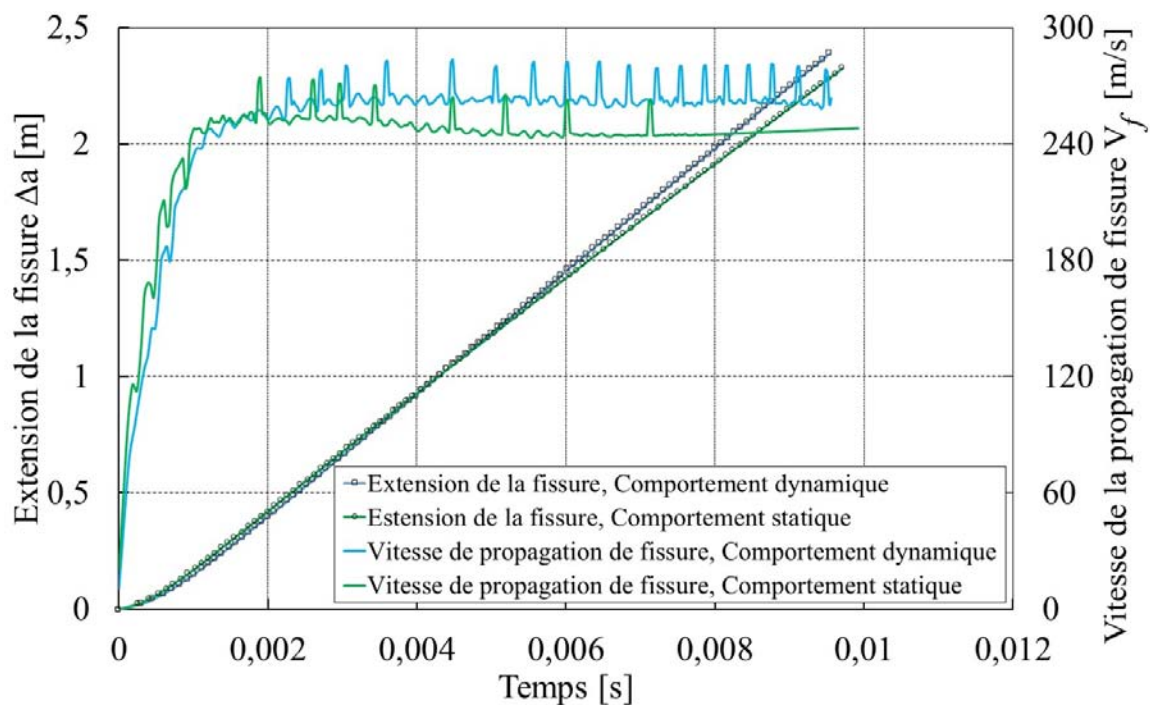


FIGURE 4.17 – Influence de la vitesse de déformation sur la vitesse de propagation de fissure, API 5L X65.

Effet de la taille de la zone de chargement Dans le cadre de cette thèse, nous nous sommes souscrit à l'hypothèse de Maxey et al [113], qui suppose que seule une partie du gazoduc en aval de la pointe de fissure est constamment chargée par la pression du gaz. L'approximation de cette zone de chargement est donnée par le modèle de zone cohésive de Dugdale-Barenblatt [113] et est égale à $3\sqrt{eR}$. Dans une logique de vérification de l'hypothèse de Maxey, nous avons étudié l'influence de l'étendue de cette zone sur la vitesse de propagation de fissure. Au vue de son influence, nous avons mené cette étude par l'exécution de cinq simulations à une pression de 40 MPa, soit 400 bars, et pour différentes longueurs $k\sqrt{eR}$. Les résultats de la vitesse de propagation de fissure en fonction des valeurs de $k\sqrt{eR}$ sont reportés dans les figures 4.18 et figure 4.19.

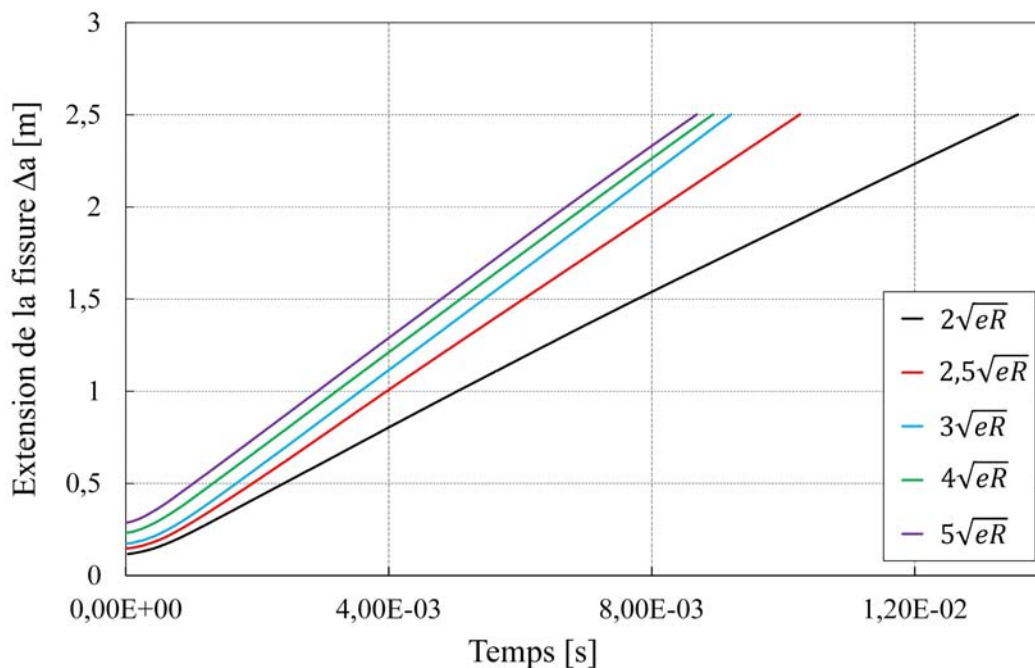


FIGURE 4.18 – Influence de l'étendue de la zone de chargement.

À l'issu de ces résultats, nous constatons que la vitesse de propagation est une fonction asymptotique de l'étendue de la zone de chargement. La vitesse de propagation de fissure atteint une valeur quasi-constante à partir d'une longueur caractéristique équivalente à $3\sqrt{eR}$. Enfin, nous pouvons affirmer que cette étude numérique vérifie l'hypothèse de Maxey.

En étudiant la majorité des paramètres qui agissent ou influencent la modélisation de la propagation de fissure le long du gazoduc, et en incorporant au modèle la meilleure description des propriétés du matériau (loi du comportement dynamique et valeur du $CTOA_c$), nous pouvons considérer ces résultats numériques comme un support fiable pour analyser la dynamique de la propagation de fissure ductile d'un gazoduc fabriqué en API 5L X65.

4- 2.2 RÉSULTATS

Nous avons réalisé 11 simulations numériques, de type statique et dynamique, de l'extension de fissure le long d'un gazoduc fabriqué en acier API 5L X65 avec une épaisseur de

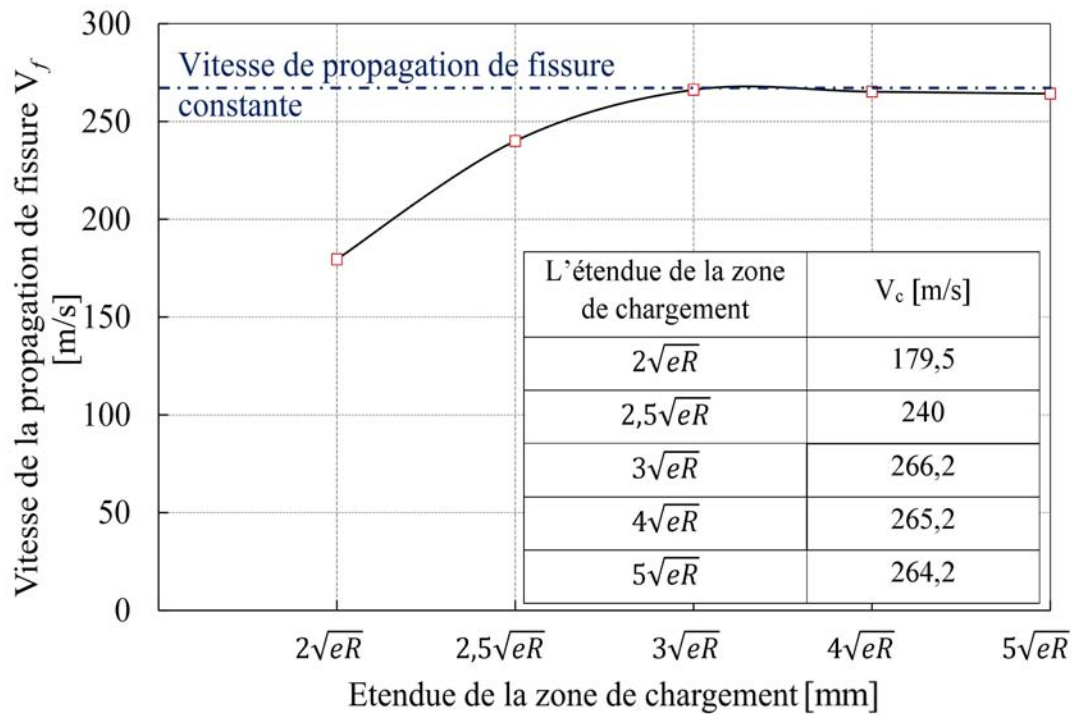


FIGURE 4.19 – Évolution de la vitesse de propagation en fonction de l'étendue de la zone de chargement.

paroi de 19,05 mm et un de diamètre 355 mm. Pour éviter les effets indésirables des bords libres, la longueur de la conduite a été imposée à six mètres, ce qui correspond à 16 fois le diamètre. À l'issue de ces simulations, nous avons prédit la pression d'arrêt, la longueur et la vitesse de fissuration.

Sous l'effet de la pression du gaz sur les parois, le tuyau supposé « ouvert » se déforme. La section passe d'une géométrie en « O » à une forme en « U » puis reste inchangée, figures 4.20. Qualitativement, cette évolution géométrique de la section du gazoduc au cours de la propagation de fissure est parfaitement simulée numériquement. On note aussi, une série d'ondulation le long du chemin de propagation de fissure. Ceci est en parfaite cohérence avec les résultats d'essais d'éclatement, figures 4.21 (b).

Le recours à une simulation numérique, fidèle aux conditions réelles, nous a permis de prendre en compte un mécanisme de déformation difficilement représenté par des modèles analytiques. L'ouverture du gazoduc qui participe au chargement de la pointe de fissure est prise en compte dans le modèle. L'outil numérique vérifie quelques acquis de la dynamique de propagation de fissure, notamment le modèle de chargement sur la longueur de la zone cohésive, figures 4.20 (b).

4- 2 .2.1 Pression d'arrêt

La pression d'arrêt a été calculée à travers le modèle quasi-statique développé et discuté dans le paragraphe 4-2.1.1 Les résultats de la simulation sont reportés dans la figures 4.22, où nous constatons que l'évolution de la pression d'arrêt se fait en trois stades. En effet, la pression subit une forte remontée jusqu'à une extension de la fissure équivalente à l'épaisseur du gazoduc, suivie par une deuxième augmentation plus progressive.

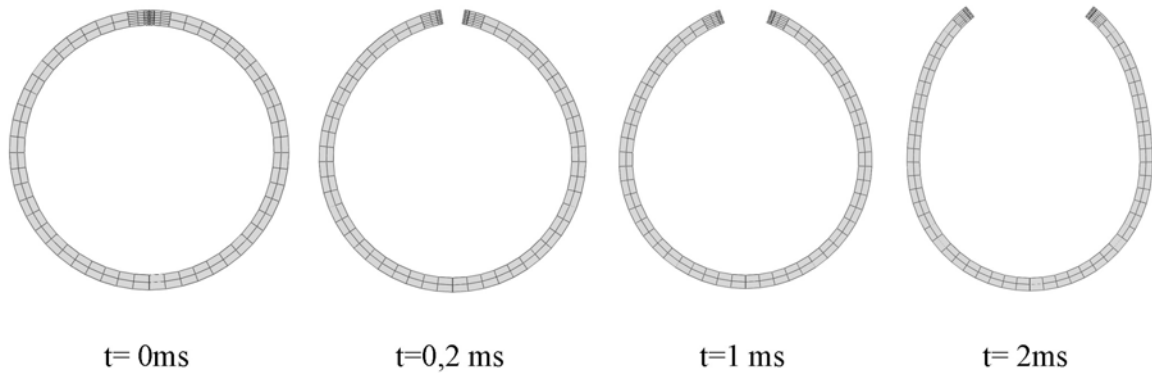


FIGURE 4.20 – Évolution géométrique de la section du gazoduc au cours de la propagation de fissure.

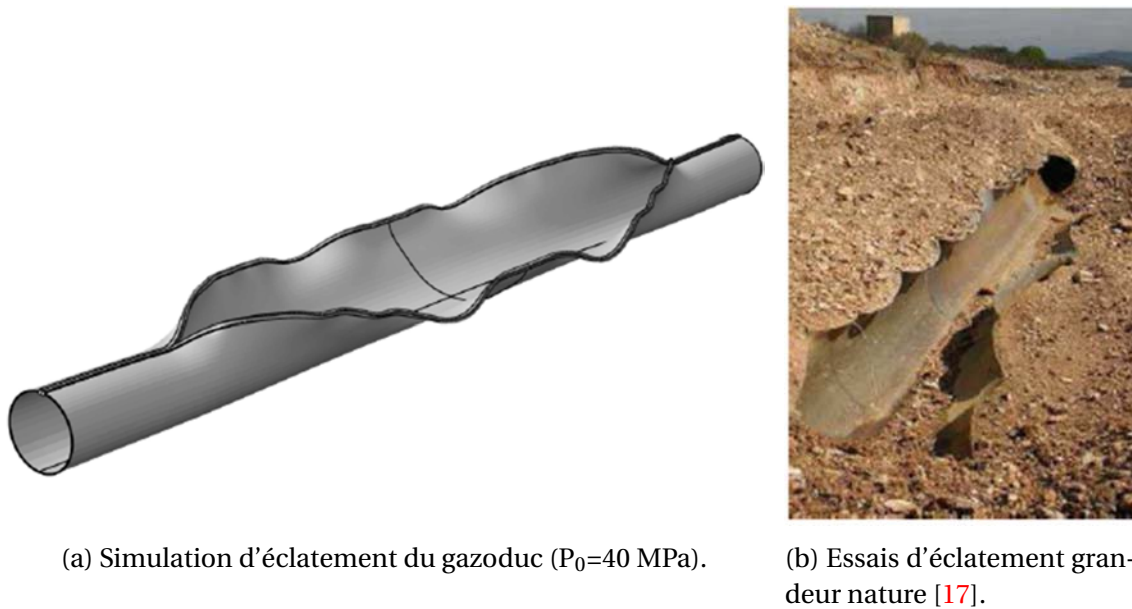


FIGURE 4.21 – Éclatement du gazoduc.

Finalement, la pression converge vers une valeur relativement stable au cours d'un troisième stade.

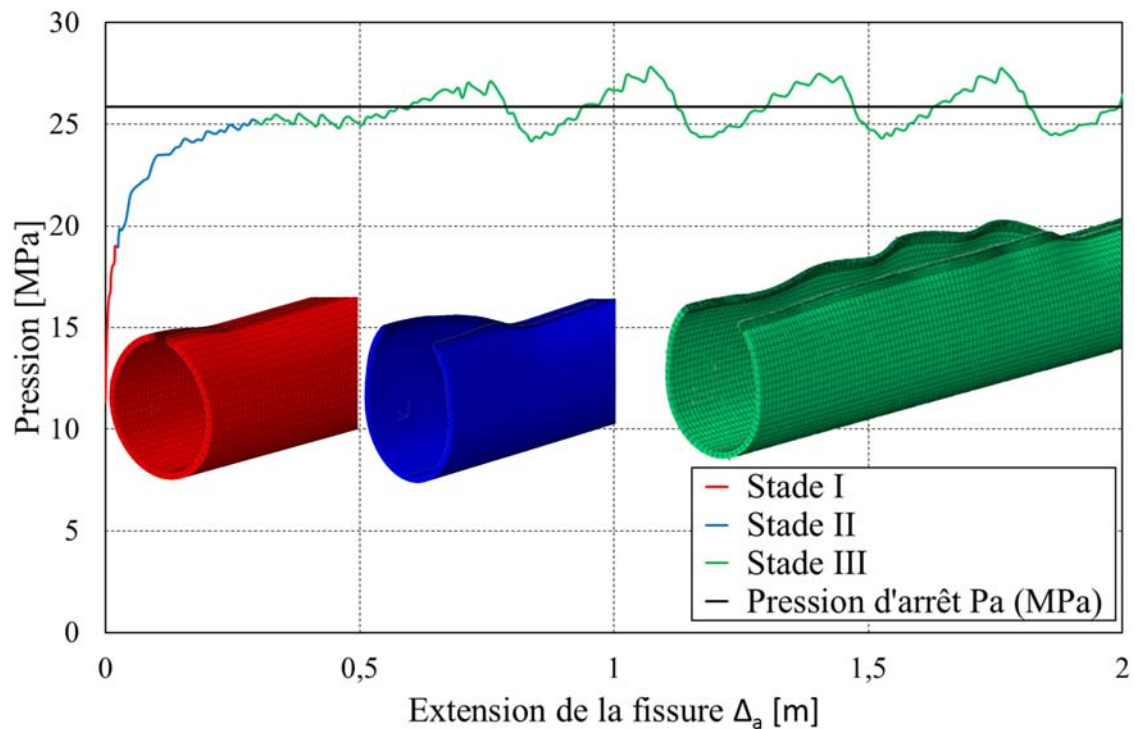


FIGURE 4.22 – Résultats de simulation quasi-statique de propagation de fissure.

Premier stade Ce stade se caractérise par une remontée rapide de la pression d'arrêt et d'une faible extension de la fissure, environ une fois l'épaisseur du gazoduc. Nous supposons que l'augmentation brutale de la pression d'arrêt au cours de ce stade est liée en majeure partie à la variation de la ténacité. Ce phénomène est largement reporté dans la littérature à travers le concept de la Courbe-R établi initialement par Irwin et Kies en 1954 [93].

Nombreux sont les auteurs qui ont soulevé cette variation de la résistance à la fissuration. Newman et al [23] supposent que la variation de la ténacité est liée à l'effet de tunnel, et constatent que la fissure se propage d'une façon instable le long d'une zone équivalente à l'épaisseur d'une éprouvette CT (Compacte Tension). Les essais expérimentaux effectués sur des éprouvettes CT modifiées au cours de notre étude expérimentale, nous ont conduit à constater que le CTOA converge vers une valeur constante au bout d'une extension de fissure équivalente à l'épaisseur de l'éprouvette, Chapitre 3.

Pour affirmer les propos de Newman et al, nous avons relevé, pour différentes longueurs d'extension de la fissure (Δa), la distribution de la contrainte d'ouverture ($\sigma_{\theta\theta}$) au voisinage de la pointe de fissure et le long du ligament (direction longitudinale du gazoduc), figure 4.23. Avec ce champ de contraintes, nous avons estimé le Facteur d'Intensité de Contraintes en fonction de Δa , figure 4.24. Il faut noter que ce facteur a été calculé par l'approche de la méthode volumétrique détaillée dans le Chapitre 3, paragraphe 3-2.2.

Nous notons aussi que le Facteur d'Intensité de Contraintes effective converge vers une valeur constante au bout d'une certaine longueur de propagation de fissure. Dans l'actuelle étude, cette longueur est estimée à 20 mm (environ une fois l'épaisseur du gazo-

duc), ceci rejoint la conclusion de Newman et al qui préconisent une zone de propagation instable d'étendue équivalente à l'épaisseur de la structure.

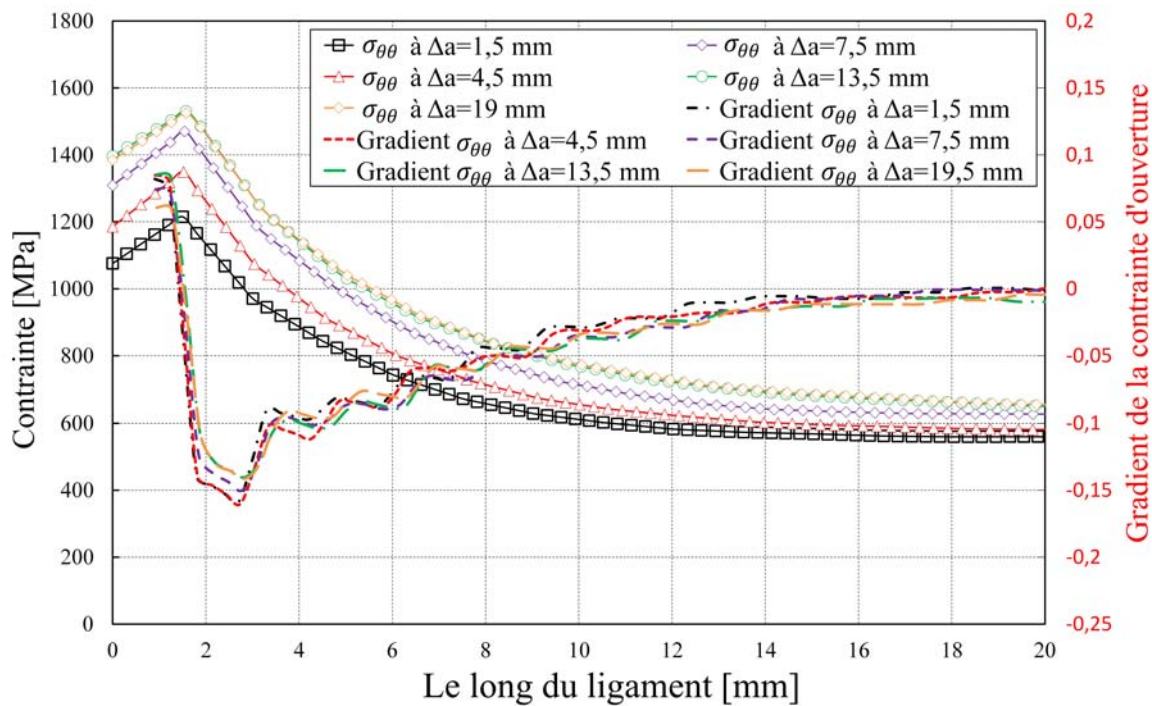


FIGURE 4.23 – Distribution de la contrainte d'ouverture le long du ligament, Premier stade.

Deuxième Stade Contrairement au premier stade, nous ne relevons pas de variation de ténacité, figure 4.24. Malgré un niveau de ténacité quasi-constant, nous remarquons que la pression d'arrêt augmente lentement jusqu'à atteindre une valeur constante.

Nous supposons que cette évolution de la pression au cours de ce stade est liée à l'effet de déformation des parois qui implique une modification du mode de chargement. Ces résultats rejoignent la conclusion de Scheider [110] qui estime que la propagation de fissure parcourt un stade transitoire égal à environ une fois le diamètre du gazoduc.

À partir de la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure, nous observons un élargissement de la zone plastique, donc l'accumulation de la déformation plastique le long du chemin de fissuration, figure 4.25.

Troisième stade Ce stade se caractérise par la stabilité de la pression ainsi par un Facteur d'Intensité de Contraintes parfaitement constant. En effet, nous ne constatons aucune variation au niveau de la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure, figure 4.26. Bien que la propagation de fissure soit stationnaire, nous observons un comportement ondulatoire autour de la pression d'arrêt. Ceci est dû au phénomène de flambage, rapporté par HLP suite à des essais d'éclatement réalisés sur gazoducs fabriqués en acier X70 [12] et analysé par TRAN dans son travail de thèse [91]. TRAN a lié ces ondulations à la ductilité du matériau qui conduit à une déformation plastique assez importante des parois du gazoduc.

L'amplitude de ces ondulations est donc liée à la ductilité du matériau. Nous pensons que

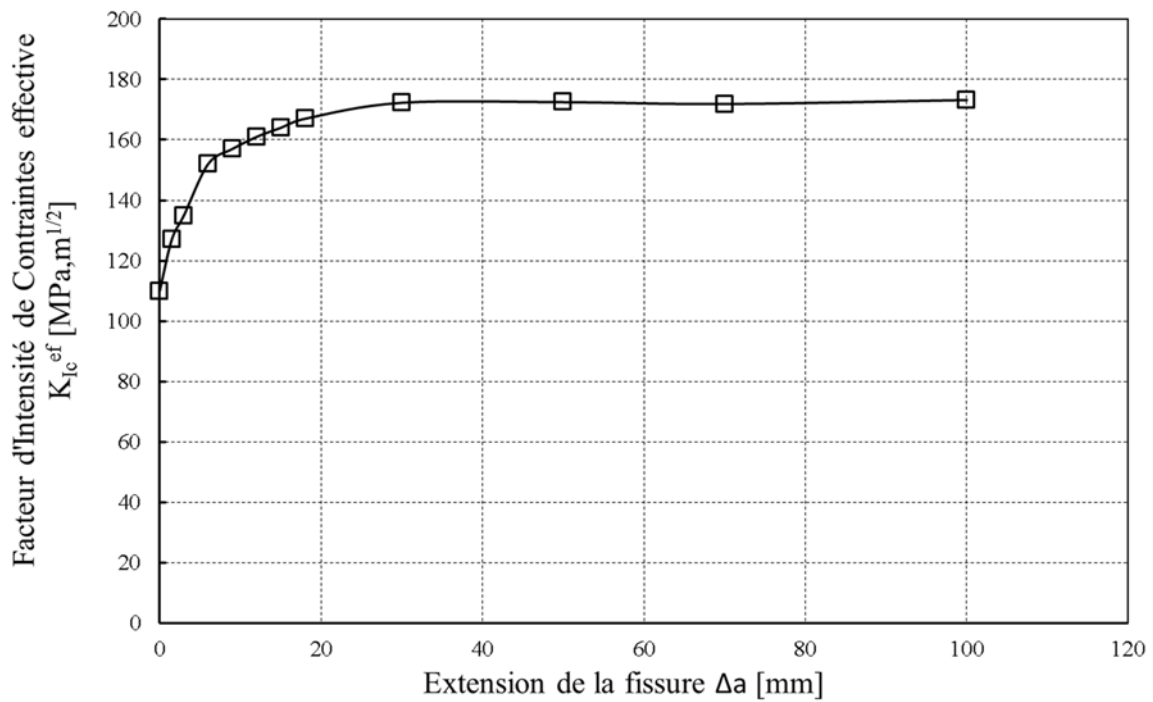


FIGURE 4.24 – Évolution du Facteur d'Intensité de Contraintes en fonction de l'extension de la fissure.

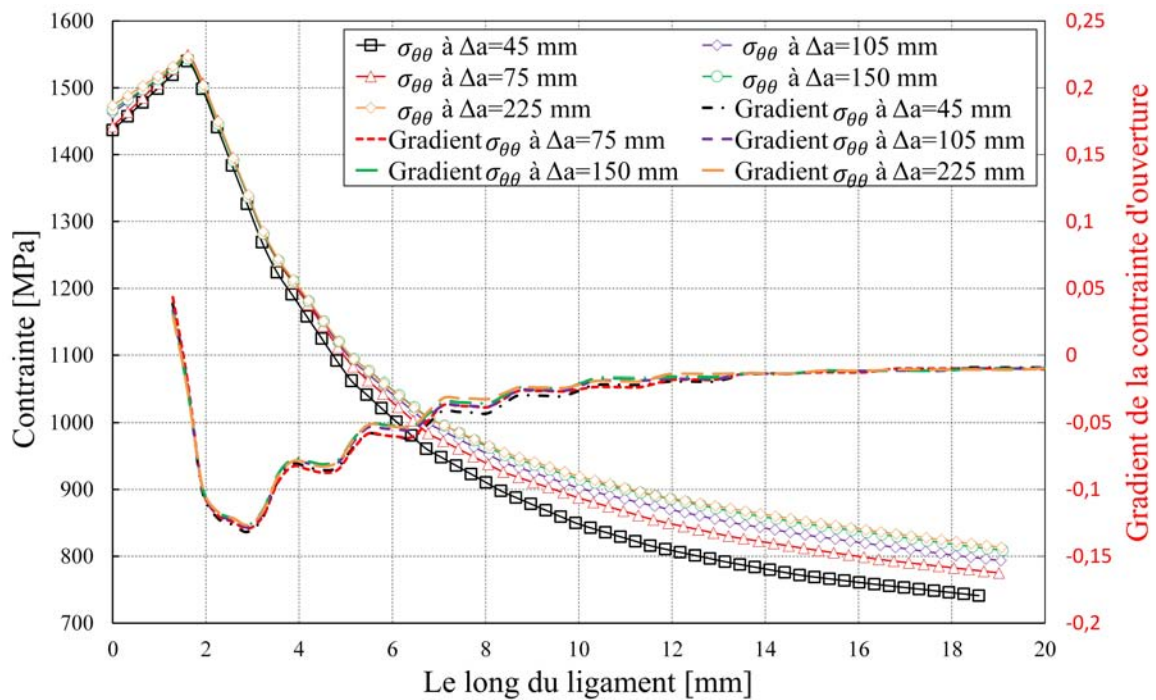


FIGURE 4.25 – Distribution de la contrainte d'ouverture le long du ligament, Deuxième stade.

l'effet de relaxation de la section déchargée du gazoduc en aval de la pointe de fissure apporte aussi sa contribution. La relaxation est liée à la décharge élastique de cette section du gazoduc qui oppose des efforts à la pression exercée au voisinage de la fissure.

Pour des raisons de simplification, nous négligeons ces ondulations et nous définissons la pression d'arrêt comme la valeur moyenne du troisième stade. Une pression d'arrêt égale à $P_a = 25,8$ MPa soit 258 bars est retenue à l'issue de la simulation.

Conscient de la variation de la ténacité ($CTOA_c$) en fonction de l'épaisseur, rapportée par de multiples études, et de la dispersions importante dans l'évaluation expérimentale du $CTOA_c$ qui s'élève à $\pm 2^\circ$, nous avons examiné l'influence de la valeur du $CTOA_c$ sur la pression d'arrêt.

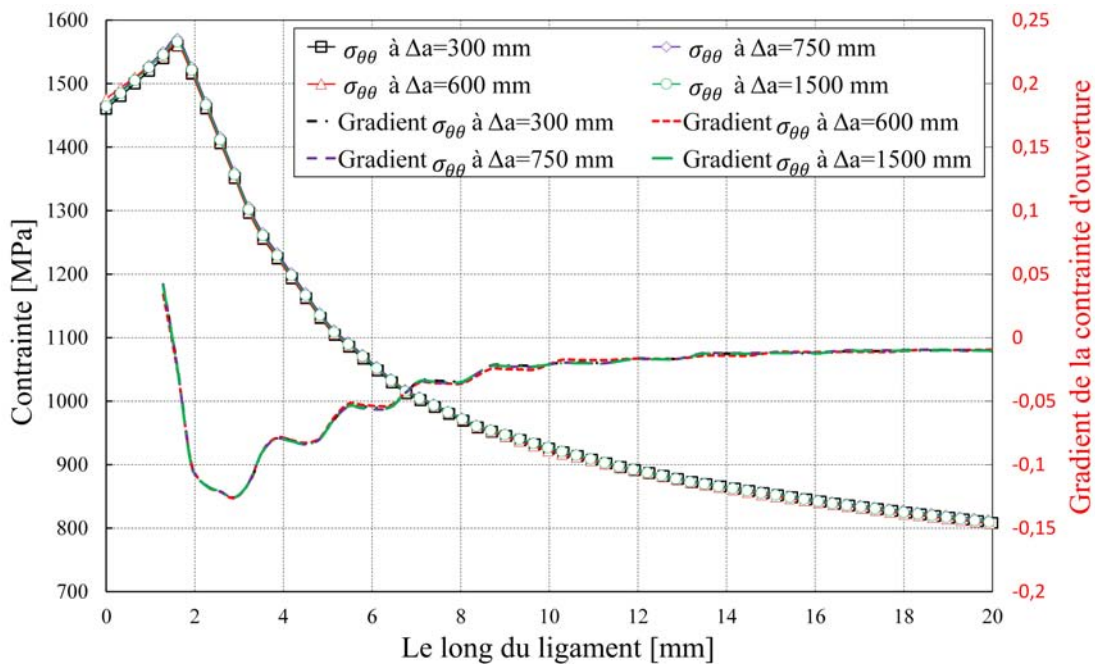
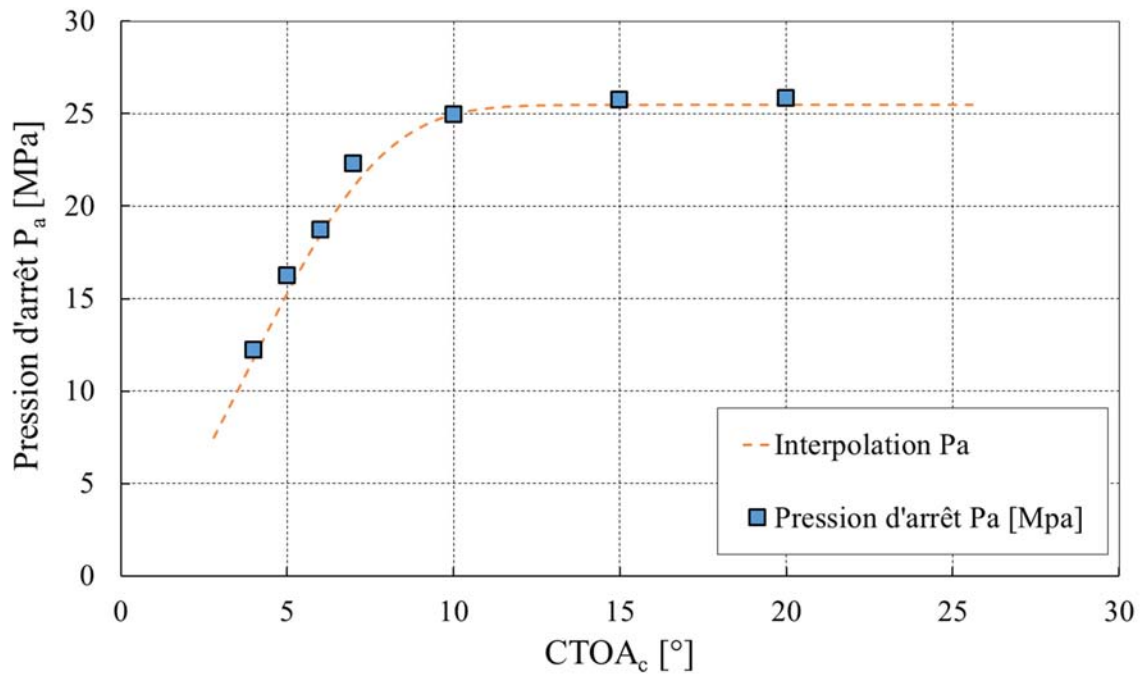


FIGURE 4.26 – Distribution de la contrainte d'ouverture le long du ligament, Troisième stade.

Influence du $CTOA_c$ sur la pression d'arrêt Le $CTOA_c$ a été déterminé à travers des essais expérimentaux menés sur des éprouvettes CT modifiées avec différentes épaisseurs 5, 6, et 10 mm, Chapitre 3. Les deux méthodes d'évaluation du $CTOA_c$ présentées dans ce chapitre n'aboutissent pas à la même conclusion. Les mesures effectuées par la méthode directe indiquent une influence mineure sur la valeur du $CTOA_c$. Par contre, la mesure par la méthode indirecte nous révèle une tendance à l'augmentation du $CTOA_c$ en fonction de l'épaisseur. L'effet de l'épaisseur sur le $CTOA_c$ de l'API 5L X65 est donc incertain. En conséquence, nous avons examiné l'influence d'une large plage de valeurs du $CTOA_c$, dans l'intervalle $5^\circ - 20^\circ$, sur la pression d'arrêt, figure 4.27.

La figure 4.27 montre une faible influence du $CTOA_c$ sur la pression d'arrêt, environ 12% de variation lorsque le $CTOA_c$ varie entre 10° à 20° . Ces résultats montrent la pertinence de la définition de la pression d'arrêt retenue par cette étude. La même attention sera portée sur l'influence du $CTOA_c$ sur la vitesse de propagation de fissure.

FIGURE 4.27 – Évolution de la pression d'arrêt en fonction du $CTOAc$.

4- 2 .2.2 Vitesse de propagation de fissure

L'extension dynamique de la fissure le long du gazoduc a été simulée avec le modèle présenté au paragraphe 4-2.1.2. Nous avons effectué une série de dix simulations de type dynamique avec un niveau de pression variant dans l'intervalle 28 MPa-60 MPa. À l'issue de ces simulations numériques, nous avons extrait les courbes de l'extension de fissure en fonction du temps, figure 4.28, puis déterminé la vitesse de propagation de fissure, figure 4.29.

À partir de ces résultats, nous constatons que la propagation de fissure suit deux phases. Une phase d'accélération durant laquelle la fissure atteint sa vitesse maximale, suivie d'une phase de propagation à vitesse constante. Toutefois, nous constatons l'absence d'une phase de décélération qui s'explique par l'absence d'une loi de décompression du gaz dans le modèle. Ces résultats sont en parfaites cohérence avec la littérature [114]. En associant la vitesse de propagation stationnaire de fissure à la pression appliquée, et la pression d'arrêt calculée précédemment, nous avons tracé une nouvelle courbe de propagation de fissure en fonction de la pression, figure 4.30. Qualitativement, l'allure de cette courbe est en parfaite cohérence avec les résultats expérimentaux rapportés par Battelle, HLP et de nombreux autres auteurs [55]. L'aspect quantitatif et la pertinence de cette courbe fera l'objet d'une longue discussion dans le paragraphe 4-2.3.

À la base de l'approche à deux courbes, nous rappelons que la condition de propagation ou d'arrêt de la fissure est fixée par la compétition entre l'onde de la décompression du gaz et la vitesse de propagation de fissure. De ce fait, il est primordial d'étudier le comportement du gaz et de construire la courbe de vitesse de décompression/ pression.

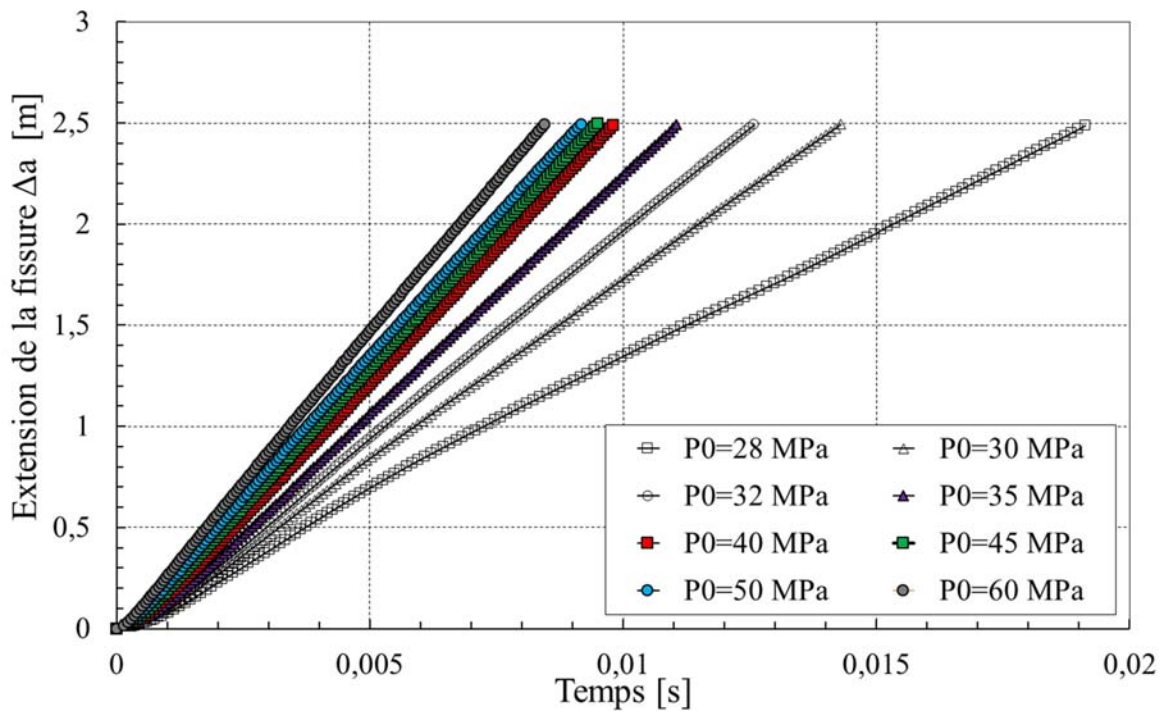


FIGURE 4.28 – Extension de la fissure le long du gazoduc en fonction de temps.

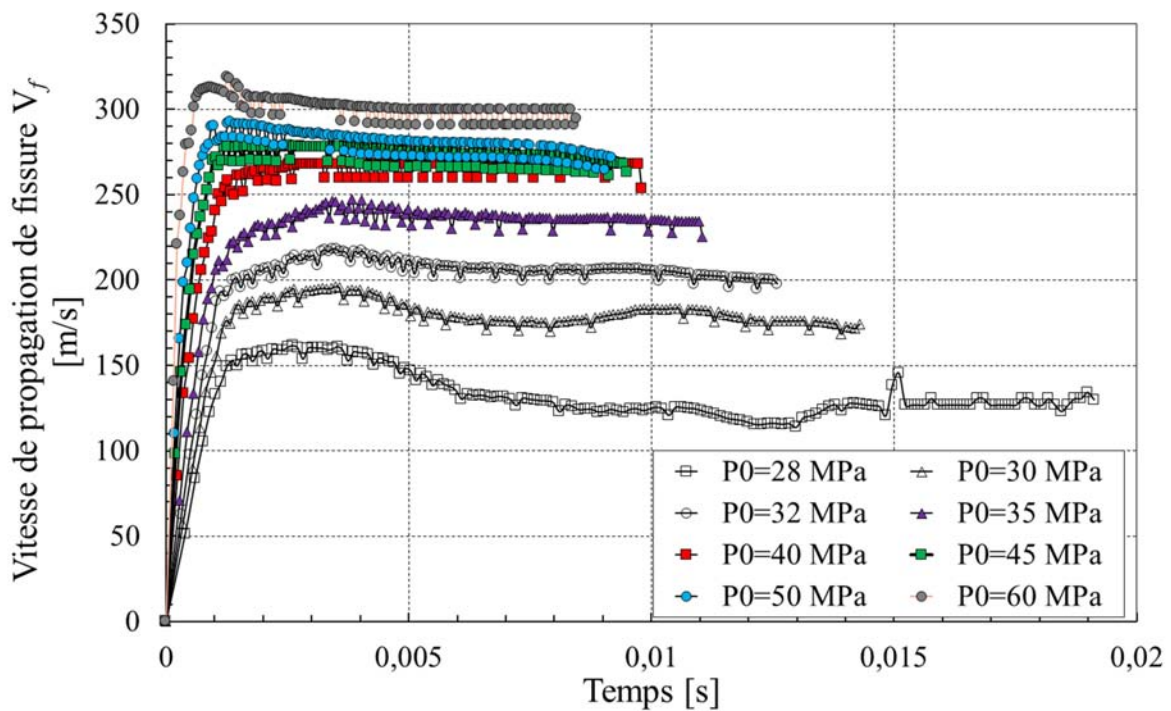


FIGURE 4.29 – Variation de la vitesse de propagation de fissure en fonction de temps.

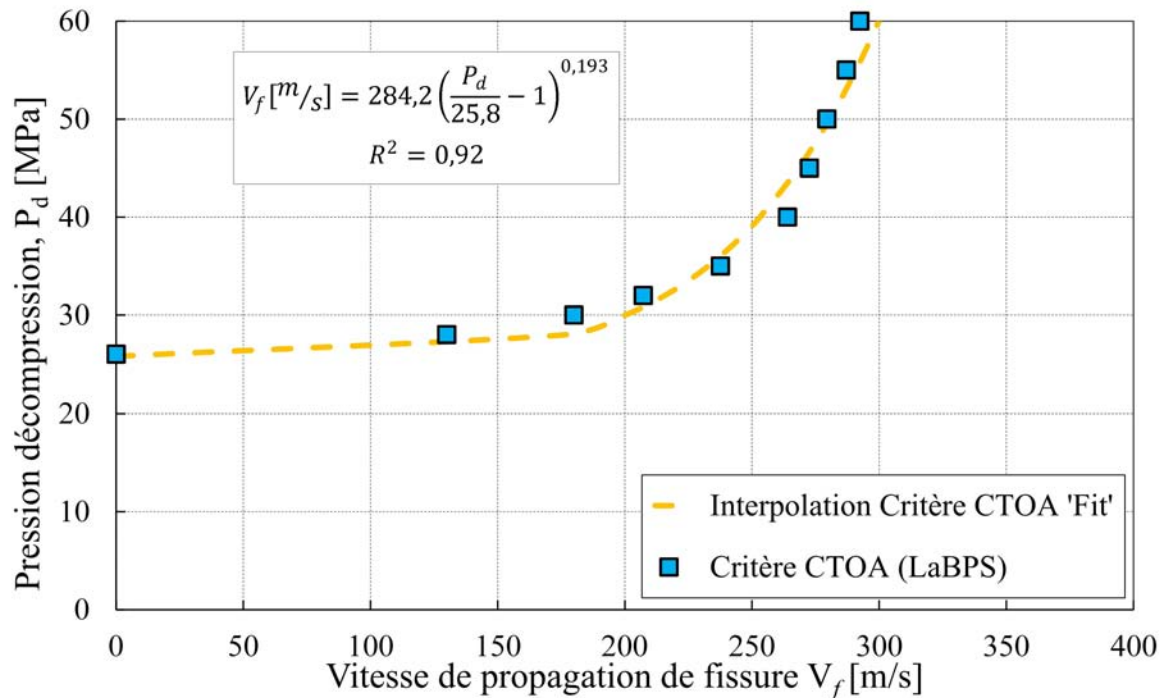


FIGURE 4.30 – Courbe de propagation de fissure en fonction de la pression.

4- 2.2.3 Loi de Décompression du CO₂

Au moment de l'apparition d'une fissure débouchante à la surface de la paroi du gazoduc, le gaz tente de s'échapper via l'ouverture créée. Cette décompression brutale implique la propagation, le long du gazoduc, de deux ondes de décompression à une vitesse de l'ordre 300 m/s. Ces ondes strictement opposées joueront par la suite un rôle important sur la dynamique de la rupture du tube. En effet, si la célérité de propagation de l'onde de décompression est inférieure à la vitesse de propagation de fissure, la pointe de fissure sera constamment chargée avec la pression initiale, d'où une propagation stationnaire et infinie de la fissure. Dans d'autre cas, la fissure est progressivement déchargée jusqu'à l'arrêt de la propagation.

Afin de prédire la célérité de l'onde de décompression du gaz, un certain nombre de modèles ont été mis au point. Ces modèles de type numérique, comme la Méthode des Différences Finies (MFD) et la méthode des Caractéristiques (MACH), ou expérimentaux tel que l'essai de tube à choc, figure 4.31, supposent un flux unidimensionnel (le long de l'axe de la conduite) et isentropique. Selon Civallero et al. [114], pour le cas d'un gaz pur monophasé, la pression au voisinage de la fissure obéit à la relation équation (4.13).

$$\begin{cases} V_f > V_d & P_d = P_0 \\ V_f < V_d & P_d = P_0 \left(\frac{2}{\gamma+1} + \frac{\gamma-1}{\gamma+1} \cdot \frac{V_c}{V_d} \right) \frac{2\gamma}{\gamma-1} \end{cases} \quad (4.13)$$

Avec

P_0 et P_d : Pressions initiale, pressions du gaz ;

V_d et V_f : Vitesses respectives de l'onde de décompression et de la fissure ;

γ : Rapport des chaleurs spécifiques iso-pression et isochores du gaz (1,6 pour l'azote, 1.2941 pour le CO₂).

Des recherches plus récentes, présentées par Elshahomi et al [7], ont étudié des cas plus complexes de la détente d'un liquide ou d'un mélange biphasé (liquide + gaz). Ces recherches ont mis en avant que le cas le plus défavorable est celui d'un mélange biphasé, figure 4.32, cas du CO₂ supercritique.

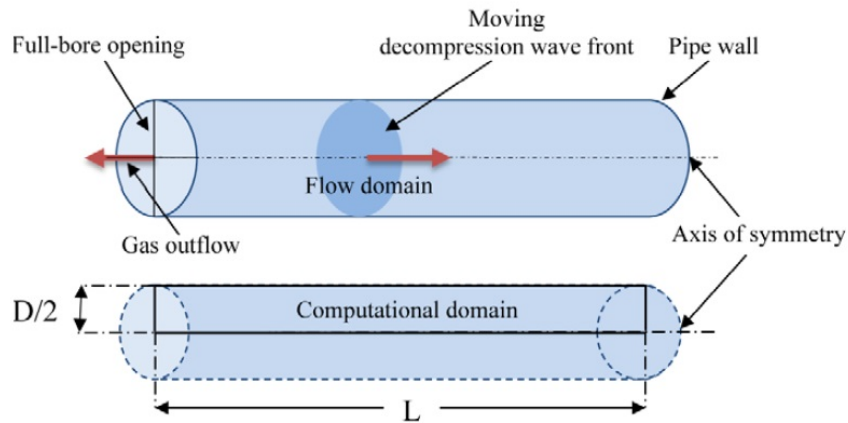


FIGURE 4.31 – Illustration de propagation de l'onde de décompression.

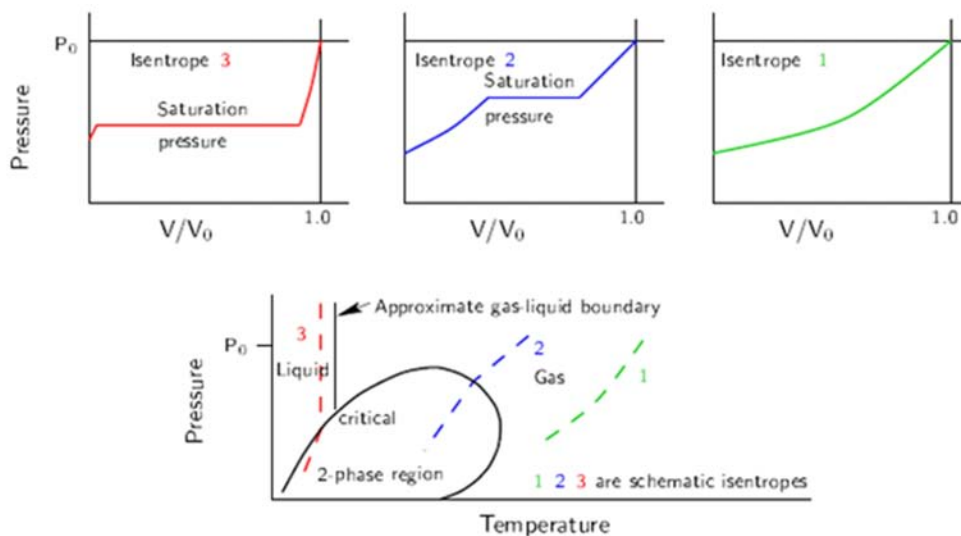


FIGURE 4.32 – Schéma de différents chemins de décompression du fluide. (a) détente d'un gaz ; (b) détente d'un gaz traversant le domaine biphasé ; (c) détente d'un liquide. Maxey, 1981 [11].

Malgré la complexité de ce phénomène de décompression, nombreux sont les auteurs qui ont proposés des solutions plutôt concluantes [192, 193]. Elshahomi [7] ont étudié le comportement d'un mélange de CO₂ supercritique à travers des essais du tube à choc, ainsi que des simulations avec le code de calcul GASDECOM.

Nous estimons que la dispersion de résultats entre le modèle numérique et l'expérience est faible pour mener une étude complémentaire de la décompression du CO₂. De ce fait, nous admettons la solution de Elshahomi. À cette étape de l'étude, il est possible d'appliquer l'approche à deux courbes, pour cela nous superposons la courbe de la vitesse de propagation de fissure et celle de la vitesse d'onde de décompression de gaz, figure 4.33.

La position de ces deux courbes nous permet de conclure que l'onde de décompression est rattrapée par la propagation de la fissure pour tous les niveaux de pression, et un arrêt de la fissure se produit.

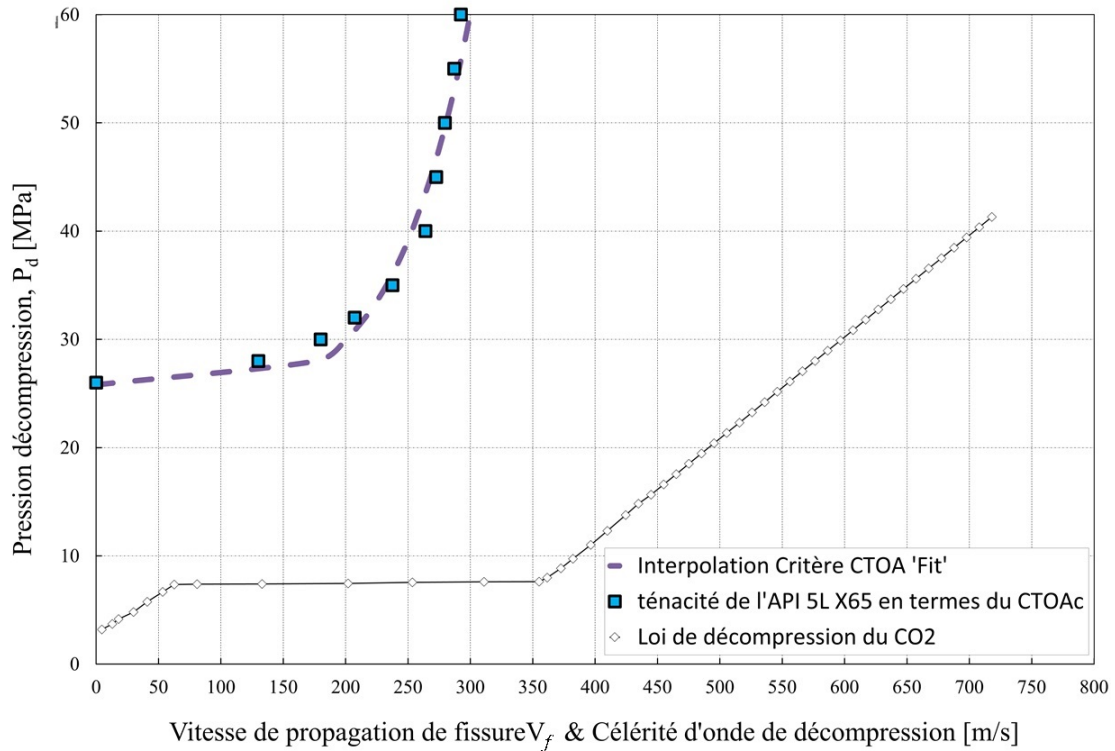


FIGURE 4.33 – Application de l'approche à deux courbes, API 5L X65.

Les méthodes traditionnelles à deux courbes telle que Battelle fournissent la ténacité minimale en terme d'énergie Charpy pour assurer l'arrêt rapide de la propagation de fissure ductile dans les gazoducs. Cependant, ces approches ne fournissent pas l'étendue de la fissure en cas d'éclatement du gazoduc, l'un des objectifs de cette thèse. Nous avons tenté de calculer cette longueur de propagation de fissure dans le cas particulier de l'éclatement d'un gazoduc transportant du CO_2 supercritique.

4- 2.2.4 Étendue de propagation de fissure

Pour fournir la longueur de propagation de fissure, nous avons créé un algorithme itératif qui permet de coupler l'onde de décompression du gaz et la vitesse de propagation de fissure. Cet algorithme est basé sur les hypothèses suivantes :

- La propagation des fissures ne peut dépasser l'onde de décompression ; cela signifie que la pointe de la fissure est toujours présente dans une section du gazoduc affectée par le processus de décompression du gaz ;
- Le gazoduc est considéré comme un récipient sous pression avec un volume constant.

De ce fait, nous pourrions écrire que la pression instantanée du gaz à la pointe de fissure, équation (4.14).

$$P(\text{temps}) = P_0 \cdot \exp(K \cdot \text{temps}) \quad (4.14)$$

Où k ($k = -7.5$, dans le cas du CO_2 supercritique [7]) est une constante liée à des paramètres de gaz (ρ, γ) et des conditions initiales de température et de pression (T_0, P_0). Nous tenons compte des conditions de géométrie, du matériau et de la pression initiale $P_0 = 40$ MPa. La simulation numérique donne une extension de fissure de 32,2 m, valeur du même ordre de grandeur que celle obtenue expérimentalement.

4- 2.3 DISCUSSION ET ANALYSE

L'augmentation de la pression de service et du diamètre des gazoducs ces dernières années ont exigé le développement des aciers de haute résistance et ténacité pour assurer la sécurité du réseau et l'environnement. Huit résultats ont été sélectionnés parmi la littérature [194] concernant les données d'essais d'éclatement en grandeur réelle. Ils concernent des aciers du gazoduc allant de la nuance X52 à la nuance X120, plus particulièrement le grade X100. Le Tableau 4.7 indique la forte évolution de l'énergie Charpy des aciers de gazoducs depuis 1969.

TABLEAU 4.7 – Évolution de l'énergie Charpy depuis 1969 [98].

Grade	X52	X70	X70	X100	X100	X100	X100	X120
Année	1969	1978	1978	1998	1998	1998	1998	2000
Énergie Charpy	32,5 J	51 J	76 J	151 J	165 J	183 J	199 J	151 J

Depuis les années 90, des aciers à haute résistance tels que X80 et X100 ont été commercialisés pour des gazoducs de grandes longueurs. En outre, les grades X52, X65 et X70 ont été spécifiés dans l'API 5L et ISO3183 pour accroître davantage la sécurité des transports du gaz à haute pression. En effet, la courbe de l'énergie Charpy de l'API 5L X65 indique un plateau ductile supérieur à 280 J, valeur relativement élevée par rapport aux valeurs indiquées dans le Tableau 4.7.

Historiquement, la résistance à l'extension de fissure le long du gazoduc a été caractérisée en corrélation avec l'énergie Charpy impliquant un niveau de ductilité assez faible, énergie Charpy inférieure à 100 J. Depuis, la forte augmentation de la ductilité de l'acier du gazoduc a nécessité une nouvelle calibration du modèle semi-empirique développé, initialement, par Maxey à la fin des années 60. À cet effet, plusieurs auteurs proposent des facteurs multiplicateurs pour ajuster la prédiction du modèle de Maxey, Tableau 4.8.

TABLEAU 4.8 – Ajustement du modèle Battelle.

Mannucci et al. [195]	$C_{v\ csm}^{[2/3]} = 1,7 C_{v\ Battelle}^{[2/3]}$
Leis et al. [8]	$C_{v\ Leis}^{[2/3]} = C_{v\ Battelle}^{[2/3]} + 0,002 \left(C_{v\ Battelle}^{[2/3]} \right)^{2,04} - 21,18$
Wilkowski et al. [124]	$C_{v\ Wikowski}^{[2/3]} = \left(10,29 + 0,1018 C_{v\ Battelle}^{[2/3]} \right)^{2,597} - 16,8$

Des recherches antérieures [17] prouvent que la grande ductilité des aciers de gazoducs modernes entraîne une relation différente entre la résistance à l'extension de fissure et la vitesse de fissuration, et que les équations semi-empiriques de Battelle sous-estiment dangereusement la vitesse de propagation de fissure, telle que mesurée au cours des essais d'éclatement à échelle réelle.

Par conséquent, le développement d'une nouvelle méthode d'analyse pour le gazoduc à

haute résistance a été suggéré. HLP a tenté de corriger les estimations de la vitesse de fissuration de Battelle en introduisant l'énergie DWTT à la place de l'énergie Charpy dans son équation. En effet, en raison de son large ligament et son épaisseur égale à celle du gazoduc, l'énergie DWTT est faiblement affectée par l'énergie d'amorçage et plus proche de celle de la propagation de fissure, contrairement à l'énergie Charpy. Toutefois la tentative de HLP de soustraire l'énergie d'amorçage de la fissure à celle de la propagation, à partir d'essais DWTT, n'est pas satisfaisante. Pour surmonter ces difficultés, nous avons proposé le $CTOA_c$ comme une mesure de la résistance à la propagation. À partir des investigations expérimentales de l'évolution du CTOA, Chapitre 3, nous admettons que la propagation stable de la fissure ductile se caractérise par une valeur constante du CTOA ($CTOA_c$), et que ce paramètre traduit exclusivement la contribution de l'énergie de la propagation de fissure.

Connu, aussi, comme une approche robuste et stable numériquement, le CTOA a été étendu à la méthode à deux courbes à travers un modèle de simulation par élément fini en conjonction avec la technique de libération des nœuds. La vitesse de fissuration, la pression d'arrêt et l'étendue de la fissure ont été calculées numériquement sous les conditions les plus réalistes d'un essai d'éclatement. Une comparaison est réalisée avec les différentes approches à deux courbes, à savoir les méthodes Battelle [11], HLP [12] et le modèle HLP-Sumitomo [17], figure 4.34 et Tableau 4.9.

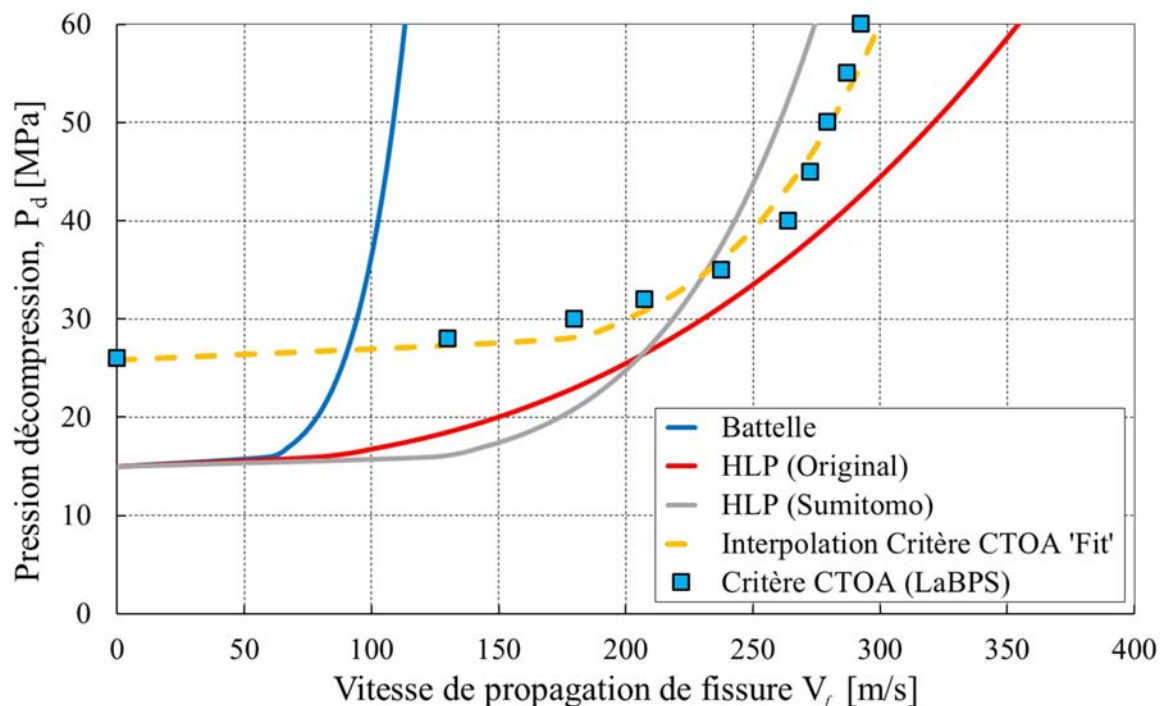


FIGURE 4.34 – Comparaison entre les différentes courbes de propagation de fissure en fonction de la pression, API 5L X65.

Malgré une large dispersion, la figure 4.34 montre que les résultats de cette étude sont comparables à ceux rapportés par Battelle et HLP.

TABLEAU 4.9 – Évolution de l'énergie Charpy depuis 1969 [98].

Modèle	Équation analytique	Équation numérique de l'API 5L X65
Battelle TCM	$V_c = 0,379 \frac{\sigma_0}{\sqrt{R_f}} \left(\frac{P_d}{P_a} - 1 \right)^{1/6}$	$V_c = 90,2 \left(\frac{P_d}{16,6 \cdot 10^6} - 1 \right)^{1/6}$
HLP original TCM	$V_c = 0,67 \frac{\sigma_0}{\sqrt{R_f}} \left(\frac{P_d}{P_a} - 1 \right)^{0,393}$	$V_c = 211 \left(\frac{P_d}{15,84 \cdot 10^6} - 1 \right)^{0,39}$
HLP Sumitomo TCM	$V_c = \alpha \frac{\sigma_0}{\sqrt{R_f}} \left(\frac{P_d}{P_a} - 1 \right)^\beta$	$V_c = 161 \left(\frac{P_d}{15,864 \cdot 10^6} - 1 \right)^{0,023}$
CTOA	-	$V_c = 284,2 \left(\frac{P_d}{25,8 \cdot 10^6} - 1 \right)^{0,193}$

Ces résultats montrent que :

- Le modèle HLP n'a pas été validé pour le gazoduc à faible diamètre, inférieur à 609,9 mm (24 pouce), l'équation de HLP surestime la vitesse de propagation de fissure et son extension. Néanmoins, cette erreur est moins importante que celle obtenue par le modèle Battelle où la vitesse de propagation de fissure et l'extension de fissure sont largement sous-estimées. Les équations Battelle sont basées sur l'énergie de Charpy qui est dominée par l'énergie d'amorçage plutôt que celle de propagation de fissure particulièrement dans le cas d'un gazoduc fabriqué en acier à haute ductilité, comme API 5L X65 ;
- Les résultats de l'approche CTOA montrent un écart important, de plus de 35%, dans la prédiction de la pression d'arrêt par rapport à ceux obtenus par les méthodes Battelle et HLP. Les travaux de HLP sont surtout axés sur la formulation de la vitesse de fissuration, et néglige curieusement le calcul de la pression d'arrêt. Ceci explique le bon accord entre les prédictions de la pression d'arrêt selon HLP et Battelle ;
- La correction paramétrique proposée par HLP s'avère insuffisante. Le modèle HLP a été enrichi et comporte plus de paramètres dans sa version Sumitomo [17]. Nous estimons que cette tentative de correction est sujette à caution, elle s'appuie sur une calibration géométrique au lieu des propriétés intrinsèques du matériau, ce qui implique un écart plus important entre prédictions et expériences pour les gazoducs à petits diamètres. Cet inconvénient est parfaitement évité par l'approche CTOA proposée dans ce travail de thèse ;
- La pression d'arrêt étant supérieure à 250 bars, nous pourrions admettre que le gazoduc est éligible au transport de CO₂ supercritique avec une pression de service de 100 bars. De plus, nous affirmons que, pour ce niveau de chargement 100 bars et en cas d'amorçage, la fissure s'arrêtera rapidement sous l'effet de la déformation de la coque avec une extension de fissure de assez faible .

Les approches traditionnelles à deux courbes, Battelle, HLP et HLP-Sumitomo, ont définie la ténacité du matériau comme une fonction de l'énergie absorbée par le processus de rupture. Initialement, cette énergie a été déterminée en fonction de l'énergie d'impact dynamique Charpy, et en fonction de l'énergie de rupture d'éprouvette DWTT et DWTT pré-fissurée. Nos travaux de recherche montrent que le recours à ces approches, dans le cas des gazoducs modernes caractérisés par un niveau de ductilité assez important,

est souvent incorrect. En effet, ces corrélations semi-empiriques ont été établies pour les aciers jusqu'au grade X70 et ajustées à travers des essais d'éclatement avec méthane ou air. En conséquence, il est dangereux d'utiliser ces corrélations pour les aciers de grades plus élevés, ou pour des gaz différents du méthane. Ceci était la conclusion de l'European Pipeline Research Group (E.P.R.G.) qui a signalé à travers une dizaine de tests d'éclatement de tubes en acier X80 et X100 [15], le grand intérêt de développer une alternative aux approches Battelle et HLP. Dans cette logique, nous avons proposé d'utiliser une courbe de résistance à la rupture basée sur CTOA; ceci nous a conduit à des résultats prometteurs, mais qui doivent être vérifiés par des essais d'éclatement à grande échelle. Étant donné l'absence d'une base des données d'essai d'éclatement pour la nuance étudiée et l'importance de valider les résultats retenus, à savoir la pression d'arrêt et la vitesse de propagation de fissure, nous avons mené une étude de validation sur la nuance X100 [17].

4- 3 Validation X100

Par le biais d'outils numériques élaborés dans ce travail de recherche et des données d'essais d'éclatement disponibles dans la littérature, nous avons conduit des simulations numériques supplémentaires de validation sur un gazoduc fabriqué en X100. L'essai d'éclatement, en grandeur réelle sur l'acier X100, a été réalisé sur le site des essais d'éclatement du CSM en Sardaigne en 2008, et conduit par Sumitomo Metal Industries Ltd. [17]. La condition d'essai et les propriétés de la conduite sont dénombrées dans le Tableau 4.10. Un gazoduc d'un diamètre extérieur de 36 pouces, soit 914 mm, et 19,05 mm d'épaisseur a été sélectionné pour l'essai. La pression d'essai s'élève à 22 MPa, ce qui correspond à un facteur de conception de 0,766. Ce facteur est défini comme le rapport entre la contrainte circonférentielle, calculée en fonction de la pression de service, et la limite élasticité du matériau.

TABLEAU 4.10 – La condition d'essai d'éclatement, X100 [17].

Grade	X100
Diamètre du gazoduc	36 pouces (914,4 mm)
Épaisseur du gazoduc	19,05 mm
Pression d'essai	22 MPa
Gaz	Gaz de Russie (99% Méthane)
Énergie Charpy (K_{CV})	283 J
Énergie DWTT fissurée	6956 J
Longueur de la ligne	90 m

Bien entendu, ces conditions géométriques sont loin des conditions fixées pour le gazoduc de transport du CO₂. Cependant, l'énergie Charpy moyenne K_{CV} de la nuance X100 est quasiment le même que celle de la nuance API 5L X65 étudiée et commanditée pour le transport du CO₂.

Il faut noter que cet essai a été aussi le support expérimental de Sumitomo pour valider son nouveau concept de prédiction de la propagation de fissure le long du gazoduc de transport de gaz « Méthane ». Il convient, dans ce cas, de comparer les résultats obtenus par notre méthodologie à ceux de Sumitomo. Effectivement, nous avons conduit 10 simulations dont 9 de types dynamiques et 1 de type statique. Les propriétés mécaniques,

nécessaires à la simulation numérique, à savoir la loi de comportement et la valeur du $CTOA_c$, ont été obtenues à l'issue des études postérieures réalisées par Hashemi el al. [196], Tableau 4.9.

TABLEAU 4.11 – Les propriétés quasi-statique de l'API 5L X100 à 20°C [196].

Module de Young E [MPa]	Limite d'élasticité $R_{e0,2}$ [MPa]	Résistance à la rupture R_m [MPa]	Loi de Hollomon $\sigma_T = K\varepsilon_T^n$	$CTOA_c$ [°]
210 000	720	804	$n = 0.064$ $K = 996$	14

Les résultats de simulation sur le X100 ont été confrontés à celle de Sumitomo, figure 4.35.

Malgré une certaine différence au niveau de la pression d'arrêt, un bon accord est obtenu entre nos résultats et ceux Sumitomo. À l'issue de cette comparaison, nous concluons que :

- L'approche adoptée est en parfaite cohérence avec les expériences. Toutefois, il faut prendre ces résultats avec une grande prudence, ils n'ont pas été formellement validés par des essais d'éclatement ;
- Nous estimons que la tentative de correction Sumitomo est tout à fait fiable pour le gazoduc à grand diamètre. Cependant, elle perd sa précision pour le gazoduc de moyen et faible diamètre. Cet inconvénient est parfaitement évité par l'approche CTOA proposée dans ce travail de thèse.

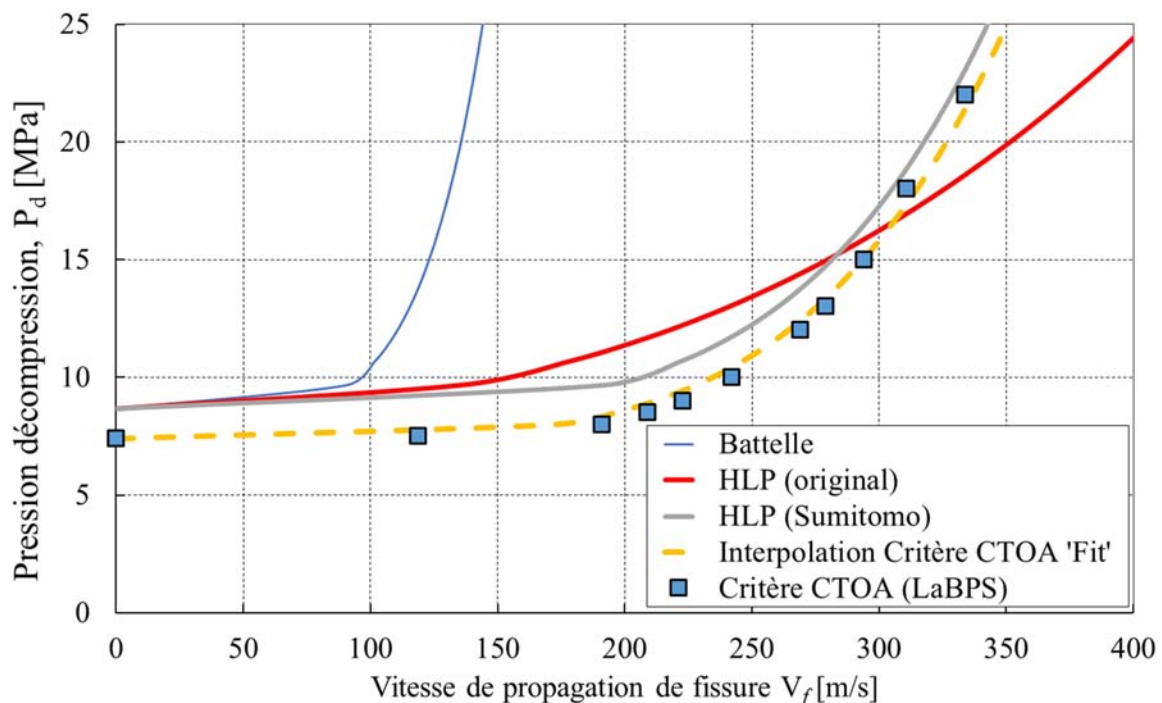


FIGURE 4.35 – Comparaison entre les différentes courbes de propagation de fissure en fonction de la pression, X100.

4- 4 Bilan

L'approche à deux courbes de Battelle, largement utilisée dans les codes, exprime la ténacité et la force motrice en fonction de la célérité de l'onde de décompression et de la vitesse de propagation de fissure.

La décompression du gaz est calculée à travers un modèle uni-dimensionnel et isentropique basé sur l'ensemble de l'équation d'état Benoît-Webb-Rubin-Starling (BWRS). Dans ce modèle, le gaz est supposé avoir des propriétés thermodynamiques linéaires et conserve un comportement idéal. Aucune interaction entre la structure du gazoduc et le fluide n'est prise en compte. De plus, ce modèle néglige : la présence des impuretés qui affectent considérablement la décompression du gaz [12], et la variation de la vitesse du son qui dépend de la topologie de l'écoulement. Ces quantités modifient la décompression du gaz et le comportement de la propagation de fissure. Pour surmonter ces difficultés de modélisation de la décompression du CO₂, un modèle récent a été proposé par Sugie et al. [12]. Pour fournir des résultats à la hauteur du risque d'éclatement du gazoduc transportant du CO₂, nous avons opté pour le modèle de décompression proposé par Elshahomi et al [7]. Elshahomi a étudié le comportement d'un mélange de CO₂ supercritique à travers des essais du tube à choc, ainsi que des simulations avec le code de calcul GASDECOM.

Selon Battelle, la résistance à l'extension de fissure est décrite comme l'énergie de rupture spécifique, R_f , exprimée en fonction de l'énergie Charpy, DWTT ou DWTT fissurée. Il semblerait que la résistance à la rupture ne soit pas intrinsèque au matériau, mais qu'elle dépende fortement de la géométrie du gazoduc. Cette étude souligne la difficulté de choisir une valeur de la résistance à l'extension de fissure en fonction de l'énergie Charpy ou DWTT. Pour surmonter ces difficultés, nous avons proposé une nouvelle courbe de résistance à la rupture basée sur le CTOA et qui donne des résultats prometteurs. Les résultats doivent être vérifiés par des essais d'éclatements à échelle réelle. Enfin, une attention particulière doit être accordée à l'effet des paramètres géométriques (diamètre et épaisseur) du gazoduc sur la dynamique de la propagation de fissure. Ce problème peut être étudié à travers le modèle qui nous proposons.

Chapitre 5

Ajustement du modèle de Battelle

Sommaire

5- 1 Méthodologie	143
5- 2 Effets des paramètres géométriques	144
5- 3 Effet des paramètres du matériau	146
5- 4 Ajustement du modèle Battelle	148
5- 5 Discussions	154
5- 6 Bilan	156

Dans ce travail de recherche, nous avons fixé comme objectif l'extension des codes de dimensionnement des gazoducs, qui sont souvent restreints aux transports du Gaz Naturel et aux matériaux à faibles niveaux de ténacité. À travers cet objectif, nous présentons dans ce dernier chapitre un ajustement du modèle d'éclatement de gazoduc de Battelle [11].

Comme nous l'avons déjà souligné dans l'étude bibliographique, Chapitre 2, le modèle de Battelle est considéré comme le modèle de référence dans la plupart des codes et standards de dimensionnement des gazoducs. Ce modèle semi-empirique a été établi sur la base d'une vaste campagne d'essais d'éclatement à grande échelle réalisés en Amérique du Nord au milieu des années 60. Depuis, la forte augmentation de la ductilité de l'acier utilisé pour permettre le transport par gazoduc a nécessité des calibrations de ce modèle semi-empirique. Plusieurs auteurs [127, 125] ont proposé d'ajuster le modèle par des facteurs multiplicateurs. Ils ont montré plus tard que la grande ductilité des aciers modernes entraîne une relation différente entre la ténacité et les paramètres de fissuration. Par voie de conséquence, de nouveaux modèles ont été établis ; parmi eux, nous citons le travail phare de HLP [12].

Malgré de multiples tentatives, l'European Pipeline Research Group (E.P.R.G), par des essais d'éclatements, a montré l'insuffisance de ces modifications pour permettre une prédiction correcte de l'éclatement de tube en acier X80 et X100 [195, 15]. Dans cet axe de recherche, nous proposons une nouvelle tentative d'ajustement du modèle Battelle. Pour des raisons de faisabilité, l'ajustement que nous proposons est basé uniquement sur des résultats numériques d'éclatement du gazoduc, contrairement à ceux proposés par HLP et HLP-Sumitomo [17]. De plus, nous admettons, pour ce nouvel ajustement, le CTOA critique comme mesure de la résistance à l'extension de fissure à la place de l'énergie Charpy ou de l'énergie DWTT.

5- 1 Méthodologie

Dans le but de proposer un nouvel ajustement du modèle Battelle, nous avons exploité l'outil numérique conçu dans le cadre de ces travaux de recherche. Nous rappelons que cet outil a été élaboré afin de modéliser la propagation rapide de fissure le long du gazoduc transportant du CO₂, et d'évaluer les paramètres d'éclatement, à savoir la pression d'arrêt et la vitesse de fissuration. Cependant, les résultats de cet outil numérique n'étaient pas validés par des expérimentations. En se basant sur les résultats de validation sur la nuance X100, Chapitre 4-3, nous admettons que les résultats numériques représentent fidèlement les conditions réelles d'éclatement du gazoduc. Nous nous contentons de ces résultats pour l'ajustement du modèle Battelle.

Cette démarche consiste à étudier l'influence des différents paramètres, tel que la géométrie du gazoduc, la limite d'élasticité et la résistance à la fissuration, sur la dynamique de propagation de fissure. Nous avons séparé les paramètres liés à la géométrie du gazoduc de ceux du matériau, à savoir la limite d'élasticité et la résistance à la fissuration. Dans un premier temps, nous avons investigué les effets de la géométrie du gazoduc sur la pression d'arrêt et la vitesse de propagation de fissure. Le champ de notre investigation a été établi sur des gazoducs de diamètre compris entre 300 et 914 mm et une épaisseur de parois comprise entre 5 et 20 mm. Dans un second temps, nous avons examiné les effets des paramètres intrinsèques du matériau du gazoduc. Dans ce sens, nous avons étudié des matériaux ayant une limite d'élasticité comprise entre 320 et 735 MPa. Il est important de noter qu'une seule loi d'écrouissage a été appliquée à tous ces matériaux. Nous avons fait ce choix afin d'éliminer l'influence de l'écrouissage plastique sur le comportement de la

propagation de fissure. L'inconvénient de cette hypothèse réside dans le fait qu'elle définit un matériau irréaliste, en contrepartie, elle permet de simplifier le modèle numérique en soustrayant l'influence de l'érouissage plastique.

Toujours dans le but d'étudier l'influence des paramètres intrinsèques du matériau sur la dynamique de fissuration, nous avons fait varier la résistance à la fissuration prise comme la valeur du CTOA critique ($CTOA_c$) dans la plage 5-20°.

Enfin, nous avons exclu l'influence du milieu dans lequel le gazoduc se trouvera (sol, eau, air...), mais nous suggérons son étude dans une perspective de ces travaux de recherche.

5- 2 Effets des paramètres géométriques

Les paramètres de l'extension de la fissure établis par Battelle sont la pression d'arrêt et la vitesse de propagation de fissure qui sont liées à l'épaisseur et au diamètre du gazoduc par les équations (5.1) et (5.2).

$$P_a(R/e) = \frac{2\sigma_{flow}}{3,33\pi} \arccos \left(\exp - \frac{\pi ER_f}{24\sigma_{flow}^2 \sqrt{eR}} \right) \quad (5.1)$$

$$V_f = C \frac{\sigma_{flow}}{\sqrt{R_f}} \left(\frac{P_d}{P_\alpha} - 1 \right)^{1/6} \quad (5.2)$$

Avec :

P_a : Pression d'arrêt [MPa] ;

E : Module de Young [MPa] ;

R, e : Rayon et épaisseur du gazoduc [mm] ;

R_f : Résistance à la rupture ductile en termes d'énergie Charpy [J/mm²] ;

σ_{flow} : Contrainte d'écoulement plastique [MPa] ;

C et β : Deux facteurs de corrélation égaux respectivement à 0,65 et 1/6.

En premier lieu, nous avons examiné l'effet de la géométrie du gazoduc sur la pression d'arrêt. Puis, nous avons étudié l'influence de l'épaisseur et du diamètre sur la vitesse de propagation de fissure. Dans ce sens, une campagne de simulations, du type statique et dynamique à l'aide de l'outil numérique développé au Chapitre 4, a été menée.

Effet de l'épaisseur Un total de 34 simulations numériques de la propagation de fissure, dont 4 statiques et 30 dynamiques, ont été réalisées. À l'exception d'une variation d'épaisseur, de 5 à 20 mm, nous avons fixé l'ensemble des paramètres de simulation, Tableau 5.1. À l'issue de ces simulations, nous avons tracé l'évolution de la pression d'arrêt, déterminée par le modèle statique, et la vitesse de propagation de fissure, calculée à travers le modèle dynamique. L'ensemble des résultats sont rapportés sur les figures 5.1 et 5.2. La figure 5.1 montre que la pression d'arrêt est une fonction linéaire de l'épaisseur du gazoduc. Ceci est cohérent avec la formule des chaudronniers, si on suppose que la contrainte d'arrêt est constante, équation (5.3).

$$\sigma_a = \frac{P_a D}{2e} \quad (5.3)$$

TABEAU 5.1 – Paramètres de modélisation numérique.

Grade	API 5L X65
Limite d'élasticité [MPa]	465
Module de Young [MPa]	206 000
Diamètre du gazoduc [mm]	355
CTOA _c [°]	20

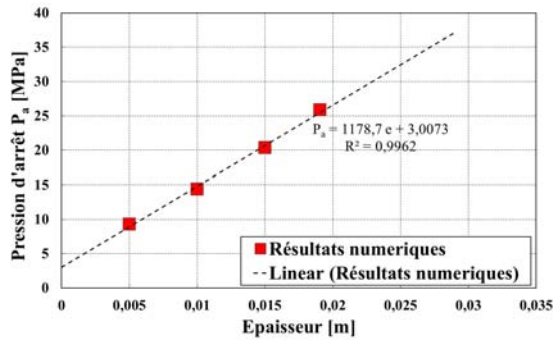


FIGURE 5.1 – Évolution de la pression d'arrêt en fonction de l'épaisseur.

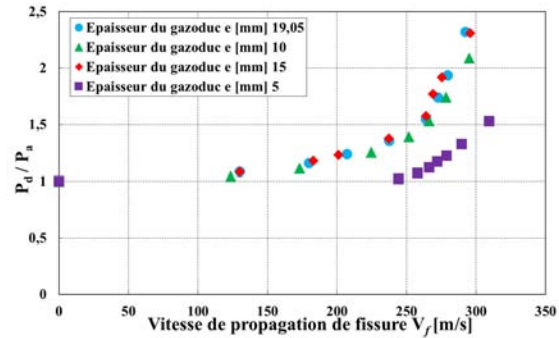


FIGURE 5.2 – Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de l'épaisseur.

Pour une épaisseur comprise entre 10 et 20 mm, nous constatons un effet négligeable de l'épaisseur sur la vitesse de propagation de fissure. Nous notons une tendance d'augmentation de la vitesse de fissuration pour l'épaisseur du gazoduc égale 5 mm. Cet effet résulte vraisemblablement du maillage utilisé dans cette méthode numérique mais sans certitude. L'omission ultérieure de ce résultat est justifiée par le fait que ce travail de recherche vise les conditions de transport à haute pression. Nous estimons qu'une épaisseur inférieure à 10 mm est peu pertinente pour ces conditions de transport de gaz. Remarquons en outre que, pour un diamètre extérieur du gazoduc égal à 355 mm, l'épaisseur est limitée à 8 mm pour la plupart des fabricant de gazoduc sans soudures. Nous recommandons plus d'investigations sur l'épaisseur, et nous soulignons que notre démarche est valable uniquement pour une épaisseur de gazoduc supérieure à 10 mm.

Effet du diamètre De façon similaire, nous avons mené de multiples simulations numériques afin d'étudier l'influence du diamètre sur la dynamique de la propagation de fissure. À l'issue de ces simulations numériques, nous avons tracé l'évolution de la pression et de la vitesse de fissuration en fonction du diamètre des gazoducs, figures 5.3 et 5.4. Bien entendu, les autres paramètres ont été figés. Nous avons fait le choix d'utiliser une épaisseur de conduite égale à 19,05 mm. Nous remarquons que la pression d'arrêt est une fonction décroissante du diamètre du gazoduc, figure 5.3. Nous soulignons aussi un effet mineur du diamètre sur la vitesse de propagation de fissure, figure 5.4.

À la base de cette démarche d'investigation de l'influence des paramètres géométriques, épaisseur et diamètre, nous concluons que ces paramètres jouent un rôle mineur sur la dynamique de la propagation de fissure. Nous pensons donc que toute correction du modèle Battelle, basée sur une calibration géométrique au lieu des paramètres intrinsèques du matériau, est sujette à caution. L'influence de ces derniers paramètres est l'objet du paragraphe ci-dessous.

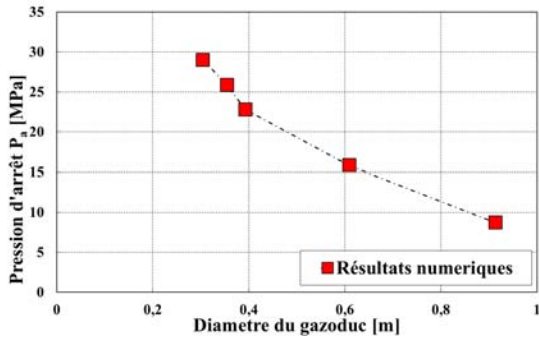


FIGURE 5.3 – Évolution de la pression d’arrêt en fonction du diamètre.

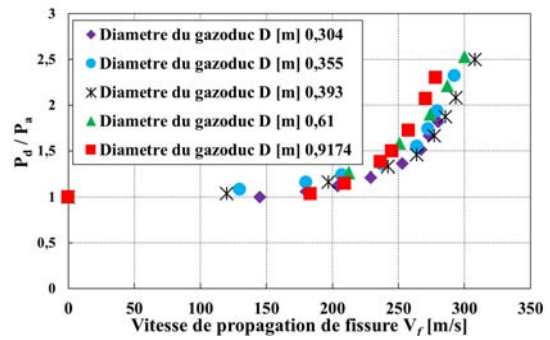


FIGURE 5.4 – Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du diamètre.

5- 3 Effet des paramètres du matériau

D’après Battelle [11], la dynamique de la propagation de fissure dépend essentiellement des paramètres du matériau, à savoir la limite d’élasticité et la résistance à la fissuration. Ici, nous examinons les effets de ces paramètres sur la pression d’arrêt et la vitesse de propagation de fissure. D’abord, nous avons mené des simulations numériques afin de lier la limite d’élasticité à la pression d’arrêt et à la vitesse de propagation de fissure. Puis, nous avons étudié l’influence de la résistance à la fissuration, exprimée en termes de $CTOA_c$, sur la cinétique de la propagation de fissure le long du gazoduc. Il faut noter que nous avons négligé l’influence de la fonction d’écroûissage dans notre démarche.

Effet de la limite d’élasticité Pour évaluer l’effet de la limite d’élasticité sur la pression d’arrêt et sur la vitesse de propagation de fissure, nous avons réalisé un total de 40 simulations à l’aide du modèle numérique d’éclatement du gazoduc, Chapitre 4. La variation de la limite d’élasticité s’est effectuée dans l’intervalle [320 - 735 MPa]. Les autres paramètres de la modélisation, géométrie du gazoduc, $CTOA_c$, loi d’écroûissage et maillage, ont été conservés à l’identique dans la totalité des simulations. Suite à cette large campagne de simulations numériques, nous avons tracé la vitesse de propagation et la pression d’arrêt en fonction de la limite d’élasticité, figures 5.5 et 5.6.

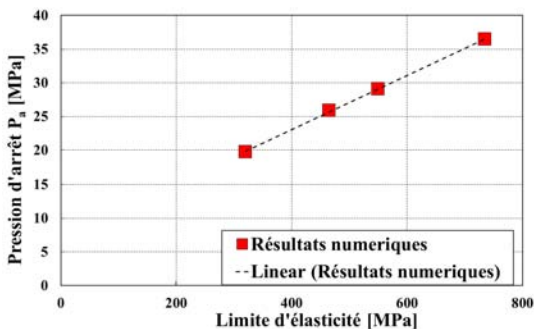


FIGURE 5.5 – Évolution de la pression d’arrêt en fonction de la limite élasticité.

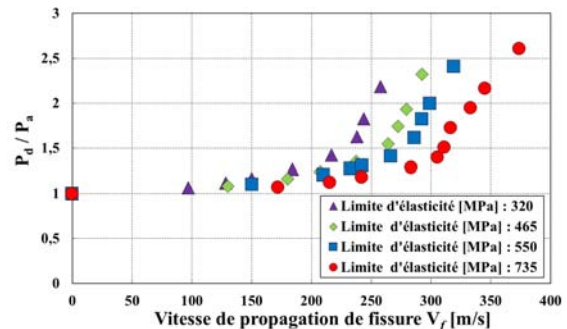


FIGURE 5.6 – La vitesse de la propagation de fissure en fonction de la limite élasticité.

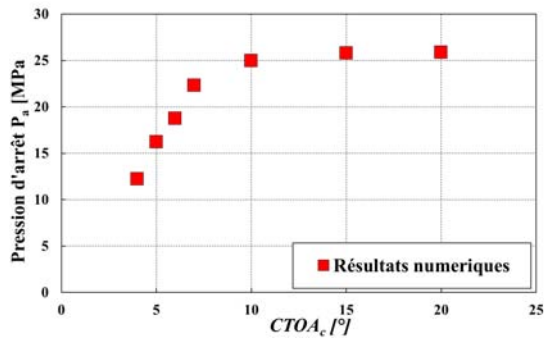


FIGURE 5.7 – Évolution de la pression d'arrêt en fonction du CTOA_c.

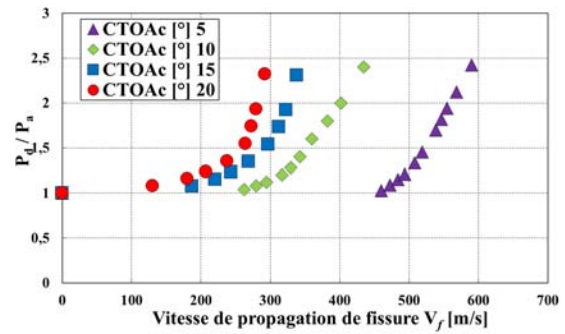


FIGURE 5.8 – Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du CTOA_c.

Une fonction linéaire entre la pression d'arrêt et la limite d'élasticité est constatée, figure 5.5. Sur la figure 5.6, nous remarquons une augmentation de la vitesse de propagation avec l'augmentation de la limite d'élasticité. Ces résultats sont cohérents avec le fait que la croissance de la limite d'élasticité se traduit par une baisse de la ténacité et donc de la résistance à la fissuration.

Effet de la résistance à l'extension de fissure L'influence de la résistance à l'extension de fissure sur les paramètres de propagation de fissure le long du gazoduc a été examinée à travers plus de 40 simulations numériques. Dans cette étude, tous les paramètres du modèle numérique ont été conservés à l'identique, seule la valeur du CTOA_c a été modifiée dans l'intervalle [5 - 20°]. Par ces simulations de types dynamiques et statiques, l'évolution de la pression d'arrêt et de la vitesse de propagation de fissure ont été tracées en fonction de la résistance à l'extension de fissure, exprimée en termes de CTOA_c, figures 5.7 et 5.8. Plusieurs points ressortent de ces résultats :

- Tout d'abord, la pression d'arrêt augmente d'une façon relativement linéaire en fonction du niveau de résistance à l'extension de fissure du matériau. Cependant, elle se stabilise et converge asymptotiquement à un certain niveau de la résistance, ici équivalente à une valeur du CTOA_c égale à 10°, figure 5.7 ;
- La vitesse de propagation de fissure est inversement proportionnelle de la résistance à l'extension de fissure du matériau. Nous notons aussi que cette dernière exerce une influence dominante sur la vitesse de fissuration, figure 5.8. Ces résultats nous laissent penser que la résistance à l'extension de fissure joue un rôle majeur dans la dynamique de propagation de fissure. De ce fait, une attention particulière est consacrée à la résistance à l'extension de fissure du matériau dans notre tentative d'ajustement du modèle Battelle.

Contrairement à l'effet de la géométrie du gazoduc, de l'épaisseur et du diamètre, nous avons constaté une influence notable des paramètres du matériau sur la pression d'arrêt et la vitesse de propagation de fissure. Ceci rejoint la formulation établie par Battelle qui a lié la pression d'arrêt et la vitesse de fissuration aux paramètres du matériau. Nous avons montré aussi que la vitesse de propagation de fissure est dominée par la résistance à l'extension de fissure, ceci semble cohérent avec un grand nombre de travaux [121, 122, 120].

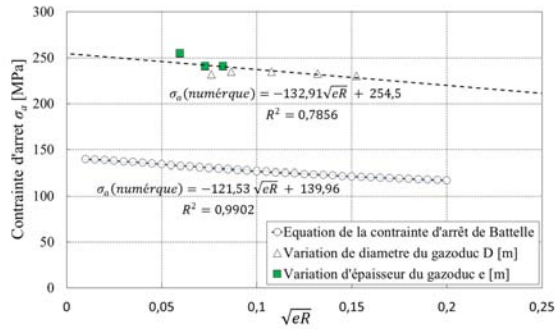


FIGURE 5.9 – Évolution de la contrainte d’arrêt en fonction de géométrie du gazoduc.

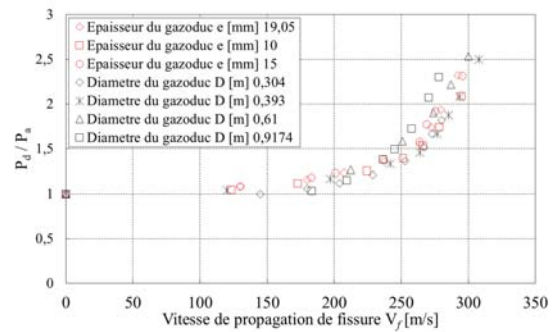


FIGURE 5.10 – Évolution de la vitesse de fissuration en fonction de géométrie du gazoduc.

5- 4 Ajustement du modèle Battelle

De ce qui précède, nous avons fait le choix d’étendre le domaine de validité des équations Battelle, limitées aux aciers à faible niveau de ténacité, énergie Charpy inférieure à 100 J. Nous avons montré que la calibration basée sur les paramètres géométriques est peu susceptible d’être pertinente. En effet, en traçant la contrainte d’arrêt en fonction du paramètre \sqrt{eR} , nous constatons une faible influence des paramètres géométriques sur la contrainte d’arrêt. De plus, nous remarquons que l’équation de Battelle tient relativement bien compte de cet effet mineur de la géométrie du gazoduc, figure 5.9. L’écart entre nos résultats et ceux de l’équation Battelle est qualifiée de systématique. Ceci signifie que cette erreur de prédiction de la contrainte d’arrêt n’est pas liée, a priori, aux paramètres géométriques du gazoduc. Suivant le même raisonnement, nous avons rapporté les résultats de la vitesse de propagation de fissure des différentes géométries de gazoduc examinées sur le même graphe, figure 5.10. Sur cette figure nous constatons que la vitesse de propagation de fissure est peu sensible à la variation de géométrie du gazoduc. Ceci est en cohérence avec l’équation de Battelle. Pour ces raisons, nous souscrivons à la même hypothèse de Battelle, et nous rejetons la présence des paramètres géométrique dans l’équation de la vitesse de propagation de fissure. Il est intéressant de rappeler que certains auteurs comme Higuchi et al. [17] ont proposé une calibration géométrique de la vitesse de propagation de fissure, calibration que nous jugeons insuffisante.

Nous rappelons que les équations de la pression d’arrêt et de la vitesse de propagation de fissure ont été établies par Battelle comme des fonctions de la limite d’écoulement plastique, définie par l’équation (5.4), et de la résistance à l’extension de fissure du matériau, exprimée en termes d’énergie Charpy ou DWTT. Nous considérons le $CTOA_c$ comme une mesure plus réaliste de la résistance à la fissuration qui intègre en grande partie les effets géométriques, et nous l’introduisons dans les équations de Battelle. L’ajustement de l’équation Battelle a été réalisé en deux temps, le premier a été consacré à la re-calibration de l’équation de la pression d’arrêt, équations (5.1), alors que le deuxième était dédié à l’ajustement de l’équation de la vitesse de propagation de fissure, équation (5.2).

$$\sigma_{flow} = \sigma_0 + 69 \quad (5.4)$$

Avec σ_0 la limite élasticité du matériau en MPa.

Ajustement de l’équation de la pression d’arrêt Dans notre démarche d’ajustement de l’équation de la pression d’arrêt de Battelle, nous avons supposé que la limite d’élasticité

et la résistance à l'extension de fissure agissent d'une manière indépendante sur la pression d'arrêt, et que l'on peut décrire un matériau à travers ces deux caractéristiques indépendantes l'une de l'autre. En premier lieu, nous avons ajusté l'équation de la contrainte d'arrêt en fonction de la limite élastique. En second lieu, nous avons intégré la résistance à l'extension de fissure, exprimée en termes de $CTOA_c$, dans l'équation de la contrainte d'arrêt.

Afin de compenser l'influence de la limite élasticité sur la pression d'arrêt, nous avons rapporté sur le même graphe nos résultats de la contrainte d'arrêt σ_a et ceux calculés par l'équation Battelle en fonction de la contrainte d'écoulement plastique du matériau σ_{flow} , figure 5.11. Nous rappelons que dans l'équation de Battelle la contrainte d'écoulement plastique est supposée égale à la limite d'élasticité augmentée de 10 000 psi (soit 69 MPa), équation (5.4). Par comparaison, nous constatons que l'approche Battelle révèle une erreur dans la prédiction de la pression d'arrêt. Cette erreur de prédiction nous laisse penser que la pression d'arrêt est fortement liée à la limite d'écoulement plastique du matériau.

Malgré un fort écart, plus de 40%, entre nos résultats, obtenus numériquement, et ceux de Battelle, nous supposons qu'une correction de la définition de la contrainte d'écoulement plastique σ_{flow} , est un simple facteur multiplicateur, permettent de corriger l'erreur de la prédiction de la contrainte d'arrêt dans l'équation de Battelle. Ce facteur a été évalué à 1,28 et la contrainte d'écoulement plastique est supposée désormais égale à la limite d'élasticité augmentée de 150 MPa.

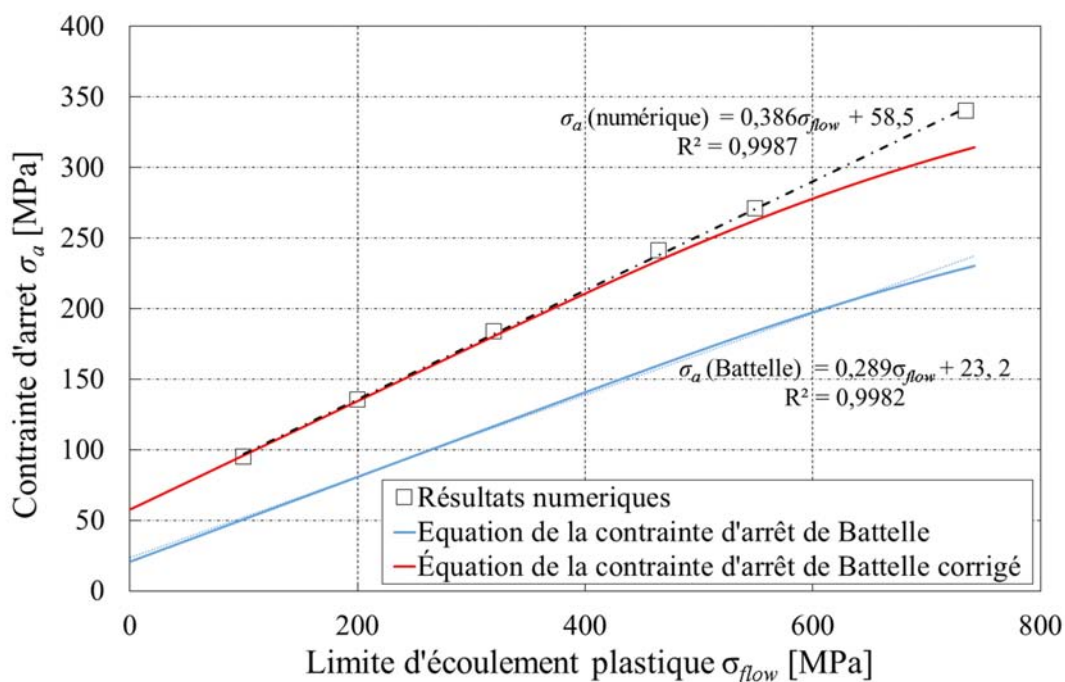


FIGURE 5.11 – Première correction de l'équation de la pression d'arrêt.

Après avoir proposé une première correction de l'équation de la contrainte d'arrêt, sous forme d'un facteur multiplicateur, à la base de la limite d'élasticité, nous avons conduit une démarche similaire pour porter un second ajustement. Ce dernier est basé sur la résistance à l'extension de fissure. Par conséquent, nous avons rapporté les résultats de la contrainte d'arrêt, calculée numériquement, en fonction du $CTOA_c$, figure 5.12. Sur une

deuxième figure nous avons tracé l'équation de la contrainte d'arrêt établie par Battelle en fonction de l'énergie Charpy, figure 5.13.

Il s'est avéré difficile de trouver dans la littérature une formule pour convertir l'énergie Charpy en $CTOA_c$. Cependant, nous constatons que nos résultats de la contrainte d'arrêt respectent la même formulation mathématique proposée par Battelle, figures 5.12 et 5.13, à savoir une fonction du type asymptotique de la contrainte d'arrêt en fonction de la résistance à l'extension de fissure du matériau.

Nous avons remplacé la résistance à l'extension de fissure donnée en fonction de l'énergie Charpy dans l'équation de Battelle par une fonction du $CTOA_c$. Dans ce sens, nous proposons deux formes différentes de conversion de résistance à l'extension de fissure en fonction du $CTOA_c$, équations (5.5) et (5.6).

$$R_f = \frac{C_v}{A} = \tau(CTOA_c) \quad (5.5)$$

$$R_f = \frac{C_v}{A} = \tau(CTOA_c)^\gamma \quad (5.6)$$

Pour maintenir l'homogénéité des unités, τ est un paramètre d'ajustement d'unité [J/mm^2] et le $CTOA_c$ est en radian.

À partir des équations (5.5) et (5.6) et les résultats de la contrainte d'arrêt, nous avons déterminé les paramètres d'ajustement τ et γ , figure 5.12. Les résultats d'interpolation sont rapportés dans le Tableau 5.2 et la figure 5.14.

TABLEAU 5.2 – Résultats d'interpolation de la pression d'arrêt.

Équation d'interpolation	τ	γ	R^2
$R_f = \frac{C_v}{A} = \tau(CTOA_c)$	7 457	-	0,9115
$R_f = \frac{C_v}{A} = \tau(CTOA_c)^\gamma$	69 513	2	0,9853

Nous constatons que la formulation de l'équation (5.6) permet un meilleur ajustement des résultats numériques, figure 5.14. De fait, nous admettons cette nouvelle formulation de la pression d'arrêt, et nous réécrivons l'équation de Battelle comme, équation (5.7) :

$$P_a(R/e) = \Omega \frac{2\sigma_{flow}}{3,33\pi} \arccos \left(\exp - \frac{\pi ER_f}{24\sigma_{flow}^2 \sqrt{eR}} \right) \quad (5.7)$$

Avec :

$$\Omega = 1,28;$$

$$R_f = 69\,513(CTOA_c)^2;$$

$$\sigma_{flow} = \sigma_0 + 150;$$

Ajustement de l'équation de la vitesse de propagation de fissure De façon similaire, nous avons mené une démarche d'ajustement de l'équation de la vitesse de propagation de fissure, V_f . Cette démarche a consisté à quantifier l'influence des différents paramètres, géométriques et intrinsèques du matériau de construction du gazoduc, sur la vitesse de fissuration.

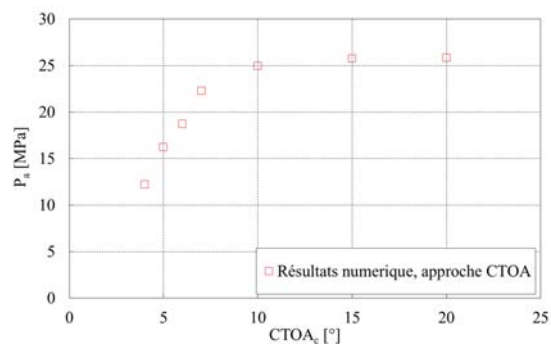


FIGURE 5.12 – Évolution de la pression d’arrêt en fonction du $CTOA_c$, résultats numériques (approche CTOA).

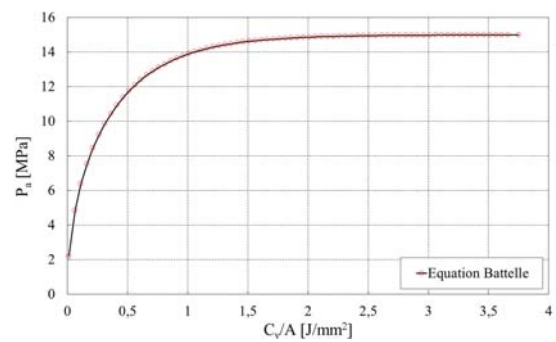


FIGURE 5.13 – Évolution de la pression d’arrêt en fonction de l’énergie Charpy, équation Battelle.

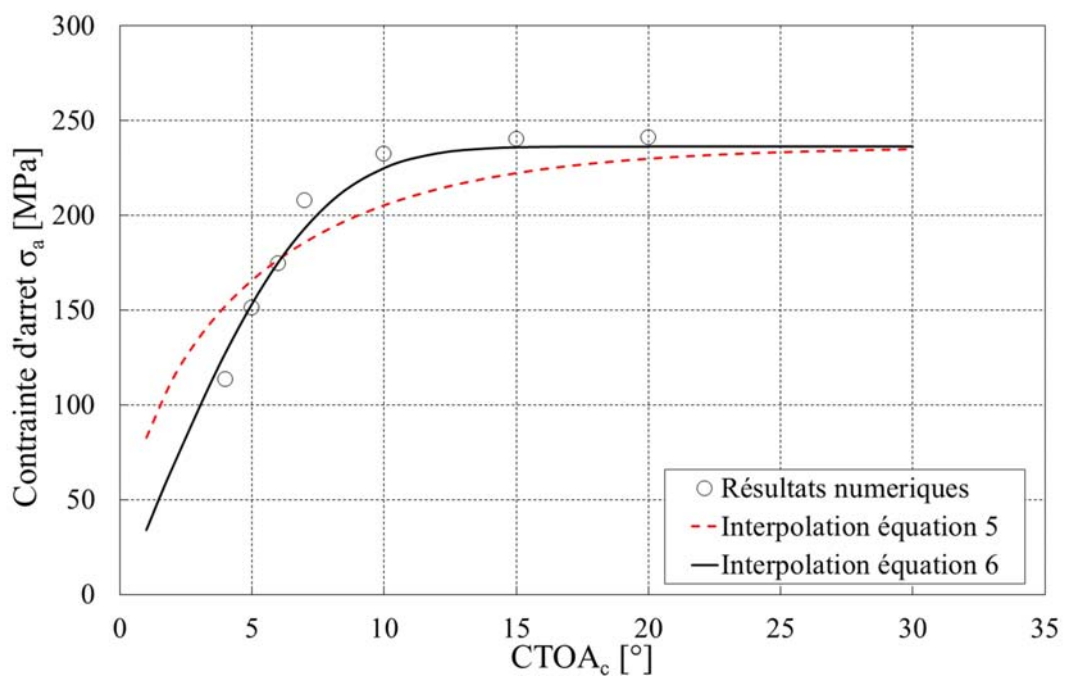


FIGURE 5.14 – Interpolation des résultats de la contrainte d’arrêt.

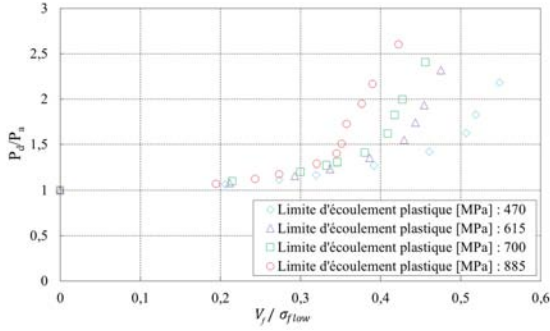


FIGURE 5.15 – Présentation de la vitesse de propagation de fissure, équation Battelle (équation (5.2)).

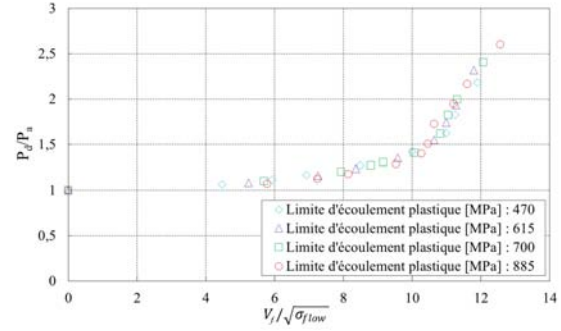


FIGURE 5.16 – Première correction de l'équation de la vitesse de propagation de fissure de Battelle (équation (5.8)).

À l'issue de ce travail, présenté au paragraphe 5-3, nous avons conclu que les paramètres géométriques du gazoduc n'ont aucune influence sur la vitesse de propagation de fissure. Cependant, les propriétés intrinsèques du matériau gouvernent alors la dynamique de la propagation de fissure. De plus, nous avons constaté que l'équation de Battelle sous-estime dangereusement la vitesse de propagation de fissure dans le cas du matériau à haute résistance et ténacité, d'où notre tentative d'ajustement qui vise la généralisation de l'approche Battelle à ce type de matériau. Pour cela, nous proposons deux corrections de l'équation Battelle, la première est basée sur la limite d'élasticité et la seconde sur la résistance à l'extension de fissure, exprimée en termes du $CTOA_c$. La vitesse de propagation de fissure est liée, selon Battelle, à la limite d'écoulement plastique du matériau par une relation linéaire, équation (5.2). Par analogie, nous avons tracé sur la figure 5.15 nos résultats de la vitesse de propagation de fissure dans le plan $\left\{ \frac{P_d}{P_a}; \frac{V_f}{\sigma_{flow}} \right\}$, en faisant varier la limite d'élasticité dans l'intervalle [320-735 MPa]. La figure 5.15 nous montre que l'équation proposée par Battelle surestime l'influence de la limite d'écoulement plastique sur la vitesse de propagation de fissure. Afin d'apporter une correction de l'équation Battelle, nous avons réduit l'influence de la limite d'écoulement plastique σ_{flow} sur la vitesse de propagation de fissure. Suite à une série d'interpolations numériques, nous suggérons une nouvelle formulation de l'équation de la vitesse de fissuration, équation (5.8).

$$V_f = C \frac{\sqrt{\sigma_{flow}}}{\sqrt{R_f}} \left(\frac{P_d}{P_a} - 1 \right)^\beta \quad (5.8)$$

Avec :

$$\sigma_{flow} = \sigma_0 + 150;$$

En rapportant cette nouvelle équation sur la figure 5.16, nous constatons une amélioration notable, les données se place sur une courbe unique indépendante de la limite d'élasticité. Cette première correction de l'équation de la vitesse de fissuration présente une constante C avec des unités singulières mais ce problème se retrouve dans l'équation originale établie par Battelle.

Par analogie avec le précédent paragraphe, nous avons tracé dans le plan $\left\{ \frac{P_d}{P_a}; V_f \sqrt{CTOA_c} \right\}$ nos résultats de vitesse de propagation de fissure, sachant que, la valeur de $CTOA_c$ a variée de 5 à 20° et que les autres paramètres de la modélisation ont été fixés. Plusieurs conclusions ressortent de ces résultats :

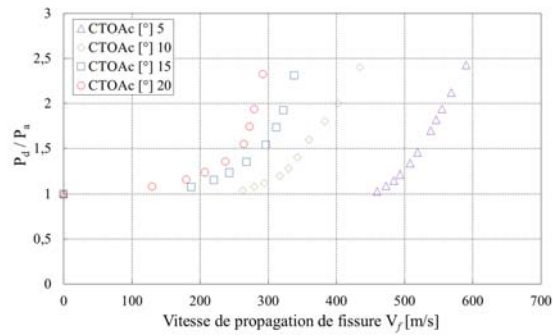


FIGURE 5.17 – Présentation de la vitesse de propagation de fissure, équation Battelle (équation (5.2)).

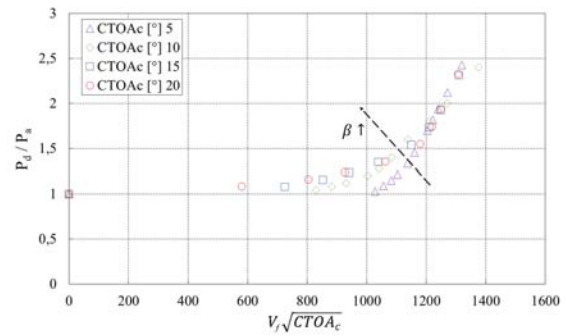


FIGURE 5.18 – Seconde correction de l'équation de la vitesse de propagation de fissure de Battelle.

- La vitesse de propagation de fissure est une fonction puissance de la pression de décompression du gaz P_d similairement à la formulation établie par Battelle, équation (5.2) ;
- Contrairement à Battelle, nous pensons que l'exposant β est lié à la résistance à l'extension de fissure du matériau. Cependant, nous négligeons l'influence de la résistance à l'extension de fissure sur cet exposant en raison des simplifications faites, et nous nous contentons juste d'une valeur moyenne de β . Cette valeur est obtenue par l'interpolation des résultats de la vitesse de propagation de fissure, figure 5.18.

À l'issue de ce travail d'identification de l'influence des paramètres du matériau sur la vitesse de fissuration, nous avons tracés, dans le plan $\left\{ \frac{P_d}{P_a}; \frac{V_f \sqrt{CTOAc}}{\sqrt{\sigma_{flow}}} \right\}$, l'ensemble des résultats numériques retenus, figure 5.19. Puis à l'aide de logiciel Mathematica, nous avons approché ces résultats par une équation de type puissance. À la base de cette interpolation, nous proposons une nouvelle formulation de l'équation de la vitesse de propagation de fissure, équation (5.9).

$$V_f = 6,78 \frac{\sqrt{\sigma_{flow}}}{\sqrt{CTOAc}} \left(\frac{P_d}{P_a} - 1 \right)^{0.162} \text{ et } R^2 = 0,9505 \quad (5.9)$$

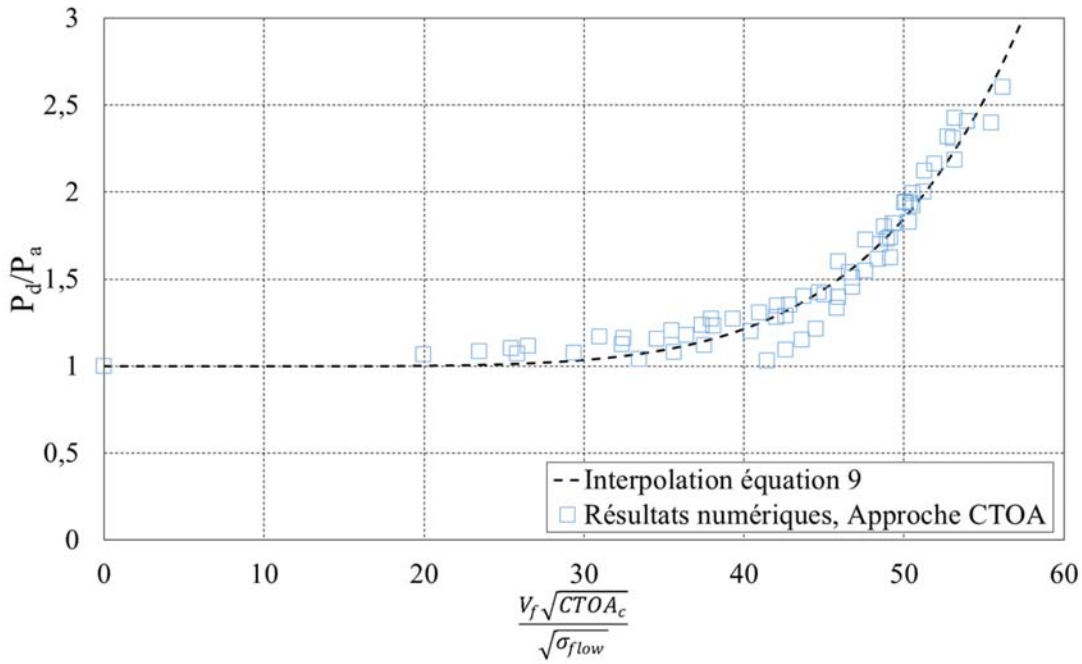


FIGURE 5.19 – Interpolation des résultats de la vitesse de propagation de fissure.

5- 5 Discussions

Les premiers modèles d'éclatement du gazoduc ont été établis fin des années 60, sous forme d'équations semi-empiriques de la pression d'arrêt et la vitesse de propagation de fissure. À cette époque, les aciers de construction des gazoducs se limitaient à des niveaux de ténacité assez faibles et d'énergie Charpy inférieure à 100 J. Plus tard, l'industrie liée au transport du gaz a connu l'arrivée de nuances (grades) à hautes résistances et ténacités. Depuis, de nombreuses recherches ont été consacrées à la re-calibration des modèles initialement établis par Battelle, dans ce sens nous citons les travaux de HLP [12] et HLP-Sumitomo [17].

Malgré l'important travail réalisé par HLP, des essais d'éclatement plus récents sur la nuance X100 révèlent des erreurs dans la prédiction de la vitesse de propagation de fissure et la pression d'arrêt. Ces erreurs sont liées aux effets des géométries du gazoduc selon certains auteurs comme Higuchi et al. [17], et aux effets de l'énergie d'amorçage de la fissure par d'autres Sugie et al. [12].

Dans le présent travail, nous nous sommes intéressés à la re-calibration du modèle Battelle. En effet, nous avons élaboré un outil numérique de modélisation d'éclatement du gazoduc au Chapitre 4. Ensuite, nous avons employé cet outil pour construire une base des données numériques des paramètres d'éclatement du gazoduc, nécessaires à l'ajustement du modèle. Enfin, nous avons proposé une nouvelle extension du domaine de validité d'équations Battelle. En effet, en rapprochant nos résultats de simulations et ceux de Battelle, figure 5.20, nous constatons un élargissement du domaine de validité du modèle. Pour tenir compte de nouveaux résultats, nous avons ajusté les équations de la pression d'arrêt et de la vitesse de propagation de fissure, équations (5.10) et (5.11).

$$P_a(R/e) = \Omega \frac{2\sigma_{flow}}{3,33\pi} \arccos \left(\exp - \frac{\pi ER_f}{24\sigma_{flow}^2 \sqrt{eR}} \right) \quad (5.10)$$

$$V_f = 6,78 \frac{\sqrt{\sigma_{flow}}}{\sqrt{CTOA_c}} \left(\frac{P_d}{P_\alpha} - 1 \right)^{0.162} \quad (5.11)$$

Avec :

$$\Omega = 1,28;$$

$$R_f = 69\,513 (CTOA_c)^2;$$

$$\sigma_{flow} = \sigma_0 + 150.$$

En reportant l'équation modifiée sur la figure 5.20, nous constatons que l'approche Battelle originale est plus conservatrice à l'égard de la pression d'arrêt. Cependant, il sous-estime la vitesse de propagation de fissure, figure 4.34 (API 5L X65). En attendant des résultats expérimentaux de validations sur du gazoduc à haute résistance et ténacité, exemple les gazoducs sans soudure, nous pensons que l'approche CTOA aboutit à des résultats prometteurs. Ces résultats doivent être interprétés avec une grande précaution, car ils n'ont pas été validés formellement par des essais d'éclatements à échelle réelle.

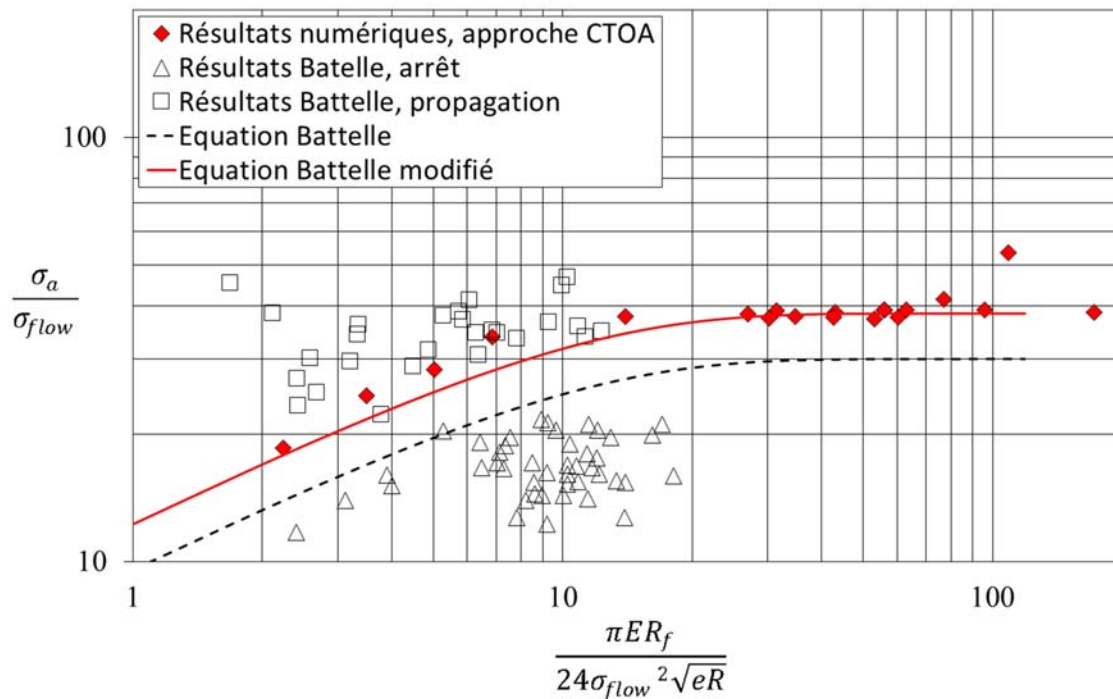


FIGURE 5.20 – Nouvelle extension du domaine de validité d'équations Battelle.

5- 6 Bilan

Ce dernier chapitre a été consacré à une tentative d'ajustement du modèle Battelle, l'objectif de cette étude est la généralisation de l'approche à deux courbes (Two Curves Method, TCM) pour des matériaux à hautes résistances et ténacités.

Compte tenu de la multidisciplinarité du problème d'éclatement du gazoduc (hydrodynamique, mécanique de la rupture et déformation de coque) et la complexité de la réalisation d'essais à échelle réelle, une étude numérique s'est imposée. En conjonction avec la méthode des éléments finis (MEF), nous avons développé un outil numérique robuste de simulation d'éclatement du gazoduc. Puis, nous avons conduit une vaste campagne de simulations, dont nous avons étudié l'influence de multiples paramètres sur la cinématique de la propagation de fissure ductile le long du gazoduc.

Dans un premier temps, nous avons étudié les effets de la géométrie du gazoduc sur la pression d'arrêt et la vitesse de propagation de fissure. À l'issue de cette étude, nous avons conclu que :

- La pression d'arrêt dépend linéairement de la limite d'élasticité du matériau. Cependant, elle suit une loi asymptotique en fonction de la résistance à l'extension de fissure du matériau, exprimée par le $CTOA_c$;
- La vitesse de la propagation de fissure est proportionnelle à la limite d'élasticité et inversement proportionnelle à la résistance à l'extension de fissure.

En second temps, nous avons examiné les effets des paramètres intrinsèques du matériau du gazoduc, limite d'élasticité et résistance à l'extension de fissure, sur les paramètres d'éclatement. Cette étude a montré que :

- Les paramètres géométriques jouent un rôle mineur sur la dynamique de la propagation de fissure ;
- Toute correction du modèle Battelle basée sur une calibration géométrique au lieu des paramètres intrinsèques du matériau est sujette à caution.

Contrairement à l'effet de la géométrie du gazoduc, nous avons constaté une influence notable des paramètres du matériau sur la pression d'arrêt et la vitesse de propagation de fissure. Ceci rejoint la formulation établie par Battelle qui a lié la pression d'arrêt et la vitesse de fissuration aux paramètres du matériau.

Enfin, en se basant sur des résultats numériques d'éclatement du gazoduc, une démarche d'ajustement de modèle Battelle a été conduite. À l'issue de ce travail, une nouvelle formulation des équations de la pression d'arrêt et de la vitesse de propagation a été proposée.

Conclusions et Perspectives

Dans ce travail de recherche, nous avons analysé la résistance à la rupture ductile des gazoducs transportant du CO₂ à l'état supercritique. Connue comme un phénomène multidisciplinaire, la modélisation de l'éclatement du gazoduc implique un couplage entre la force motrice générée par le gaz et la résistance du matériau (ténacité).

Dans la première section du chapitre bibliographique, nous avons dénombré les différentes approches locales, globales et numériques de modélisation de la rupture ductile. Au vu de cet inventaire, nous nous sommes orientés vers une approche du type globale, à savoir l'approche CTOA.

L'objet de la seconde section, de notre recherche bibliographique, a été de définir un modèle de couplage entre la force motrice et la ténacité. Alors, un deuxième inventaire d'importants modèles d'éclatement du gazoduc a été réalisé. À l'issue, nous avons opté pour la méthode à deux courbes. Ce choix a été soutenu par le fait que cette approche constitue le modèle de référence des différents standards de dimensionnement des gazoducs.

La finalité de cette longue étude bibliographique a été de définir un nouveau critère d'arrêt de fissure. En effet, nous avons étendu l'approche CTOA à la méthode à deux courbes à travers un modèle de simulation par éléments finis en conjonction avec la technique de libération du nœud. L'objectif de cette étude numérique a été de calculer la vitesse de fissuration, la pression d'arrêt et l'étendue de la fissure le long d'un gazoduc transportant du CO₂. Une nouvelle courbe de la vitesse de propagation de fissure en fonction de la pression a été proposée. Cette nouvelle courbe a été liée à la ténacité du matériau, API 5L X65, en termes de CTOA critique à la place de l'énergie Charpy ou de l'énergie DWTT suggérée dans les méthodes à deux courbes conventionnelles.

Le troisième chapitre a été consacré à une étude de caractérisation approfondie de la nuance du gazoduc API 5L X65. À travers une large base de données expérimentales et de multiples analyses numériques, nous avons montré que :

- Le procédé de fabrication sans soudure permet d'obtenir des propriétés mécaniques assez favorables, en termes d'homogénéité et de ductilité. Ainsi, ce processus de fabrication évite les multiples inconvénients d'une soudure longitudinale, source potentielle de la propagation de fissure le long du gazoduc ;
- La nuance choisie, API 5L X65, est éligible pour le transport du CO₂ supercritique ;
- La température de transition ductile-fragile dépend fortement de la géométrie de la structure. Pour surmonter la difficulté du choix de la température de transition, nous avons proposé la contrainte T pour évaluer les effets géométriques, le type de chargement et le comportement plastique sur la transition ductile-fragile.

Le chapitre expérimental a été clôturé par l'évaluation du CTOA critique de l'API 5L X65. Dans ce cadre nous avons proposé deux méthodes de mesure du CTOA. Parallèlement au choix de la méthode de mesure, une étude par éléments finis a été menée pour identifier la géométrie d'éprouvette la plus adéquate à l'évaluation du CTOA. Suite à des multiples essais de déchirure ductile, une valeur moyenne du CTOA critique égale à 20° a été rete-

nue.

Le quatrième chapitre a été dédié à une étude numérique. L'objectif a été de simuler la propagation de fissure le long d'un gazoduc fabriqué en API 5L X65 et transportant du CO₂ dans son état supercritique. Dans ce chapitre nous avons :

- Souligné la difficulté de choisir une valeur de ténacité en fonction de l'énergie Charpy ou DWTT ;
- Conclu que l'approche Battelle sous-estime la vitesse de propagation de fissure et la pression d'arrêt dans le cas de gazoduc moderne à haut niveau de ténacité ;
- Illustré la défaillance des codes de dimensionnement des gazoducs qui évalue la ténacité à travers des corrélations basées sur l'énergie Charpy ou DWTT ;
- Montré que la correction paramétrique proposée par HLP s'avère insuffisante. Le modèle HLP a été enrichi et comporte désormais plus de paramètres dans sa version Sumitomo. Nous estimons que cette tentative de correction est sujette à caution, elle s'appuie sur une calibration géométrique au lieu des propriétés intrinsèques du matériau, ce qui implique un écart plus important entre prédictions et expériences pour les gazoducs à petits diamètres ;
- Proposé une nouvelle courbe de résistance à la rupture ductile du gazoduc moderne, énergie Charpy supérieur à 200 J, basée sur le CTOA critique comme une mesure de résistance ;
- Validé notre démarche en confrontant nos résultats des simulations sur un gazoduc fabriqué en X100 à ceux d'essais d'éclatement en grandeur nature ;
- Recommandé l'emploi d'un gazoduc dont la pression d'arrêt est supérieure à 72,9 bars, pression de saturation du CO₂ avec une marge de sécurité.

Enfin, une attention particulière doit être accordée à l'effet des paramètres géométriques (diamètre et épaisseur) du gazoduc sur la dynamique de la propagation de fissure. Ce problème peut être étudié à travers le modèle numérique que nous proposons.

APPORT DE LA THÈSE

1. Évaluer le risque d'éclatement du gazoduc servant au transport du CO₂ supercritique,
2. Proposer une nouvelle méthode d'évaluation du risque de propagation de fissure ductile le long du gazoduc ,
3. Développer un outil numérique fidèle aux conditions de service réelles, donc nous pouvons réduire le coût de développement des nouvelles approches empiriques d'évaluation de l'intégrité des structures sollicitées sous pression du gaz,
4. Illustrer des défaillances de codes de dimensionnement de structure en terme d'évaluation de la température de transition ductile-fragile et en terme de ténacité d'arrêt de fissure,
5. La définition des conditions de transport du CO₂ dont la sureté est assurée.

PERSPECTIVES

Les perspectives de ce travail sont nombreuses, à savoir :

- Réaliser des essais d'éclatement à grande échelle ;

- Proposer un ajustement du modèle Battelle, et proposer des abaques aux ingénieurs pour garantir une grande fiabilité et sûreté des gazoducs ;
- Développer un modèle numérique couple afin de simuler et d'évaluer le risque sanitaire lors de l'éclatement d'un gazoduc transportant du CO₂ ;
- Examiner l'effet d'enterrement du gazoduc sur la dynamique de la propagation de fissure ;
- Établir une corrélation entre l'énergie Charpy et le CTOA critique ;
- Déterminer la taille du défaut admissible, non uniquement sous sollicitation en pression interne mais combiné par l'effet additionnel d'un chargement dynamique du type sismique.

Bibliographie

- [1] WorleyParsons. Strategic Analysis of the Global Status of Carbon Capture and Storage. 2009. [2](#)
- [2] Jaleh Samadi and Emmanuel Garbolino. A new dynamic risk analysis framework for co2 capture, transport and storage chain. In *29th International Conference of the System Dynamics Society*, pages 17–pages, 2011. [2](#), [3](#)
- [3] Tom Howes. The eu’s new renewable energy directive (2009/28/ec). *The New Climate Policies of the European Union : Internal Legislation and Climate Diplomacy*, (15) :117, 2010. [3](#)
- [4] F Lecomte, P Broutin, and E Lebas. Le captage du co2, des technologies pour réduire les émissions de gaz aeffet de serre. *Technip, Paris*, 2010. [3](#)
- [5] Antonio C Caraballo, Patrick Rabindran, G Winning, Amirebrahim Chahardehi, and Feargal Brennan. Fracture control strategy for the conversion of oil and gas pipelines to transport co2. In *Proceedings of the 5th Pipeline Technology Conference*, pages 19–20, 2010. [4](#)
- [6] T Berstad, C Dørum, JP Jakobsen, S Kragset, H Li, H Lund, A Morin, ST Munkejord, MJ Mølnevik, HO Nordhagen, et al. Co 2 pipeline integrity : A new evaluation methodology. *Energy Procedia*, 4 :3000–3007, 2011. [4](#)
- [7] Alhoush Elshahomi, Cheng Lu, Guillaume Michal, Xiong Liu, Ajit Godbole, and Philip Venton. Decompression wave speed in co 2 mixtures : Cfd modelling with the gerg-2008 equation of state. *Applied Energy*, 140 :20–32, 2015. [5](#), [134](#), [136](#), [141](#)
- [8] Brian N Leis, Robert J Eiber, L Carlson, and A Gilroy-Scott. Relationship between apparent(total) charpy vee-notch toughness and the corresponding dynamic crack-propagation resistance. In *The 1998 International Pipeline Conference, IPC. Part 2(of 2)*, pages 723–731, 1998. [5](#), [47](#), [136](#)
- [9] Amir Chahardehi. Structural integrity of co2 transport pipelines—a review. In *Key Engineering Materials*, volume 488, pages 779–782. Trans Tech Publ, 2012. [5](#)
- [10] Ian Milne, Robert O Ritchie, and Bhushan L Karihaloo. *Comprehensive Structural Integrity : Cyclic loading and fatigue*, volume 4. Elsevier, 2003. [6](#)
- [11] WA Maxey, JF Kiefner, RJ Eiber, and AR Duffy. Ductile fracture initiation, propagation and arrest in cylindrical vessels. *Astm stp*, 514 :70–81, 1972. [6](#), [39](#), [41](#), [56](#), [106](#), [119](#), [134](#), [137](#), [143](#), [146](#)
- [12] E Sugie, M Matsuoka, T Akiyama, H Mimura, and Y Kawaguchi. A study of shear crack propagation in gas-pressurized pipelines. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 104(4) :338–343, 1982. [6](#), [56](#), [106](#), [119](#), [128](#), [137](#), [141](#), [143](#), [154](#)
- [13] JF Kiefner, WA Maxey, RJ Eiber, and AR Duffy. Failure stress levels of flaws in pressurized cylinders. *ASTM special technical publication*, (536) :461–481, 1973. [6](#)

- [14] Anon. Pipeline research committee of the american gas association. proceedings of the symposia on line pipe research. 6
- [15] G Re, V Pistone, G Vogt, and G Demofonti. Eprg recommendation for crack arrest toughness for high strength line pipe steels. *3 R INTERNATIONAL*, 34 :607–607, 1995. 6, 139, 143
- [16] CEO Recruits In His Underwear and Ahmed Mostafa Farag. Pipeline integrity and risk management. 10
- [17] Ryota Higuchi, Hiroyuki Makino, and Izumi Takeuchi. New concept and test method on running ductile fracture arrest for high pressure gas pipeline. In *24th World Gas Conference, WGC*, volume 4, pages 2730–2737, 2009. 10, 44, 45, 46, 56, 106, 119, 126, 136, 137, 138, 139, 143, 148, 154
- [18] Frédéric Bron, Jacques Besson, and André Pineau. Ductile rupture in thin sheets of two grades of 2024 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 380(1) :356–364, 2004. 11, 26
- [19] WM Garrison and NR Moody. Ductile fracture. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 48(11) :1035–1074, 1987. 12, 19
- [20] AAmine Benzerga and Jean-Baptiste Leblond. Ductile fracture by void growth to coalescence. *Advances in Applied Mechanics*, 44 :169–305, 2010. 12, 14, 15
- [21] Robert M McMeeking. Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 25(5) :357–381, 1977. 12
- [22] James R Rice. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of applied mechanics*, 35(2) :379–386, 1968. 12
- [23] JC Newman, MA James, and U Zerbst. A review of the ctoa/ctod fracture criterion. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(3) :371–385, 2003. 12, 32, 33, 87, 91, 106, 108, 127
- [24] Yingbin Bao and Tomasz Wierzbicki. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *International Journal of Mechanical Sciences*, 46(1) :81–98, 2004. 12
- [25] Jonas Faleskog, Xiaosheng Gao, and C Fong Shih. Cell model for nonlinear fracture analysis–i. micromechanics calibration. *International Journal of Fracture*, 89(4) :355–373, 1998. 12
- [26] Viggo Tvergaard and Alan Needleman. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta metallurgica*, 32(1) :157–169, 1984. 13, 23, 24
- [27] J Plateau, G Henry, and C Crussard. Quelques nouvelles applications de la microfractographie. *Revue de metallurgie*, 54 :200–216, 1957. 13
- [28] WM Baldwin and BI Edelson. The effect of second phases on the mechanical properties of alloys. *ASM TRANS Q*, 55(1) :230–250, 1962. 13
- [29] Ted L Anderson and TL Anderson. *Fracture mechanics : fundamentals and applications*. CRC press, 2005. 13, 16, 17, 19
- [30] RJ Bourcier, DA Koss, RE Smelser, and O Richmond. The influence of porosity on the deformation and fracture of alloys. *Acta Metallurgica*, 34(12) :2443–2453, 1986. 13

- [31] Jean-François Mariage. *Simulation numérique de l'endommagement ductile en formage de pièces massives*. PhD thesis, Université de Technologie de Troyes, 2003. [14](#), [15](#)
- [32] A Korbel and P Martin. Microscopic versus macroscopic aspect of shear bands deformation. *Acta Metallurgica*, 34(10) :1905–1909, 1986. [15](#)
- [33] George R Irwin. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *SPIE MILESTONE SERIES MS*, 137 :167–170, 1997. [16](#), [18](#)
- [34] AA Wells. Application of fracture mechanics at and beyond general yielding. *British Welding Journal*, 10(11) :563–70, 1963. [16](#)
- [35] Alan A Griffith. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character*, pages 163–198, 1921. [17](#)
- [36] GR Irwin. Plastic zone near a crack and fracture toughness. 1997. [17](#)
- [37] ML Williams. The bending stress distribution at the base of a stationary crack. *Journal of applied mechanics*, 28(1) :78–82, 1961. [17](#)
- [38] Rami Hamam. *Simulation de la propagation des fissures par fatigue dans les toiles des roues de train sous chargement à amplitude variable*. PhD thesis, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan, 2006. [18](#)
- [39] Claude Bathias, Jean-Paul Baïlon, et al. *La fatigue des matériaux et des structures*. 1980. [18](#)
- [40] HM Westergaard. Bearing pressures and cra ; c] ;< si. *Journal of applied mechanics*, 1939. [18](#)
- [41] DS Dugdale. Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8(2) :100–104, 1960. [18](#), [27](#)
- [42] ASME Boiler and Pressure Vessel Code. American society of mechanical engineers. *New York*, 10017, 1998. [18](#)
- [43] RA Ainsworth. The assessment of defects in structures of strain hardening material. *Engineering Fracture Mechanics*, 19(4) :633–642, 1984. [18](#)
- [44] Walter D Pilkey. *Frontmatter*. Wiley Online Library, 2008. [18](#)
- [45] G Pluvinage. Notch effect and effective stress in high-cycle fatigue. *Présenté par le laboratoire de fiabilité mécanique, Université de Metz*, 1999. [18](#)
- [46] Rudolph Earl Peterson. Notch sensitivity. *Metal fatigue*, pages 293–306, 1959. [18](#)
- [47] TL Anderson. Two-parameter fracture mechanics : A comparison of continuum and micromechanics approaches. In *Fracture of Engineering Materials and Structures*, pages 767–772. Springer, 1991. [19](#)
- [48] ML Williams. Stress singularities resulting from various boundary conditions. *Journal of Applied Mechanics*, 19(4) :526–528, 1952. [19](#), [108](#)
- [49] Noel P O'Dowd and C Fong Shih. Two-parameter fracture mechanics : theory and applications. *ASTM SPECIAL TECHNICAL PUBLICATION*, 1207 :21–21, 1994. [19](#)
- [50] Stig-Göran Larsson and A_J Carlsson. Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on small-scale yielding at crack tips in elastic-plastic materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 21(4) :263–277, 1973. [19](#)
- [51] Yung-Li Lee. *Fatigue testing and analysis : theory and practice*, volume 13. Butterworth-Heinemann, 2005. [20](#)

- [52] B Cotterell. Notes on the paths and stability of cracks. *International Journal of Fracture Mechanics*, 2(3) :526–533, 1966. [19](#)
- [53] B Cotterell and JRf Rice. Slightly curved or kinked cracks. *International Journal of Fracture*, 16(2) :155–169, 1980. [19](#)
- [54] David Moore Parks. A stiffness derivative finite element technique for determination of crack tip stress intensity factors. *International Journal of fracture*, 10(4) :487–502, 1974. [19](#)
- [55] Frédéric Bron and Jacques Besson. Simulation of the ductile tearing for two grades of 2024 aluminum alloy thin sheets. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(11) :1531–1552, 2006. [21](#), [26](#), [131](#)
- [56] Wolfgang Brocks, K-H Schwalbe, and Uwe Zerbst. Structural integrity assessment of thin-walled structures. *Advanced Engineering Materials*, 8(5) :319–327, 2006. [21](#), [33](#), [34](#)
- [57] Uwe Zerbst, Markus Heinemann, Claudio Dalle Donne, and Dirk Steglich. Fracture and damage mechanics modelling of thin-walled structures—an overview. *Engineering Fracture Mechanics*, 76(1) :5–43, 2009. [21](#)
- [58] Jacques Besson. Continuum models of ductile fracture : a review. *International Journal of Damage Mechanics*, 2009. [21](#), [23](#)
- [59] Frank A McClintock. A criterion for ductile fracture by the growth of holes. *Journal of applied mechanics*, 35(2) :363–371, 1968. [21](#), [22](#)
- [60] J R Rice and Dennis Michael Tracey. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 17(3) :201–217, 1969. [21](#), [22](#)
- [61] Y Huang. Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields. *Journal of Applied Mechanics*, 58(4) :1084–1086, 1991. [22](#)
- [62] Arthur 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*, 99(1) :2–15, 1977. [22](#), [23](#)
- [63] Viggo Tvergaard. On localization in ductile materials containing spherical voids. *International Journal of Fracture*, 18(4) :237–252, 1982. [23](#)
- [64] M Springmann and M Kuna. Identification of material parameters of the gurson–tvergaard–needleman model by combined experimental and numerical techniques. *Computational Materials Science*, 32(3) :544–552, 2005. [24](#)
- [65] Lin Xia, C Fong Shih, and John W Hutchinson. A computational approach to ductile crack growth under large scale yielding conditions. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43(3) :389–413, 1995. [24](#)
- [66] R Becker, A Needleman, O Richmond, and V Tvergaard. Void growth and failure in notched bars. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 36(3) :317–351, 1988. [24](#)
- [67] A Nonn and C Kalwa. Modelling of damage behaviour of high strength pipeline steel. In *Proceedings of European Conference on Fracture (ECF 18), Dresden, Germany*, 2010. [24](#)
- [68] WU YouYou, YU Hailiang, and LU Cheng. Transition of ductile and brittle fracture during dwtt by fem. In *ICF13*, 2013. [24](#)

- [69] Ingo Scheider, Aida Nonn, Alexander Völling, A Mondry, and Christoph Kalwa. A damage mechanics based evaluation of dynamic fracture resistance in gas pipelines. *Procedia Materials Science*, 3 :1956–1964, 2014. [24](#)
- [70] Jinkook Kim, Guihua Zhang, and Xiaosheng Gao. Modeling of ductile fracture : application of the mechanism-based concepts. *International journal of solids and structures*, 44(6) :1844–1862, 2007. [24](#)
- [71] ZL Zhang, C Thaulow, and J Ødegård. A complete gurson model approach for ductile fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 67(2) :155–168, 2000. [25](#)
- [72] Lazar M Kachanov. Rupture time under creep conditions. *International journal of fracture*, 97(1-4) :11–18, 1999. [25](#)
- [73] Jean Lemaitre. A continuous damage mechanics model for ductile fracture. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 107(1) :83–89, 1985. [25](#)
- [74] Ludovic Bourgeon. *Etude et modélisation des mécanismes d'endommagement en forge à froid*. PhD thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2009. [25](#)
- [75] Jean Lemaitre, Jean-Louis Chaboche, Ahmed Benallal, and Rodrigue Desmorat. *Mécanique des matériaux solides-3eme édition*. Dunod, 2009. [25](#)
- [76] Jean Lemaitre and Jean-Louis Chaboche. *Mechanics of solid materials*. Cambridge university press, 1994. [25](#)
- [77] G Rousselier. Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture. *Nuclear engineering and design*, 105(1) :97–111, 1987. [26](#)
- [78] G Rousselier. Dissipation in porous metal plasticity and ductile fracture. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 49(8) :1727–1746, 2001. [26](#)
- [79] Nicola Bonora. A nonlinear cdm model for ductile failure. *Engineering fracture mechanics*, 58(1) :11–28, 1997. [26](#)
- [80] Nicola Bonora, Domenico Gentile, A Pironi, and Golam Newaz. Ductile damage evolution under triaxial state of stress : theory and experiments. *International Journal of Plasticity*, 21(5) :981–1007, 2005. [26](#)
- [81] Z Zou and SR Reid. Wavy-edged fractures in axially split aluminium tubes. *International journal of solids and structures*, 42(16) :4519–4540, 2005. [26](#)
- [82] Grigory Isaakovich Barenblatt. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Advances in applied mechanics*, 7(1) :55–129, 1962. [27](#)
- [83] Arne Hillerborg, Mats Modéer, and P-E Petersson. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and concrete research*, 6(6) :773–781, 1976. [27](#)
- [84] Viggo Tvergaard. Effect of fibre debonding in a whisker-reinforced metal. *Materials science and engineering : A*, 125(2) :203–213, 1990. [27](#)
- [85] Viggo Tvergaard and John W Hutchinson. The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 40(6) :1377–1397, 1992. [27](#)
- [86] X-P Xu and A Needleman. Void nucleation by inclusion debonding in a crystal matrix. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 1(2) :111, 1993. [27](#)
- [87] Godofredo T Camacho and M Ortiz. Computational modelling of impact damage in brittle materials. *International Journal of solids and structures*, 33(20) :2899–2938, 1996. [27](#)

- [88] I Scheider and W Brocks. Cohesive elements for thin-walled structures. *Computational Materials Science*, 37(1) :101–109, 2006. [28](#)
- [89] CR Chen, O Kolednik, I Scheider, T Siegmund, A Tatschl, and FD Fischer. On the determination of the cohesive zone parameters for the modeling of micro-ductile crack growth in thick specimens. *International journal of fracture*, 120(3) :517–536, 2003. [28](#)
- [90] CR Chen, O Kolednik, J Heerens, and FD Fischer. Three-dimensional modeling of ductile crack growth : Cohesive zone parameters and crack tip triaxiality. *Engineering Fracture Mechanics*, 72(13) :2072–2094, 2005. [28](#)
- [91] Dinh Cuong Tran. *Interaction rupture-flambage, le cas du «splitting» de tube métallique : Approche expérimentale et numérique*. PhD thesis, INSA de Lyon, 2013. [28](#), [29](#), [128](#)
- [92] JM Krafft, AM Sullivan, and RW Boyle. Effect of dimensions on fast fracture instability of notched sheets. In *Proceedings of the crack propagation symposium*, volume 1, pages 8–28, 1961. [29](#)
- [93] George R Irwin and JA Kies. Critical energy rate analysis of fracture strength. *SPIE MILESTONE SERIES MS*, 137 :136–141, 1997. [29](#), [30](#), [93](#), [127](#)
- [94] PE O’Donoghue, MF Kanninen, CP Leung, G Demofonti, and S Venzi. The development and validation of a dynamic fracture propagation model for gas transmission pipelines. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 70(1) :11–25, 1997. [31](#), [103](#), [107](#)
- [95] Roy W Hampton and Drew Nelson. Stable crack growth and instability prediction in thin plates and cylinders. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(3) :469–491, 2003. [31](#), [107](#)
- [96] MF Kanninen and PE O’Donoghue. Research challenges arising from current and potential applications of dynamic fracture mechanics to the integrity of engineering structures. *International journal of solids and structures*, 32(17) :2423–2445, 1995. [31](#), [35](#), [107](#)
- [97] H Andersson. A finite-element representation of stable crack-growth. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 21(5) :337–356, 1973. [31](#)
- [98] J Heerens and M Schödel. On the determination of crack tip opening angle, ctoa, using light microscopy and $\delta 5$ measurement technique. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(3) :417–426, 2003. [32](#), [87](#), [136](#), [138](#)
- [99] DS Dawicke and MA Sutton. Ctoa and crack-tunneling measurements in thin sheet 2024-t3 aluminum alloy. *Experimental Mechanics*, 34(4) :357–368, 1994. [32](#), [87](#)
- [100] Wilson Randolph Lloyd and FA McClintock. Microtopography for ductile fracture process characterization part 2 : application for ctoa analysis. *Engineering fracture mechanics*, 70(3) :403–415, 2003. [32](#), [87](#)
- [101] A Pirondi and D Fersini. Simulation of ductile crack growth in thin panels using the crack tip opening angle. *Engineering Fracture Mechanics*, 76(1) :88–100, 2009. [32](#)
- [102] S Xu, N Petri, and WR Tyson. Evaluation of ctoa from load vs. load-line displacement for c (t) specimen. *Engineering Fracture Mechanics*, 76(13) :2126–2134, 2009. [32](#), [87](#)
- [103] S Xu, R Bouchard, and WR Tyson. Simplified single-specimen method for evaluating ctoa. *Engineering fracture mechanics*, 74(15) :2459–2464, 2007. [32](#), [87](#), [90](#)

- [104] Samer Mahmoud and Kevin Lease. The effect of specimen thickness on the experimental characterization of critical crack-tip-opening angle in 2024-t351 aluminum alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(3) :443–456, 2003. [32](#)
- [105] DS Dawicke, MA Sutton, JC Newman, and CA Bigelow. Measurement and analysis of critical ctoa for an aluminum alloy sheet. *ASTM special technical publication*, 1220 :358–358, 1995. [33](#), [106](#), [108](#)
- [106] AS Gullerud, RH Dodds, RW Hampton, and DS Dawicke. Three-dimensional modeling of ductile crack growth in thin sheet metals : computational aspects and validation. *Engineering Fracture Mechanics*, 63(4) :347–374, 1999. [33](#), [106](#)
- [107] MA James and JC Newman. The effect of crack tunneling on crack growth : experiments and ctoa analyses. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(3) :457–468, 2003. [33](#), [109](#)
- [108] Vincent Le Corre. *Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile : Application à la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lille, 2006. [34](#)
- [109] Mohand OULD OUALI, Madjid ALMANSBA, and Nacer Eddine HANNACHI. Numerical and experimental study of ductile fracture of an aluminium alloy during forging process. [34](#)
- [110] I Scheider, M Schödel, W Brocks, and W Schönfeld. Crack propagation analyses with ctoa and cohesive model : Comparison and experimental validation. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(2) :252–263, 2006. [34](#), [128](#)
- [111] DN Jadhav and SK Maiti. Characterization of stable crack growth through aisi 4340 steel using cohesive zone modeling and ctod/ctoa criterion. *Nuclear Engineering and Design*, 240(4) :713–721, 2010. [34](#)
- [112] Bernard Fishman. International standardization of boilers and pressure vessels. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 96(2) :137–139, 1974. [36](#)
- [113] W Maxey. Dynamic crack propagation in line pipe. *Sijthoff and Noordhoff*, pages 109–123, 1981. [36](#), [38](#), [120](#), [121](#), [124](#)
- [114] M Civallero, M Mirabile, and GC Sih. Fracture mechanics in pipeline technology. *Analytical and Experimental Fracture Mechanics*, ed. Sih, GC and Mirabile, M, pages 157–174, 1981. [37](#), [131](#), [133](#)
- [115] CJ Greenshields and PS Leever. Correlation between full scale and small scale steady state (s4) tests for rapid crack propagation in plastic gas pipe. *Plastics, rubber and composites*, 28(1) :20–25, 1999. [37](#), [38](#)
- [116] Lawrence G Copley and J Lyell Sanders Jr. A longitudinal crack in a cylindrical shell under internal pressure. *International Journal of Fracture Mechanics*, 5(2) :117–131, 1969. [38](#), [39](#)
- [117] ES Folias. On the theory of fracture of curved sheets. *Engineering fracture mechanics*, 2(2) :151–164, 1970. [38](#), [39](#)
- [118] JN Goodier and FA Field. Plastic energy dissipation in crack propagation. *Fracture of solids*, 20(3) :1, 1963. [38](#)
- [119] GT Hahn, M Sarrate, and AR Rosenfield. Criteria for crack extension in cylindrical pressure vessels. *International Journal of Fracture Mechanics*, 5(3) :187–210, 1969. [38](#)

- [120] Takuya Hara, Yasuhiro Shinohara, Yoshio Terada, Hitoshi Asahi, et al. Dwt properties for high strength line pipe steels. In *The Eighteenth International Offshore and Polar Engineering Conference*. International Society of Offshore and Polar Engineers, 2008. [43](#), [147](#)
- [121] Hiroyuki Makino, Takahiro Kubo, Toyooki Shiwaku, Shigeru Endo, Takehiro Inoue, Yoshiaki Kawaguchi, Yoichiro Matsumoto, and Susumu Machida. Prediction for crack propagation and arrest of shear fracture in ultra-high pressure natural gas pipelines. *ISIJ international*, 41(4) :381–388, 2001. [43](#), [44](#), [45](#), [147](#)
- [122] Seokmin Hong, Sang Yong Shin, Sunghak Lee, and Nack J Kim. Effects of specimen thickness and notch shape on fracture modes in the drop weight tear test of api x70 and x80 linepipe steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(9) :2619–2632, 2011. [43](#), [147](#)
- [123] Satoshi IGI, Ryuji MURAOKA, and Katsumi MASAMURA. Safety and integrity assessment technology for linepipe. [45](#)
- [124] G Wilkowski, D Rudland, H Xu, and N Sanderson. Effect of grade on ductile fracture arrest criteria for gas pipelines. In *2006 International Pipeline Conference*, pages 369–384. American Society of Mechanical Engineers, 2006. [47](#), [136](#)
- [125] G Mannucci and A Franchi. *Fracture properties of API X100 gas pipeline steels*. Office for Official Publications of the European Communities, 2002. [47](#), [143](#)
- [126] SD Papka, JH Stevens, ML Macia, DP Fairchild, CW Petersen, et al. Full-size testing and analysis of x120 linepipe. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, 14(01), 2004. [48](#)
- [127] GM Wilkowski, MA Maxey, and RJ Eiber. Api drop weight tear test round robin testing program. *AGA, Catalog*, (L51471), 1985. [48](#), [143](#)
- [128] WA Poynton, RWE Shannon, and GD Fearnehough. The design and application of shear fracture propagation studies. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 96(4) :323–329, 1974. [49](#)
- [129] WS Pellini. Principles of fracture-safe design. pt. 2. *WELD J*, 50(4) :147, 1971. [50](#)
- [130] WA Poynton and GD Fearnehough. An analysis of shear fracture propagation in gas pipelines. In *Proceedings of an international conference on Dynamic Crack Propagation*, pages 183–196. Springer, 1973. [50](#)
- [131] D Harris Corus. Suitability evaluation of x100 steel pipes for high pressure gas transportation pipelines by full scale tests. [51](#)
- [132] Thanh Trung Luu. *Déchirure ductile des aciers a haute résistance pour gazoducs (X100)*. PhD thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2006. [51](#)
- [133] GT Hahn, M Sarrate, MF Kanninen, and AR Rosenfield. A model for unstable shear crack propagation in pipes containing gas pressure. *International Journal of Fracture*, 9(2) :209–222, 1973. [52](#)
- [134] MF Kanninen, SG Sampath, and C Popelar. Steady-state crack propagation in pressurized pipelines without backfill. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 98(1) :56–64, 1976. [52](#)
- [135] LB Freund, DM Parks, and JR Rice. Running ductile fracture in a pressurized line pipe. *Mechanics of crack growth*, 590 :243, 1976. [52](#)
- [136] AF Emery, WJ Love, and AS Kobayashi. Fracture in straight pipes under large deflection conditions—part i : Structural deformations. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 99(1) :122–127, 1977. [52](#)

- [137] AF Emery, WJ Love, AS Kobayashi, and PK Neighbors. Crack opening and fluid pressure profiles for axial and circumferential cracks in pipes. *Dynamics of Fluid-Structure Systems in the Energy Industry*, pages 173–184, 1979. [52](#)
- [138] AF Emery, AS Kobayashi, WJ Love, BW Place, C Lee, and YH Chao. An experimental and analytical investigation of axial crack propagation in long pipes. *Engineering Fracture Mechanics*, 23(1) :215–226, 1986. [52](#)
- [139] MR Baum. The development of the breach generated by axial rupture of a gas-pressurized steel pipe. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 104(4) :253–261, 1982. [52](#)
- [140] B JL Darlaston, M Baum, WJ Love, AF Emery, and AS Kobayashi. Coupling of the hydraulic and structural components in the analysis of axially rupturing pipes. *ASME Century*, 2, 1980. [52](#)
- [141] AF Emery, M Perl, WJ Love, and AS Kobayashi. On the motion of an axial through crack in a pipe. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 103(3) :281–286, 1981. [53](#), [54](#)
- [142] Y Nara, N Nozaki, I Takeuchi, M FUKUDA, and T KOGA. Study on resistivity of various types of steels against propagating shear fracture by modified west jeffer-son type burst test. In *MECHANICAL ENGINEERING*, volume 100, pages 120–120. ASME-AMER SOC MECHANICAL ENG 345 E 47TH ST, NEW YORK, NY 10017, 1978. [54](#)
- [143] Mel F Kanninen, CP Leung, PE O’Donoghue, TB Morrow, CF Popelar, G Buzzichelli, G Demofonti, I Hadley, L Rizzi, and S Venzi. The development of a ductile pipe frac-ture model. *Report submitted to the American Gas Association under AGA Contract PR*, pages 15–527, 1992. [55](#), [56](#)
- [144] MF Kanninen, T Morrow, T Grant, G Demofonti, and I Hadley. The development and validation of a ductile fracture analysis model. *final report AGA contract nos. PR-15-9121 and PR-15, 9209*, 1994. [56](#)
- [145] G Demofonti, G Buzzichelli, S Venzi, and M Kanninen. Step by step procedure for the two specimen ctoa test. *Pipeline technology*, 2 :503–512, 1995. [56](#)
- [146] G Mannucci, G Buzzichelli, P Salvini, R Eiber, and L Carlson. Ductile fracture arrest assessment in a gas transmission pipeline using ctoa. In *Proceedings of the Third International Pipeline Conference (IPC 2000)*, pages 315–320, 2000. [56](#)
- [147] Andrea Manes, Raffaele Porcaro, Håvar Ilstad, Erik Levold, Magnus Langseth, and Tore Børvik. The behaviour of an offshore steel pipeline material subjected to ben-ding and stretching. *Ships and Offshore Structures*, 7(4) :371–387, 2012. [59](#)
- [148] Det Norske Veritas. Offshore standard dnv-os-f101. *Submarine pipeline systems*, 2000. [59](#), [60](#)
- [149] Vegard Aune and Morten Sagbakken Hovdelien. Impact against offshore pipelines : Experiments and numerical simulations. 2012. [59](#)
- [150] A Ghiotti, S Fanini, S Bruschi, and PF Bariani. Modelling of the mannesmann effect. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 58(1) :255–258, 2009. [59](#)
- [151] A Fragieli, R Schouwenaarf, R Guardian, and R Perez. Microstructural characteristics of different commercially available api 5l x65 steels. *Journal of New Materials for Electrochemical Systems*, 8 :115–119, 2005. [61](#), [62](#), [63](#)
- [152] AM Sage. An overview of the use of microalloys in hsla steels with particular refe-rence to vanadium and titanium. *HSLA Steels : Processing, Properties and Applica-tions*, pages 51–60, 1990. [62](#)

- [153] Lew F Porter and Paul E Repas. The evolution of hsla steels. *JOM*, 34(4) :14–21, 1982. [62](#)
- [154] KJ Irvine, FB Pickering, and T Gladman. Grain-refined c-mn steels. *Iron Steel Inst J*, 205(2) :161–182, 1967. [62](#)
- [155] H Takechi. Newly developed high strength steels in japan. *HSLA Steels : Processing, Properties and Applications*, pages 33–36, 1990. [64](#)
- [156] Espen Jakobsen. Deformasjon av trykksatte rørledninger. 2013. [64](#), [123](#)
- [157] Rodney Hill. *The mathematical theory of plasticity*, volume 11. Oxford university press, 1998. [65](#)
- [158] Ivan S Cole, Penny Corrigan, Samson Sim, and Nick Birbilis. Corrosion of pipelines used for co 2 transport in ccs : Is it a real problem? *International Journal of Greenhouse Gas Control*, 5(4) :749–756, 2011. [67](#)
- [159] Hideo Kobayashi and Hisahiro Onoue. Brittle fracture of liberty ships. *Failure Knowledge Database*, 100, 1943. [67](#)
- [160] G Pluinage. General approaches of pipeline defect assessment. In *Safety, Reliability and Risks associated with water, oil and Gas pipelines*, pages 1–22. Springer, 2008. [67](#)
- [161] M Hadj Meliani, Yu G Matvienko, and G Pluinage. Corrosion defect assessment on pipes using limit analysis and notch fracture mechanics. *Engineering Failure Analysis*, 18(1) :271–283, 2011. [68](#)
- [162] G Pluinage, M Ben Amara, J Capelle, and Z Azari. Role of constraint on ductile brittle transition temperature of pipe steel x65. *Procedia Materials Science*, 3 :1560–1565, 2014. [69](#)
- [163] Clifford Matthews. *A Quick Guide to API 510 Certified Pressure Vessel Inspector Syllabus : Example Questions and Worked Answers*. Elsevier, 2010. [73](#)
- [164] W Oldfield. Development of fracture toughness reference curves. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 102(1) :107–117, 1980. [73](#)
- [165] E ASM. 208-95a : Standard test method for conducting drop-weight test to determine nil-ductility transition temperature of ferritic steels. *Annual Book of ASTM Standards*, 3. [76](#)
- [166] M Mouwakeh, G Pluinage, and S Masri. Failure of water pipes containing surface cracks using limit analysis notions. *Res. J. of Aleppo Univ. Engineering Science Series*, (63), 2011. [79](#)
- [167] BS Henry and AR Luxmoore. The stress triaxiality constraint and the q-value as a ductile fracture parameter. *Engineering Fracture Mechanics*, 57(4) :375–390, 1997. [79](#)
- [168] Claudio Ruggieri, Xiaosheng Gao, and Robert H Dodds Jr. Transferability of elastic-plastic fracture toughness using the weibull stress approach : significance of parameter calibration. *Engineering fracture mechanics*, 67(2) :101–117, 2000. [79](#)
- [169] M Hadj Meliani, Yu G Matvienko, and G Pluinage. Two-parameter fracture criterion (k , ρ , c -t ef, c) based on notch fracture mechanics. *International Journal of Fracture*, 167(2) :173–182, 2011. [79](#), [80](#), [108](#)
- [170] MJ Maleski, MS Kirugulige, and HV Tippur. A method for measuring mode i crack tip constraint under static and dynamic loading conditions. *Experimental mechanics*, 44(5) :522–532, 2004. [79](#)

- [171] MR Ayatollahi, MJ Pavier, and DJ Smith. Determination of t-stress from finite element analysis for mode I and mixed mode I/II loading. *International journal of fracture*, 91(3) :283–298, 1998. [79](#)
- [172] B Yang and K Ravi-Chandar. Evaluation of elastic t-stress by the stress difference method. *Engineering Fracture Mechanics*, 64(5) :589–605, 1999. [79](#)
- [173] H Adib, S Jallouf, C Schmitt, A Carmasol, and G Pluvinage. Evaluation of the effect of corrosion defects on the structural integrity of x52 gas pipelines using the sintap procedure and notch theory. *International journal of pressure vessels and piping*, 84(3) :123–131, 2007. [80](#)
- [174] M Hadj Meliani, Z Azari, G Pluvinage, and J Capelle. Gouge assessment for pipes and associated transferability problem. *Engineering Failure Analysis*, 17(5) :1117–1126, 2010. [82](#), [85](#), [120](#)
- [175] Alain Nussbaumer, Luis Borges, and Laurence Davaine. *Fatigue Design of Steel and Composite Structures : Eurocode 3 : Design of Steel Structures, Part 1-9 Fatigue ; Eurocode 4 : Design of Composite Steel and Concrete Structures*. John Wiley & Sons, 2012. [85](#)
- [176] Ph P Darcis, CN McCowan, H Windhoff, JD McColskey, and TA Siewert. Crack tip opening angle optical measurement methods in five pipeline steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(8) :2453–2468, 2008. [87](#), [88](#), [89](#), [95](#), [96](#), [99](#), [100](#), [103](#)
- [177] A Martinelli and S Venzi. Tearing modulus, j-integral, ctoa and crack profile shape obtained from the load-displacement curve only. *Engineering fracture mechanics*, 53(2) :263–277, 1996. [90](#)
- [178] T Kobayashi. On the information about fracture characteristics obtained from instrumented impact test of a533 steel for reactor pressure vessel. *Engineering Fracture Mechanics*, 19(1) :67–79, 1984. [90](#)
- [179] P-S Lam, Y Kim, and YJ Chao. The non-constant ctod/ctoa in stable crack extension under plane-strain conditions. *Engineering fracture mechanics*, 73(8) :1070–1085, 2006. [91](#), [100](#)
- [180] SH Hashemi, R Gay, IC Howard, JR Yates, and RM Andrews. 3392-experimental determination of ctoa toughness. In *ICF11, Italy 2005*, 2013. [93](#)
- [181] SH Hashemi, R Gay, IC Howard, RM Andrews, and JR Yates. Development of a laboratory test technique for direct estimation of crack tip opening angle. In *15th European Conference of Fracture*, 2004. [93](#)
- [182] Samer Mahmoud and Kevin Lease. Two-dimensional and three-dimensional finite element analysis of critical crack-tip-opening angle in 2024-t351 aluminum alloy at four thicknesses. *Engineering fracture mechanics*, 71(9) :1379–1391, 2004. [93](#)
- [183] LN Pussegoda, S Verbit, A Dinovitzer, W Tyson, A Glover, L Collins, L Carlson, and J Beattie. Review of ctoa as a measure of ductile fracture toughness. In *Proceedings of the 2000 international pipeline conference*, volume 1, pages 247–254, 2000. [100](#)
- [184] J Heerens and M Schoedel. Characterization of stable crack extension in aluminium sheet material using the crack tip opening angle determined optically and by the $\delta 5$ clip gauge technique. *Engineering Fracture Mechanics*, 76(1) :101–113, 2009. [102](#)
- [185] L Ma, PW Lam, MT Kokaly, and AS Kobayashi. Ctoa of a stable crack in a thin aluminum fracture specimen. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(3) :427–442, 2003. [102](#)

- [186] R Reuven, C McCowan, E Drexler, A Shtechman, Ph Darcis, M Treinen, R Smith, J Merritt, T Siewert, and JD McColskey. Ctoa results for x65 and x100 pipeline steels : Influence of displacement rate. In *2008 7th International Pipeline Conference*, pages 279–286. American Society of Mechanical Engineers, 2008. [103](#)
- [187] S Xu, WR Tyson, R Eagleson, CN McCowan, ES Drexler, JD McColskey, and Ph P Darcis. Measurement of ctoa of pipe steels using mdcb and dwtt specimens. In *2010 8th International Pipeline Conference*, pages 269–278. American Society of Mechanical Engineers, 2010. [103](#)
- [188] Jian Fang, Jianwei Zhang, and Lei Wang. Evaluation of cracking behavior and critical ctoa values of pipeline steel from dwtt specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, 124 :18–29, 2014. [103](#)
- [189] KG Kodancha and SK Kudari. Variation of stress intensity factor and elastic t-stress along the crack-front in finite thickness plates. *Fracture and Structural Integrity*, (8) :pages–45, 2009. [108](#)
- [190] ABAQUS Documentation. Abaqus analysis user’s manual. *Materials. Other plasticity models. Concrete*, 2010. [113](#)
- [191] F Oikonomidis, A Shterenlikht, and CE Truman. Prediction of crack propagation and arrest in x100 natural gas transmission pipelines with the strain rate dependent damage model (srdd). part 1 : A novel specimen for the measurement of high strain rate fracture properties and validation of the srdd model parameters. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 105 :60–68, 2013. [122](#)
- [192] R Eiber, T Bubenik, and W Maxey. Gasdecom, computer code for the calculation of gas decompression speed that is included in fracture control technology for natural gas pipelines. ng-18 report 208. *American Gas Association Catalog1993*, 1993. [134](#)
- [193] Andrew Cosham, Robert J Eiber, and Edward B Clark. Gasdecom : Carbon dioxide and other components. In *2010 8th International Pipeline Conference*, pages 777–794. American Society of Mechanical Engineers, 2010. [134](#)
- [194] Cheng Cen. *Characterization and Calculation of Fracture Toughness for High Grade Pipes*. PhD thesis, University of Alberta, 2013. [136](#)
- [195] G Demofonti, G Mannucci, HG Hillenbrand, and D Harris. Suitability evaluation of x100 steel pipes for high pressure gas transportation pipelines by full scale tests. In *14th Joint Technical Meeting on Pipeline Research. EPRG-PRCI-APIA*, 2003. [136](#), [143](#)
- [196] SH Hashemi, IC Howard, JR Yates, and RM Andrews. Experimental investigation of slant crack propagation in x100 pipeline steel. In *Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures*, pages 151–152. Springer, 2006. [140](#)