



HAL
open science

Etude expérimentale et approche locale de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier bainitique,

Anna Dahl

► **To cite this version:**

Anna Dahl. Etude expérimentale et approche locale de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier bainitique,. Autre. Ecole Centrale Paris, 2012. Français. NNT : 2012ECAP0009 . tel-00685156

HAL Id: tel-00685156

<https://theses.hal.science/tel-00685156>

Submitted on 4 Apr 2012

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.



**ÉCOLE CENTRALE DES ARTS
ET MANUFACTURES
« ÉCOLE CENTRALE PARIS »**

THÈSE

présentée par

Anna DAHL

pour l'obtention du

GRADE DE DOCTEUR

Spécialité : Mécanique et Matériaux

Laboratoire d'accueil : Laboratoire de Mécanique des Sols, Structures et Matériaux

SUJET :

**Etude expérimentale et approche locale de l'arrêt
de fissure de clivage dans un acier bainitique**

Soutenue le : 27/01/2012

devant un jury composé de :

J. Besson	rapporteur
A. Combescure	rapporteur
P. Bompard	examineur
P. Gilles	examineur
S. Marie	examineur
D. Moinereau	examineur
C. Berdin-Méric	directrice de thèse

2011 – ECAP0009

REMERCIEMENTS

Je remercie Clotilde Berdin pour son investissement important dans l'encadrement de mon travail de thèse et Dominique Moinereau pour son soutien à l'initiative et tout au long de ce projet.

Je remercie les membres de mon jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail : les professeurs Jacques Besson et Alain Combescure pour avoir accepté d'être rapporteurs de mon travail, le professeur Philippe Bompard pour avoir présidé le jury ainsi que Stéphane Marie et Philippe Gilles pour avoir accepté d'être examinateurs de mon travail.

Je remercie Pascal Mialon et Christophe Varé, les chefs du département MMC d'EDF R&D, pour m'avoir permis de réaliser ma thèse au sein de leur département.

Je remercie Stéphane Bugat, chef du groupe T24 du département MMC au début de ma thèse, pour la confiance qu'il m'a accordée dès que je lui ai fait part de mon projet puis pour l'aide et le soutien qu'il m'a apporté dans sa réalisation ainsi que Sylvain Leclercq, chef de groupe T24 du département MMC à partir de mi 2009, pour son soutien dans la poursuite de ce projet.

Je remercie aussi Stéphane Marie, chef du laboratoire LISN du CEA de Saclay, ainsi que Tamara Yuritzinn et toute l'équipe du laboratoire LISN qui ont réalisé les essais qui ont servi de base à mon travail de thèse.

Je remercie tous mes collègues du laboratoire MSSMat et en particulier Thomas Reiss, Sokona Konate et Françoise Garnier qui m'ont aidée dans la préparation et dans l'observation de mes échantillons.

A EDF, je remercie mes collègues des groupes T64 et T62 qui m'ont aidée pour les développements dans code_Aster et tout particulièrement Jean-Michel Proix pour son soutien indispensable et inestimable sur Code_Aster, sa forte implication et son optimisme. Je remercie aussi mes collègues de MMC. En particulier Felix Arnoldi, Christian Cossange, Gilles Renaud, Gilles Espinasse, Régis Michel, Agnès Lina, Xavier Girard, Gilbert Fréville qui m'ont aidée dans la préparation et dans l'observation de mes échantillons et Sébastien Saillet, qui m'a fait partager son expertise sur les zones locales fragiles. Un grand merci aussi à mes collègues de T24 qui, par leurs échanges et leurs discussions, m'ont aidée dans la réussite de ce projet. J'adresse des remerciements particuliers à Jean-Christophe, Lydie, Aurore, Carole et Asmahana qui m'ont soutenue au quotidien au cours de ces 3 années et demi.

Je remercie aussi mes amis et ma famille qui m'ont soutenue tout au long de ce projet et plus particulièrement Benjamin, mon mari, qui a géré l'organisation de la maison afin de me permettre de me consacrer à mon travail de thèse ainsi que Rémi et Sacha, mes deux garçons, qui m'ont permis de relativiser dans les moments les plus difficiles.

Etude expérimentale et approche locale de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier bainitique

Résumé :

La justification de l'intégrité des cuves des réacteurs nucléaires à eau pressurisée, basées sur la résistance à l'amorçage de fissure est confortée par le phénomène d'arrêt de fissure. L'objectif de la thèse est de mieux prévoir l'arrêt d'hypothétiques propagations de fissures fragiles dans l'acier de cuve. Des essais d'arrêt de fissure isothermes réalisés entre -150°C et -50°C sur des éprouvettes CT et sur des anneaux en compression ont été analysés. Les analyses fractographiques montrent que la propagation et l'arrêt de fissure se produisent en clivage même si de la déchirure ductile précède la propagation instable de fissure. Un critère local d'arrêt de fissure fragile est appliqué lors de calculs par éléments finis en élastoviscoplasticité et en dynamique : la rupture se produit si la contrainte principale maximale est égale à une contrainte critique. Ce critère permet de bien prédire les vitesses de propagation ainsi que les longueurs de fissure à l'arrêt. La contrainte critique augmente avec la température en relation avec les signes de dissipation observés sur les surfaces de rupture. Une dépendance du critère à la géométrie est observée. Elle peut être liée aux hypothèses de calculs réalisés en bidimensionnel. L'étude de la dynamique de la structure montre que le phénomène d'arrêt de fissure est fortement lié à la dynamique globale de la structure : l'arrêt et la fermeture de la fissure interviennent simultanément.

Mots Clés :

arrêt de fissure, clivage, approche locale, analyse dynamique, fractographie

Experimental study and local approach of cleavage crack arrest in a bainitic steel

Abstract :

EDF wants to complete the assessment of reactor pressure vessels, usually based on crack initiation concept, by crack arrest concept. The work aims at improving the knowledge of cleavage crack arrest in a reactor pressure vessel steel. For that purpose, isothermal crack arrest experiments were performed for temperatures ranging from -150°C up to -50°C on compact tensile specimens and on pre-cracked rings submitted to compressive loading. Fractographic observations revealed that the whole crack propagation and arrest occurs by cleavage even if ductile tearing occurs before initiation of the unstable crack propagation. A local cleavage crack arrest criterion is applied in finite element computations carried out in elastoviscoplasticity and in full dynamics: the crack propagates since the largest principal stress reaches a critical stress. The application of this criterion on the experiments leads to a good prediction of the crack speed and of the crack length and shows that the critical stress increases with the temperature in relation with dissipation features observed on the fracture surfaces. Dependence to the geometry is observed; it can be due to the assumption used for the 2D computations. The study of the structural dynamic shows that the crack arrest phenomenon is very linked to the global dynamics of the structure: crack arrest and crack closure occur approximately at the same time.

Keywords :

crack arrest, cleavage, local approach, dynamic modelling, fractography

TABLE DES MATIERES

I	INTRODUCTION	1
I.1	CONTEXTE	1
I.2	OBJECTIFS	1
I.3	METHODOLOGIE	2
II	ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	3
II.1	RAPPEL HISTORIQUE	3
II.1.1	<i>Notion de température à l'arrêt</i>	<i>3</i>
II.1.2	<i>Notion de ténacité à l'arrêt</i>	<i>5</i>
II.1.3	<i>Normalisation de la mesure</i>	<i>6</i>
II.2	TENACITE A L'ARRET EN CLIVAGE DES ACIERS	8
II.2.1	<i>Présentation de la base de données étudiée</i>	<i>8</i>
II.2.2	<i>Résultats</i>	<i>9</i>
II.2.3	<i>Discussion : influence des conditions d'amorçage</i>	<i>12</i>
II.2.4	<i>Discussion : validité de l'approche statique</i>	<i>18</i>
II.2.5	<i>Discussion : effets dynamiques.....</i>	<i>22</i>
II.2.6	<i>Origines physiques de la ténacité à l'arrêt</i>	<i>25</i>
II.3	MODELISATION DE LA PROPAGATION ET DE L'ARRET DE FISSURE.....	28
II.3.1	<i>Méthodes numériques de propagation de fissure</i>	<i>29</i>
II.3.2	<i>Approche globale</i>	<i>30</i>
II.3.3	<i>Approche locale de l'amorçage du clivage.....</i>	<i>33</i>
II.3.4	<i>Approches locale et non locale de la propagation de fissure de clivage</i>	<i>36</i>
II.3.5	<i>Approche de zone cohésive</i>	<i>40</i>
II.4	CONCLUSIONS.....	41
III	CARACTERISATION DE L'AMORÇAGE ET DE L'ARRET	43
III.1	PRESENTATION DU MATERIAU	43
III.2	PRESENTATION DES ESSAIS ISOTHERMES D'ARRET DE FISSURE	44
III.2.1	<i>Principe des essais</i>	<i>44</i>
III.2.2	<i>Résultats expérimentaux sur éprouvettes CT</i>	<i>46</i>
III.2.3	<i>Résultats expérimentaux sur anneaux</i>	<i>51</i>
III.3	ANALYSES FRACTOGRAPHIQUES.....	55
III.3.1	<i>Démarche adoptée</i>	<i>55</i>
III.3.2	<i>Etude de l'amorçage</i>	<i>59</i>
III.3.3	<i>Etude de la propagation.....</i>	<i>62</i>
III.3.4	<i>Etude de l'arrêt</i>	<i>73</i>

III.3.5	<i>Synthèse des observations</i>	76
III.4	MODELISATIONS STATIQUES DES ESSAIS	77
III.4.1	<i>Lois de comportement</i>	77
III.4.2	<i>Evaluation de la ténacité à l’amorçage et à l’arrêt</i>	79
III.4.3	<i>Evaluation de la contrainte T</i>	85
III.4.4	<i>Modélisations 3D statiques des essais avant l’amorçage de la fissure</i>	89
III.5	CONCLUSION	98
IV	MODELISATION NUMERIQUE DE LA PROPAGATION ET DE L’ARRET DE FISSURE DE CLIVAGE	101
IV.1	CRITERE LOCAL EN CONTRAINTE CRITIQUE	101
IV.1.1	<i>Définition du critère local en contrainte critique</i>	101
IV.1.2	<i>Mise en œuvre dans Code_Aster</i>	102
IV.2	MODELISATION STATIQUE DE LA PROPAGATION SUR GEOMETRIE DCB	103
IV.2.1	<i>Approche analytique</i>	103
IV.2.2	<i>Description de la modélisation par éléments finis</i>	105
IV.2.3	<i>Calcul de l’amorçage</i>	106
IV.2.4	<i>Simulation de la propagation par éléments finis : étude paramétrique</i>	107
IV.2.5	<i>Influence de la discrétisation temporelle : approche incrémentale analytique</i>	107
IV.3	MODELISATION DYNAMIQUE DES ESSAIS D’ARRET DE FISSURE.....	113
IV.3.1	<i>Maillages et conditions aux limites</i>	114
IV.3.2	<i>Choix de modélisation</i>	115
IV.3.3	<i>Identification de la contrainte critique avec la température</i>	121
IV.3.4	<i>Discussion</i>	130
IV.4	CONCLUSION	139
V	CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	141
V.1	ESSAIS D’ARRET DE FISSURE ISOTHERMES	141
V.2	MECANISMES D’ARRET DE FISSURE	141
V.3	MODELISATION DE LA PROPAGATION A L’AIDE DU CRITERE EN CONTRAINTE CRITIQUE.....	142
V.4	PERSPECTIVES	143
REFERENCES	147	
ANNEXE A	: DEFINITION DES FACTEURS D’INTENSITE DES CONTRAINTES STATIQUE ET DYNAMIQUE	155
ANNEXE B	: DESCRIPTION DES DIFFERENTS TYPES D’ESSAIS D’ARRET DE FISSURE	159
ANNEXE C	: PLANS DE PRELEVEMENT ET DES EPROUVETTES.....	174
ANNEXE D	: PRINCIPE DE MESURE DE L’AVANCEE DE FISSURE AVEC LES JAUGES A BRINS	177
ANNEXE E	: RESULTATS EXPERIMENTAUX SUR EPROUVETTES CT	178
ANNEXE F	: RESULTATS EXPERIMENTAUX SUR ANNEAUX	184
ANNEXE G	: FRACTOGRAPHIES DES PROPAGATIONS DE FISSURE	187
ANNEXE H	: PROFILS MESURES A L’AIDE DU SYSTEME CONFOCAL SUR LES ANNEAUX	190

ANNEXE I : EVALUATION DES MOYENNES ARITHMETIQUE ET QUADRATIQUE DES ECARTS A LA MOYENNE SUR UNE SURFACE	192
ANNEXE J : ETUDE D'UNE COUPE TRANSVERSE DE L'ANNEAU 136 F.....	193
ANNEXE K : EVALUATION ET MODELISATION DE LA RAIDEUR DES MONTAGES	195
ANNEXE L : ANALYSE ELASTIQUE DE L'ETAT DE CONTRAINTE SUR DIFFERENTES GEOMETRIES (WANG ET AL., 2011)	197
ANNEXE M : VUES DES DIFFERENTS MAILLAGES DE L'EPROUVETTE DCB.....	205
ANNEXE N : ETUDE PARAMETRIQUE DE LA MODELISATION ELASTOSTATIQUE DE LA FISSURATION DANS UNE EPROUVETTE DCB.....	208
ANNEXE O : ETUDE DE SENSIBILITE DU CRITERE EN CONTRAINTE CRITIQUE	214

I INTRODUCTION

I.1 Contexte

La cuve des réacteurs d'une centrale nucléaire à eau pressurisée (REP) représente un enjeu important pour la sûreté du parc de production nucléaire. En effet, ce composant, contenant le cœur du réacteur avec les assemblages combustibles, est la seconde barrière contre l'irradiation. C'est pourquoi une attention particulière est portée à son intégrité. Dans le cadre des analyses de sûreté des réacteurs à eau pressurisée, la justification de l'intégrité des cuves est basée sur la démonstration de marges à l'amorçage d'hypothétiques défauts : dans toutes les situations de fonctionnement normal ou accidentel, le facteur d'intensité des contraintes en pointe de défaut, évalué à l'aide d'analyses mécaniques statiques, doit être inférieur à la ténacité à l'amorçage du matériau.

Ces analyses peuvent être complétées par la prise en compte du phénomène d'arrêt de fissure : un défaut, dans l'hypothèse où il s'amorce, ne se propage pas à travers toute la structure mais s'arrête au bout d'une distance considérée comme non critique. S'agissant de la rupture fragile, la méthodologie, proposée par Griffith, basée sur le concept de ténacité à l'arrêt $K_{Ia}(T)$ est classiquement utilisée (Burdekin, 1999). Or, on peut s'interroger sur l'utilisation de cette méthode, basée sur des approches statiques, pour rendre compte du phénomène d'arrêt de fissure qui dépend fortement des effets dynamiques (Kalthoff, 1980). Des travaux antérieurs sur un acier proche de l'acier de cuve (Hajjaj, 2006) ont montré qu'une approche dynamique prenant en compte le comportement non-linéaire du matériau était nécessaire pour modéliser l'arrêt de fissure. Dans le cadre d'analyses élasto-viscoplastiques en dynamique, un critère local de propagation et d'arrêt de fissure basé sur une contrainte critique a été développé : la fissure se propage tant que la contrainte principale maximale vaut une contrainte critique dépendant de la température.

L'application de ce critère a donné de bons résultats sur des essais de choc thermique sur disque (Hajjaj, 2006) mais la dépendance de la contrainte critique avec la température reste à approfondir. Prabel (2007) a proposé, pour une température fixée, un critère équivalent en faisant dépendre la contrainte critique avec la vitesse de déformation plastique. Afin d'évaluer la transférabilité de ce critère sur différentes géométries, il a identifié son critère sur des essais sur éprouvettes CT isothermes et l'a ensuite appliqué avec succès sur des essais de compression sur anneaux menés à la même température.

I.2 Objectifs

L'objectif de cette étude est de consolider les travaux de prévision de l'arrêt de fissure fragile dans un acier bainitique (18MND5), représentatif de l'acier de cuve de réacteur nucléaire français (16MND5). Les résultats obtenus par Hajjaj (2006) et Prabel (2007) avec un critère

local en contrainte critique nous conduisent à poursuivre le développement de ce critère en nous intéressant plus particulièrement à l'étude de la dépendance de la contrainte critique avec la température, à la transférabilité du modèle sur différentes géométries et aux interactions entre la dynamique des structure et l'arrêt de fissure.

I.3 Méthodologie

Afin de répondre à ces objectifs, une campagne d'essais isothermes, réalisés entre -150°C et -50°C , est menée au CEA sur des éprouvettes CT et sur des anneaux en compression dans le cadre d'une collaboration EDF/CEA/AREVA. Une étude basée sur l'observation fractographique des surfaces de rupture est tout d'abord effectuée afin de comprendre les mécanismes microscopiques mis en jeu lors de la propagation et l'arrêt de fissure. Puis des simulations élastoviscoplastiques, statiques et dynamiques, mettant en œuvre le critère en contrainte critique sont réalisées afin d'étudier l'influence de la température et de la géométrie sur la contrainte critique.

L'étude bibliographique, présentée dans le chapitre II, revient tout d'abord sur l'historique du concept d'arrêt de fissure puis propose une synthèse de nombreux résultats d'essais d'arrêt de fissure de la littérature scientifique et technique obtenus sur différents aciers et différentes géométries. Cette base de données est ensuite analysée afin d'extraire les premières conclusions sur la mesure de la ténacité à l'arrêt des fissures de clivage. Une dernière partie présente les méthodes numériques et les critères utilisés pour modéliser la propagation et l'arrêt de fissure de clivage.

Le chapitre III présente, dans un premier temps, les essais isothermes réalisés sur des éprouvettes CT et sur des anneaux en compression. Afin d'étudier les mécanismes mis en jeu lors de la propagation et l'arrêt des fissures de clivage, des observations fractographiques des surfaces de rupture sont réalisées. Des modélisations statiques sont ensuite réalisées afin d'analyser les résultats expérimentaux obtenus et de les comparer aux résultats de la littérature dans le cadre des analyses actuellement admises par les organismes de normalisation.

Le chapitre IV précise tout d'abord la définition du critère local utilisé et sa mise en œuvre numérique dans le code aux éléments finis, *Code_Aster*. Une application statique du critère pour modéliser la propagation d'une fissure dans une géométrie ayant une solution analytique connue (éprouvette DCB) est ensuite proposée afin d'étudier les effets des simplifications de mise en œuvre numérique du critère sur le résultat. Enfin, la propagation et l'arrêt des fissures de clivage dans les essais isothermes sur CT et anneaux en compression sont analysés à l'aide de modélisations élastoviscoplastiques dynamiques mettant en œuvre le critère en contrainte critique.

II ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Ce chapitre présente un rappel historique sur l'étude de l'arrêt de fissure de clivage et sur la normalisation de la mesure de la ténacité à l'arrêt. La validité de cette évaluation de la ténacité à l'arrêt basée uniquement sur des approches statiques est ensuite étudiée, ainsi que les origines physiques de cette ténacité. Les méthodes numériques et les critères utilisés pour modéliser la propagation et l'arrêt de fissure sont enfin présentés.

II.1 Rappel historique

Pour réaliser ce rappel historique, nous nous sommes notamment appuyés sur les travaux suivants : Di Fant (1990), Wiesner et Hayes (1995), Laiarinandrasana (2002), Hajjaj (2006), Prabel, (2007).

Au début des années 1950, les premiers travaux sur l'arrêt de fissure dans les aciers ferritiques ont été menés par les industries navales américaine et anglaise. En effet, au cours de la seconde guerre mondiale, le passage à des structures soudées plutôt que rivetées pour la construction des navires a mis en évidence le problème lié à la rupture fragile. De nombreux accidents attribués à des propagations instables de fissures ont été constatés sur les navires. On peut citer le cas des 2500 « Liberty Ships » construits aux Etats-Unis au cours de la seconde guerre mondiale et dont 145 se sont rompus complètement et près de 700 ont été sérieusement endommagés.

II.1.1 Notion de température à l'arrêt

Les premières approches de l'arrêt de fissure se sont appuyées sur la notion de la température à l'arrêt : il existerait une température, caractéristique du matériau, au-dessus de laquelle l'arrêt de la propagation instable d'une fissure se produit. L'arrêt de fissure se produit si $T_{ip} > CAT$ où T_{ip} est la température en pointe de fissure et CAT (Crack Arrest Temperature) est la température à l'arrêt.

Essai Robertson

En 1951, Robertson développe un essai au Naval Construction Research Establishment, à Dunfermline en Ecosse, afin d'évaluer la température à l'arrêt (Crack Arrest Temperature, CAT).

L'essai consiste à observer, pour différentes températures, la propagation d'une fissure dans une plaque en acier. A une température donnée, une plaque préalablement entaillée est mise en traction (Figure II-1). Par impact, la fissure est amorcée et se propage à travers la plaque. La CAT est la température minimale pour laquelle la fissure s'arrête.

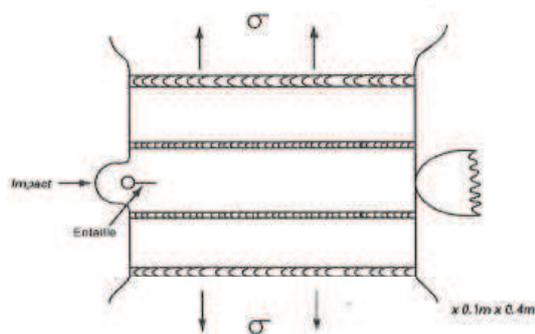


Figure II-1 : Essai Robertson

Essai Pellini

En parallèle, en 1953, Pellini au Naval Research Laboratories à Washington DC (USA), définit un essai simplifié permettant de mesurer la *NDTT* (Nil-Ductility Transition Temperature).

Comme pour l'essai Robertson, l'essai Pellini consiste à observer, pour différentes températures, la propagation d'une fissure à travers une plaque sollicitée en flexion. Pour faciliter l'amorçage de la fissure, un cordon de soudure est déposé sur la plaque. Une entaille est ensuite usinée dans ce cordon de soudure (Figure II-2). L'amorçage de la fissure est obtenu par impact de la plaque à l'opposé du cordon de soudure entaillé. La *NDTT* est la température la plus haute pour laquelle la fissure traverse complètement l'éprouvette.

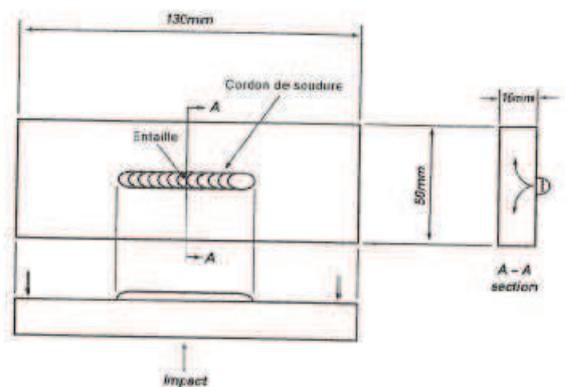


Figure II-2 : Essai Pellini

Des comparaisons entre ces deux températures (*CAT* et *NDTT*) ont été réalisées par divers auteurs et diverses corrélations ont été proposées (Wiesner et al., 1995). Cependant, la détermination expérimentale de ces températures reste délicate (dépendance à l'épaisseur de la plaque pour l'essai de Robertson, sensibilité à l'électrode utilisée pour le cordon de soudure et au nombre de cordons déposés pour l'essai Pellini) et l'on peut s'interroger sur l'existence même d'une *CAT* caractéristique d'un matériau.

II.1.2 Notion de ténacité à l'arrêt

Les premières approches mises en œuvre pour analyser l'arrêt de fissure s'appuient, comme pour l'amorçage, sur des approches statiques. Mais rapidement, l'importance des effets dynamiques a été mise en évidence. En effet, la propagation instable de la fissure induisant des vitesses importantes, la question de la prise en compte des effets d'inertie en pointe de fissure se pose notamment pour l'évaluation du facteur d'intensité des contraintes.

Dans le cas d'une approche statique, dans d'un milieu homogène élastique isotrope comportant une fissure chargée en mode I, les champs des contraintes et de déplacements en pointe de fissure, s'écrivent à l'ordre 1 sous la forme :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{K_I^{stat}}{\sqrt{2\pi r}} \underline{\underline{\Sigma}}_{\sigma}(\theta) + \underline{\underline{\sigma}}^{(1)} + O(1) \quad (\text{II.1})$$

$$\underline{u} = \frac{K_I^{stat} (1+\nu)}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \underline{\underline{\Sigma}}_u(\theta) + \underline{u}^{(1)} + O(1) \quad (\text{II.2})$$

avec ν le coefficient de poisson, r et θ les coordonnées polaires (Figure II-3). Le facteur multiplicateur K_I^{stat} est le facteur d'intensité statique des contraintes. Les termes d'ordre 1, $\sigma_{xy}^{(1)}$ sont nuls compte tenu de la symétrie du champ de déformation en mode I. Le terme $\sigma_{yy}^{(1)}$ correspond aux conditions de chargement sur les lèvres de la fissure. Si les lèvres sont en conditions de surface libre, cette valeur s'annule. Les composantes des tenseurs $\underline{\underline{\Sigma}}_{\sigma}$ et $\underline{\underline{\Sigma}}_u$ sont des fonctions sans dimension représentant la dépendance angulaire pour chaque composante du champ des contraintes. Ce sont des fonctions indépendantes du chargement et des constantes d'élasticité du matériau ; elles sont normées de sorte que $\Sigma_{ij}(0) = 1$. Les formes de ces fonctions sont fournies en annexe A.

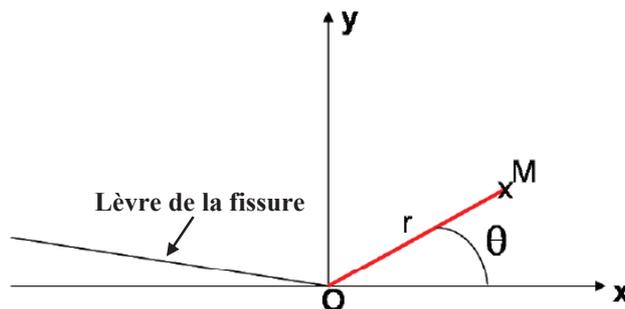


Figure II-3 : Repère en pointe de fissure

Dans le cas d'une approche dynamique, si l'on considère une fissure se propageant à la vitesse $\vec{V} = V\vec{e}_x$, on associe à la pointe de fissure un repère mobile qui se déplace à la vitesse \vec{V} (Figure II-3). En élastodynamique, le champ de contrainte en pointe de fissure s'écrit :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{K_I^{dyn}(t)}{\sqrt{2\pi r}} \underline{\underline{\Sigma}}(\theta, V) + \underline{\underline{\sigma}}^{(1)} + O(1) \quad (II.3)$$

où K_I^{dyn} est le facteur d'intensité dynamique des contraintes. Le tenseur des fonctions angulaires, $\underline{\underline{\Sigma}}(\theta, V)$, dépend maintenant de la vitesse de fissuration. Les fonctions explicitant cette dépendance sont fournies en annexe A. Par analogie avec l'approche statique, on définit aussi un facteur d'intensité des déplacements :

$$K_{Iu}^{dyn} = \lim_{r \rightarrow 0} \frac{E}{(1+\nu)(1+\kappa)} \sqrt{\frac{2\pi}{r}} u_y(r, \pi, V) \quad (II.4)$$

où κ est une fonction de ν , définie en annexe A, dont la forme dépend de la modélisation en contraintes ou en déformations planes. Contrairement à l'approche statique, les facteurs d'intensité des contraintes et des déplacement sont différents et sont reliés par une fonction qui dépend de la vitesse de la fissure :

$$\frac{K_I^{dyn}}{K_{Iu}^{dyn}} = f(V) \quad (II.5)$$

avec $f(V)$ définie en annexe A. Ces deux facteurs ne sont égaux que lorsque la vitesse de propagation de la fissure est nulle.

En 1965, Irwin introduit la notion de ténacité à l'arrêt par analogie avec la notion de ténacité à l'amorçage : il existe une valeur de ténacité K_{Ia} , caractéristique du matériau, en-dessous de laquelle l'arrêt de propagation instable d'une fissure se produit.

Dans le cadre de l'élasticité en mode I :

$$\text{l'arrêt de fissure se produit si } K_I < K_{Ia} \quad (II.6)$$

où K_{Ia} est la ténacité à l'arrêt du matériau et K_I est le facteur d'intensité des contraintes calculé en elasto-statique pour une sollicitation en mode I.

II.1.3 Normalisation de la mesure

De nombreux essais ont été développés pour déterminer expérimentalement la ténacité à l'arrêt, K_{Ia} . D'un point de vue expérimental, pour obtenir un arrêt de fissure sur une éprouvette deux voies sont possibles :

1. faire en sorte que le facteur d'intensité des contraintes diminue avec la propagation de la fissure ;
2. augmenter la ténacité du matériau le long du trajet de fissuration.

La première voie a conduit à développer des essais isothermes avec des chargements mécaniques permettant de diminuer le facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure. La seconde voie a conduit à développer des essais avec des chargements thermomécaniques permettant de créer un gradient thermique sur le chemin de fissuration de sorte que la fissure rencontre des zones de plus en plus chaudes lors de sa propagation, et donc, *a priori*, de plus en plus tenaces.

Historiquement, deux essais ont été développés pour mesurer la ténacité à l'arrêt : l'essai CCA (Compact Crack arrest) et l'essai DCB (Double Cantilever Beam). Ceux sont des essais isothermes basés sur des éprouvettes entaillées avec un chargement imposé par un coin (le principe de ces essais est détaillé en annexe A). C'est l'essai CCA qui a été retenu par l'ASTM (American Society for Testing and Materials) pour la normalisation de la mesure de la ténacité à l'arrêt. Par rapport aux essais sur DCB, il présente plusieurs avantages (Wiesner et Hayes, 1995) :

- la fissure reste davantage dans le plan initial au cours de la propagation ;
- les effets dynamiques semblent moins importants ;
- la préparation de l'éprouvette est moins coûteuse car elle nécessite moins de matière.

Cependant deux approches, l'une statique et l'autre dynamique, donnant des évaluations différentes de la ténacité à l'arrêt sont proposées pour interpréter l'essai CCA. Afin de choisir l'approche la plus adaptée, l'ASTM lance deux programmes d'essais coopératifs (le premier de 1977 à 1979 et le second de 1983 à 1985) incluant un grand nombre de laboratoires américains, japonais et européens mettant en œuvre les deux approches.

Les résultats de ces programmes coopératifs sont mitigés (Weisner et Hayes, 1995) :

- dans tous les cas, l'approche dynamique donne des valeurs plus élevées de la ténacité à l'arrêt que l'approche statique ;
- l'évaluation statique de la ténacité est fortement dépendante de l'avancée de fissure, $\Delta a/W$, alors que la dépendance est faible avec l'approche dynamique ;
- les deux approches coïncident pour des petits sauts de fissure.

L'ASTM tranche en faveur de l'approche statique et publie en 1988 les spécifications pour la réalisation des essais CCA (norme ASTM E1221-88). Ce choix repose sur :

- la simplicité de mise en œuvre de l'approche statique (démarche ingénieur) ;
- le conservatisme de la méthode car $K_{Ia}^{stat} < K_{Ia}^{dyn}$.

La notion de conservatisme est cependant discutable car les études dynamiques montrent que la ténacité K_I^{stat} peut être supérieure à K_I^{dyn} et l'écart entre les deux valeurs dépend de la géométrie (Weisner et Hayes, 1995). Cela pose aussi le problème de la transférabilité de la démarche sur éprouvettes aux structures.

II.2 Ténacité à l'arrêt en clivage des aciers

II.2.1 Présentation de la base de données étudiée

Une synthèse bibliographique des résultats d'arrêt de fissure obtenus pour des aciers bainitiques ou ferrito-perlitiques représentatifs des aciers de cuve sur différentes géométries a été réalisée et a permis de regrouper environ 500 résultats.

Nous nous sommes intéressés à des essais isothermes et anisothermes sur différentes géométries :

- des essais isothermes sur éprouvettes de petites dimensions : Compact Crack Arrest (CCA), Compact Tension (CT), Double Cantilever Beam (DCB), Chevron Notched Crack Arrest (CNCA), Anneaux en compression (AC) ;
- des essais isothermes sur de larges plaques : Double Tension Crack Arrest (DTCA) ;
- des essais anisothermes sur éprouvettes de petites dimensions : Moment Modified Compact Tension (MMCT), Choc thermique sur disque (CTD), éprouvette « stub-panel » ;
- des essais anisothermes sur larges plaques : essais dans le cadre du programme américain Heavy Section Steel Technology (HSST), travaux de l'université de Pise ou du Materialprüfungsanstalt (MPA) ;
- des essais anisothermes sur structures cylindriques : travaux de Oak Ridge National Laboratory (ORNL) et de FRAMATOME devenue AREVA.

La description détaillée des géométries et des chargements de ces différents essais est présentée en annexe B.

Les différents aciers étudiés sont les suivants :

- acier de cuve français : 16MND5, 18MND5,
- acier de cuve Américain : A533B, A508,
- acier de cuve Russe (Houssin et al., 2001),
- acier de cuve Allemand : 20 Mn Mo Ni 5 5, Mo V fragilisé,
- aciers de construction : E 36-4 (C-Mn-Nb), A36-201,
- aciers utilisés dans l'industrie pétrochimique : 2 ¼ Cr-Mo (15CD910), Acier HSLA (Lung et al., 1996),
- acier japonais (Wiesner et al., 1995).

Les grandeurs auxquelles nous nous sommes intéressées pour l'analyse des résultats sont :

- la ténacité à l'amorçage, K_{Ic} , et à l'arrêt, K_{Ia} (définition ASTM) ;
- la longueur de fissure à l'amorçage et à l'arrêt ;
- la température à l'amorçage et à l'arrêt ;
- la vitesse de propagation de la fissure.

Toutes ces grandeurs n'étant pas disponibles pour les différents essais, les comparaisons sont parfois limitées.

II.2.2 Résultats

Dans l'édition 2000 du code français RCC-M (Règles de Conception et de Construction des Matériels mécaniques des îlots nucléaires des réacteurs à eau pressurisée), l'amorçage d'une propagation instable dans les aciers faiblement alliés est caractérisé par la courbe K_{Ic} décrite par l'équation (II.7) et l'arrêt de fissure fragile par une courbe K_{Ia} décrite par l'équation (II.8). Ces courbes, codifiées par l'ASTM, sont des enveloppes inférieures des résultats d'essais obtenus au cours du programme d'essais américain HSST (cf annexe B) avec des analyses statiques.

$$K_{Ic} = \min \left\{ \begin{array}{l} 36,5 + 3,1 \exp[0,036(T - RT_{NDT} + 55,5)] \\ 220 \text{ MPa.m}^{1/2} \end{array} \right. \quad (\text{II.7})$$

$$K_{Ia} = \min \left\{ \begin{array}{l} 29,43 + 1,355 \exp[0,0261(T - RT_{NDT} + 88,9)] \\ 220 \text{ MPa.m}^{1/2} \end{array} \right. \quad (\text{II.8})$$

où la RT_{NDT} est la température de référence de l'acier définie à partir d'essais Pellini (voir paragraphe II.1.1) et d'essais sur éprouvettes Charpy à entaille en V comme préconisé dans le RCC-M 2000 (voir (Hajjaj, 2006) pour la définition). Dans l'édition 2007 du code RCC-M, la courbe (II.8) a été retirée et la courbe (II.7) a été modifiée pour tenir compte des données à très basses températures. Nous n'avons pas tenu compte de ces modifications dans notre étude.

La comparaison de ces courbes avec les résultats expérimentaux obtenus pour différents matériaux (Acier de cuve français (16MND5), acier de cuve américain) et pour différents types d'essais (CCA, AC : compression sur anneaux, CTD : choc thermique sur disques, larges plaques, cylindres) montre que quelques résultats se situent sous les courbes RCC-M 2000 (Figure II-4 et Figure II-5) :

- CTD_16MND5 : essais réalisés par Genty (1989) ; Bugat et Moinereau (2001) expliquent que les résultats obtenus sont peu précis car les calculs sont effectués

uniquement en élasticité, sur un maillage peu raffiné du fait des limitations des tailles de calculs de l'époque. De plus, le gradient thermique imposé est trop faible peut être à cause d'un effet d'ensoleillement (qui tend à chauffer les faces latérales du disque près de l'inducteur) qui n'a pas été pris en compte.

- Cylindre_A508 : essai sur le cylindre FRAMATOME ré-interprété par Bugat (2005). Ces résultats sont très dépendants des hypothèses faites sur les conditions aux limites en particulier en raison de la non axisymétrie du chargement thermique. Un des points obtenus se situe sous la courbe RCC-M 2000. Cependant, si l'on prend en compte l'incertitude de $\pm 4\%$ sur la valeur de la RT_{NDT} , les résultats sont bien conformes aux courbes RCC-M 2000.
- AC_16MND5 et AC_2¼CrMo : pour certains essais de compression sur anneaux, les valeurs de ténacité à l'amorçage et à l'arrêt se situent sous les courbes du RCC-M 2000.

Sur l'ensemble des autres résultats, les courbes RCC-M 2000 représentent bien une borne inférieure. Ces résultats ont été obtenus sur des essais différents (géométries et chargements divers) et, *a priori*, ils ne mettent pas en évidence des populations d'essais différentes. En effet, si on s'intéresse plus particulièrement à l'acier de cuve français (symboles pleins sur la Figure II-4), la dispersion obtenue sur les éprouvettes CCA couvre à la fois les résultats obtenus sur les chocs thermiques sur disque et ceux obtenus sur les plaques DTCA. De même, sur l'acier 2¼CrMo (Bouyne, 1999), les résultats obtenus sur les essais CCA et sur les essais de choc thermique sur disques sont semblables. En première approche, on ne met pas en évidence une influence du type d'essai.

Bonenberg et Dally (1995) constatent sur des essais sur éprouvettes CCA que la dispersion de K_{Ia} est moins importante que celle obtenue sur K_{Ic} , ce qui est cohérent avec les observations sur notre base de données (Figure II-4 et Figure II-5). De plus, ils proposent d'utiliser la ténacité à l'arrêt, K_{Ia} , comme une estimation de la borne inférieure de la ténacité à l'amorçage K_{Ic} . Sur notre base de données, on constate que K_{Ia} est une bonne estimation de la borne basse de K_{Ic} dans le domaine fragile : $K_{Ic} \approx K_{Ia}$. Par contre, dans la transition, $K_{Ic} > K_{Ia}$. Mimura (1995) propose l'explication suivante : au cours de la propagation, la pointe de fissure n'a pas le temps d'être émoussée par la plasticité. En effet, si la fissure rencontre un point dur isolé, comme elle continue à se propager dans le reste du matériau, il y a une réinitialisation rapide de la fissure sur ce point dur. Or, au moment de l'amorçage initial de la fissure, il y a émoussement de la pointe de fissure. La fissure est donc moins sévère d'où $K_{Ic} > K_{Ia}$.

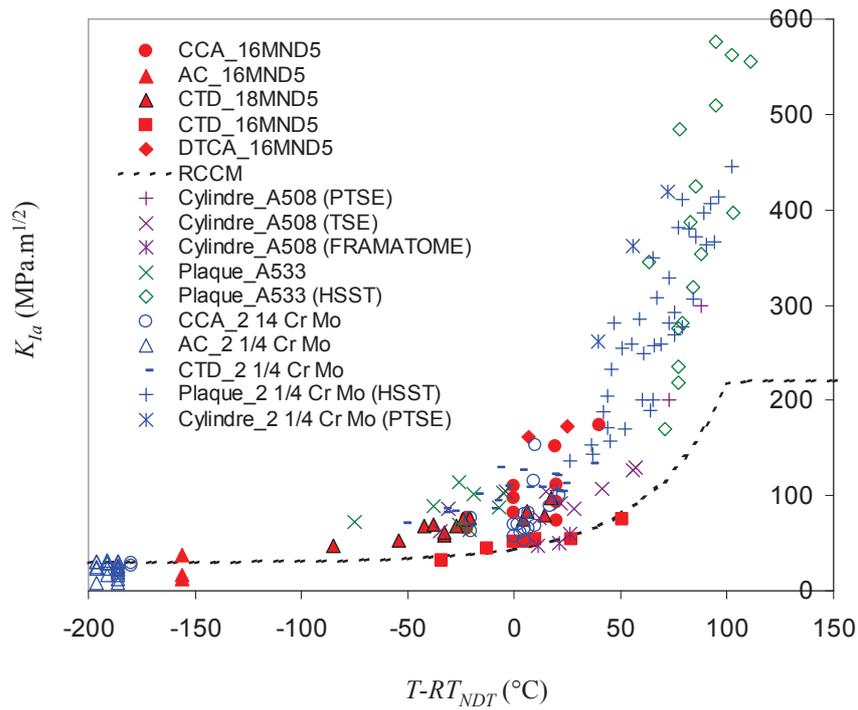


Figure II-4 : Ténacité à l'arrêt K_{Ia} en fonction de la température pour différents matériaux et différentes géométries

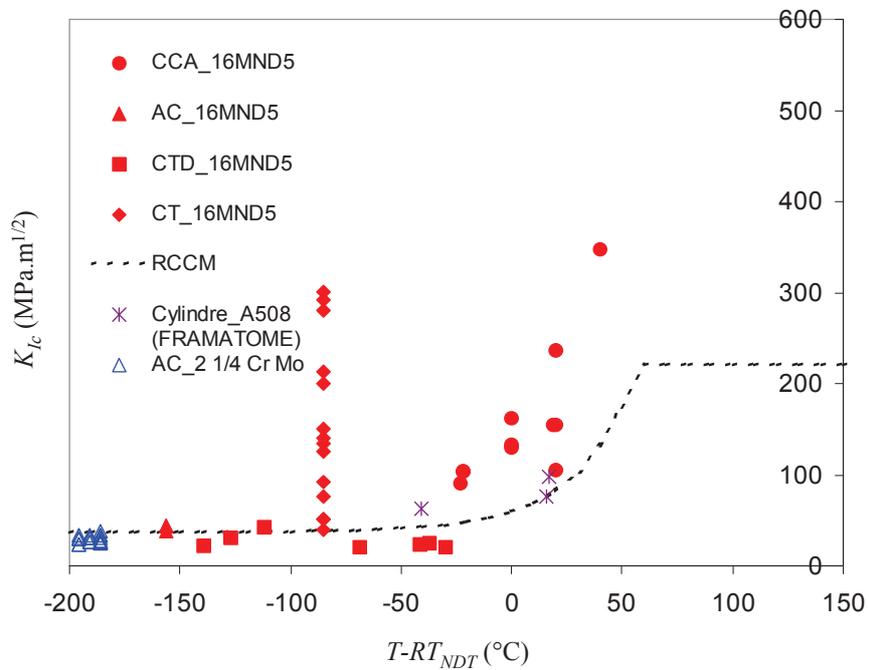


Figure II-5 : Ténacité à l'amorçage K_{Ic} en fonction de la température pour différents matériaux et différentes géométries

II.2.3 Discussion : influence des conditions d'amorçage

Influence de K_{Ic} sur le saut de fissure

Dans un premier temps, nous nous intéressons à l'influence de la ténacité à l'amorçage, K_{Ic} , sur l'arrêt de fissure. Dans la littérature, plusieurs analyses, menant à des conclusions différentes, sont proposées.

Une première catégorie d'approches, basées plutôt sur des considérations mécaniques, conduit à prévoir une augmentation du saut de fissure quand K_{Ic} augmente. Selon Hajjaj (2006) et Prabel (2007), plus K_{Ic} est grand, plus l'énergie emmagasinée, et donc disponible pour propager la fissure, est importante. Donc si on se place à mécanismes de propagation identiques, plus K_{Ic} est grand, plus le saut de fissure est important pour une résistance à l'arrêt donnée.

Une deuxième catégorie d'approches est basée plutôt sur les propriétés matériaux. Rosenfield et Majumdar (1987) font l'hypothèse que les propriétés d'amorçage et d'arrêt du clivage sont liées et proposent la relation empirique suivante : $K_{Ia} = (2/3)K_{Ic}$. Dans le cas d'une telle relation, on peut trouver un saut de fissure indépendant de K_{Ic} (cas statique à ouverture imposée).

Afin d'évaluer l'influence de K_{Ic} nous nous intéresserons uniquement aux essais isothermes. En effet, la présence d'un gradient thermique modifie la ténacité le long du trajet de la fissure et rend donc les interprétations plus délicates. Les données disponibles nous permettent de tracer l'évolution de l'avancée de fissure en fonction de la ténacité à l'amorçage pour les essais CCA (Figure II-6), CNCA (Figure II-7), pour les essais sur CT (Figure II-8) et pour les essais de compression sur anneaux (Figure II-9). Pour chaque type d'essai, les résultats sont regroupés par type de matériau et une courbe de tendance linéaire est tracée pour chaque matériau :

- Pour les essais CCA : les courbes de tendance sont croissantes avec des pentes plus ou moins importantes suivant le matériau considéré.
- Pour les essais CNCA : la courbe de tendance est décroissante mais le faible nombre de résultats disponibles ne nous permet pas de conclure.
- Pour les essais sur CT : le saut de fissure est quasiment constant et indépendant de K_{Ic} . Sur ces essais, on constate que les arrêts se produisent toujours très près du bord de l'éprouvette ($a_f/W \geq 0,95$). On peut donc penser que la fissure s'arrête essentiellement pour des raisons mécaniques (redistribution des contraintes quand on arrive au bord de l'éprouvette) indépendamment des aspects matériaux.
- Pour les essais de compression sur anneaux, mis à part les résultats de Prabel (2007) qui présentent un saut de fissure relativement constant par rapport à K_{Ic} , les autres résultats sont trop dispersés pour que l'on puisse dégager des tendances. De plus, on constate sur ces essais que les longueurs de fissure à l'arrêt, a_f/W , ne dépassent jamais 0,8. On peut donc penser que la fissure s'arrête essentiellement pour des raisons mécaniques (liées à la géométrie et au chargement de l'essai) indépendamment des aspects

matériaux. En effet, selon Iung et Pineau (1996) et Bouyne (1999), la fissure s'amorce car elle est située dans une zone de traction (Figure II-10) puis s'arrête car elle pénètre dans une zone de compression.

L'influence de la ténacité à l'amorçage K_{Ic} sur l'arrêt de fissure n'est pas évidente sur les différents essais. En effet, même s'ils sont contradictoires, il est probable que les deux effets expliqués par les approches mécanique et matériau (influence de l'énergie emmagasinée à l'amorçage et relation entre les propriétés à l'amorçage et à l'arrêt) coexistent. Encore que les aspects probabilistes à l'arrêt ne sont probablement pas les mêmes qu'à l'amorçage (Berdin et al., 2009).

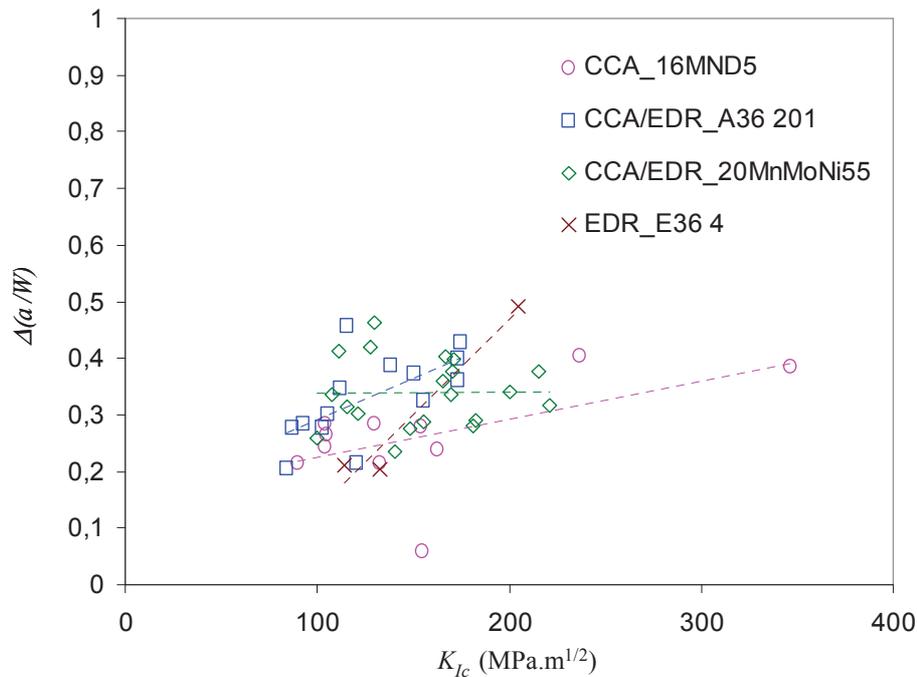


Figure II-6 : Influence de K_{Ic} sur le saut de fissure instable pour différents aciers – cas des essais CCA

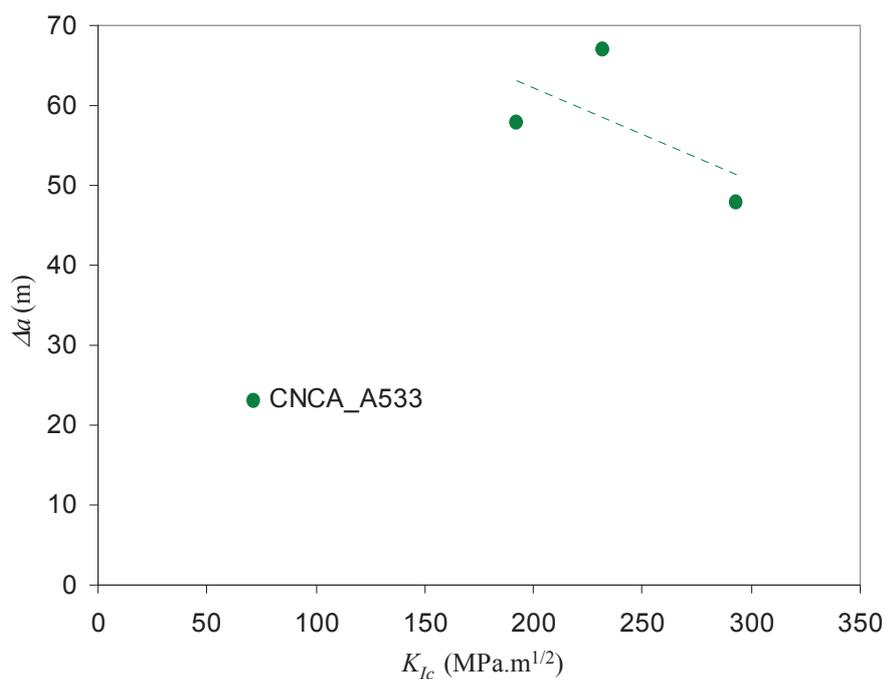


Figure II-7 : Influence de K_{Ic} sur le saut de fissure instable pour différents aciers – cas des essais CNCA

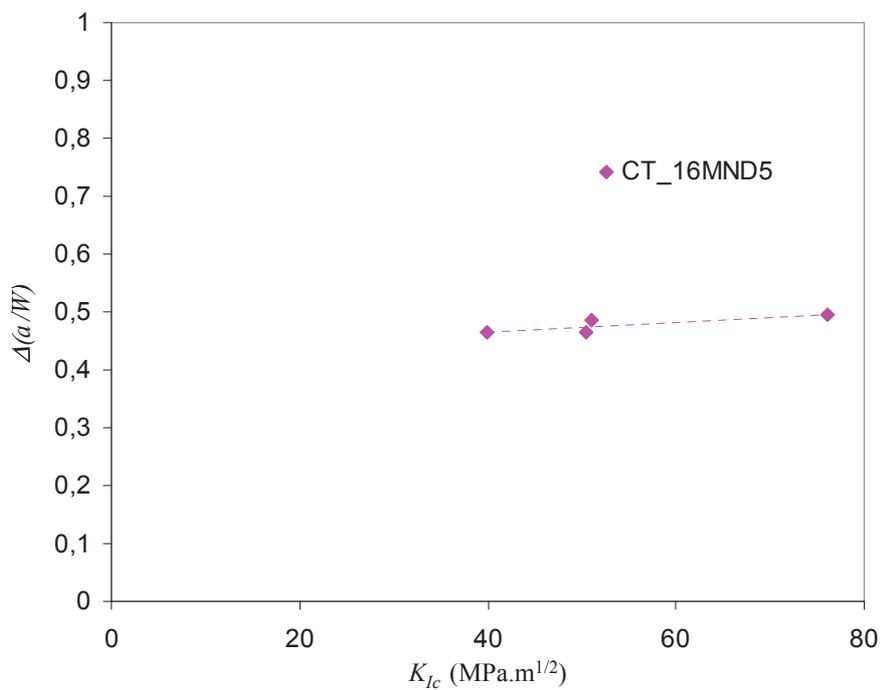


Figure II-8 : Influence de K_{Ic} sur le saut de fissure instable pour différents aciers – cas des essais CT

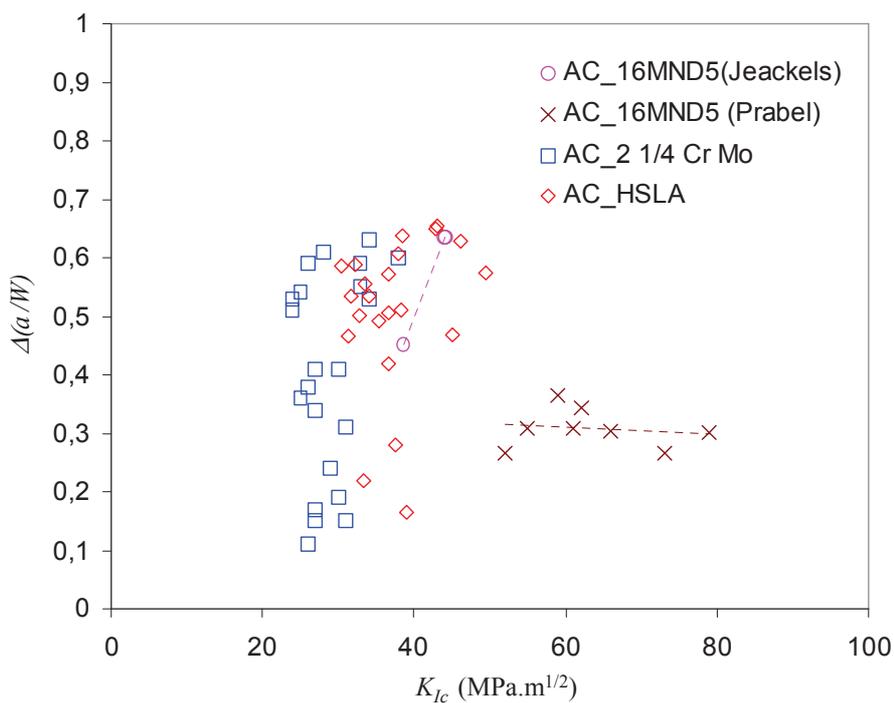


Figure II-9 : Influence de K_{Ic} sur le saut de fissure instable pour différents aciers – cas des essais de compression sur anneaux

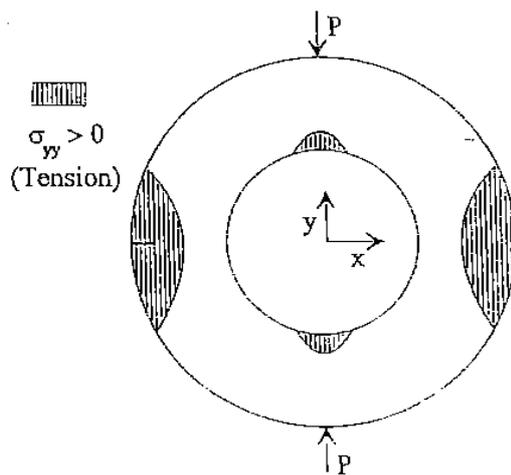


Figure II-10 : Schématisation des zones de traction dans un anneau en compression (Lung et Pineau, 1996)

Influence de K_{Ic} sur la vitesse de propagation

On s'intéresse maintenant à l'évolution de la vitesse de propagation dans les essais d'arrêt de fissure. Nous étudions en particulier l'influence de la ténacité à l'amorçage K_{Ic} sur cette grandeur. En effet, lorsque le comportement plastique est négligeable, K_{Ic} est liée à l'énergie libérée qui se transforme en énergie cinétique en partie caractérisée par la vitesse de propagation de la fissure.

Dans la plupart des essais répertoriés, la vitesse est mesurée à l'aide de jauges à brins (Figure II-11). L'avancée de fissure produit la rupture des brins de la jauge disposée sur son trajet. Lorsqu'un brin rompt, la résistance globale de la jauge diminue et la tension mesurée augmente. C'est l'enregistrement de cette tension au cours du temps qui permet de suivre l'avancée de fissure. Dans les différents essais répertoriés, deux mesures de vitesse sont disponibles (Figure II-12) :

- la vitesse maximale : elle est mesurée sur les premiers brins,
- la vitesse de propagation : au cours de la propagation de la fissure, la vitesse atteint un palier avant une décélération qui précède l'arrêt. C'est la valeur de ce palier qui est retenue pour la vitesse de propagation.

Dans la majorité des essais, la seule mesure de vitesse disponible est la vitesse maximale. On doit noter que la valeur de cette vitesse, qui n'est évaluée que sur les premiers brins, est peu fiable. Elle est en effet très sensible au positionnement de la jauge (distance du premier brin à la pointe de fissure). De plus, la rupture des premiers brins peut parfois être provoquée par la plastification en pointe de fissure au cours du chargement même si la propagation de la fissure ne s'est pas encore amorcée. L'étude de la vitesse maximale ne nous a pas permis d'établir de corrélation avec la ténacité à l'amorçage ou avec le saut de fissure sur les configurations étudiées.

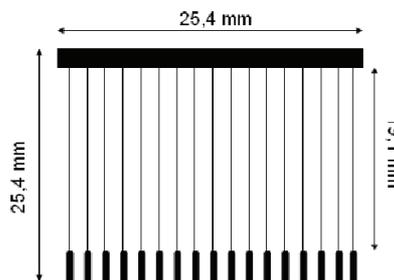


Figure II-11 : Exemple de jauge à brins utilisée pour les mesures de vitesse de fissure, (Hajjaj, 2006)

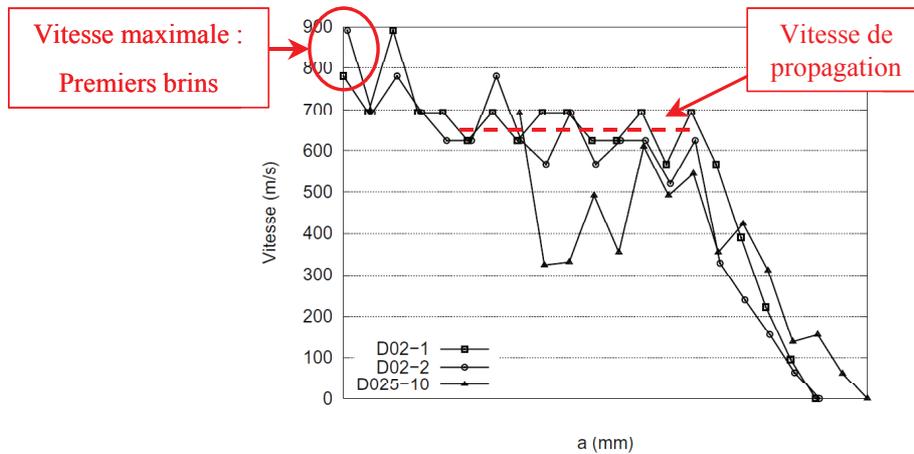


Figure II-12 : Profils de vitesse sur les essais de chocs thermiques sur disques (Hajjaj, 2006)

Les données disponibles nous permettent de tracer l'évolution de la vitesse moyenne en fonction du saut de fissure pour les essais sur CT, pour les essais de compression sur anneaux et pour les essais de choc thermique sur disques (Figure II-13). Pour chaque type d'essais les résultats sont regroupés par matériau.

Prabel (2007) montre que, sur ses essais sur CT, la vitesse de propagation est d'autant plus grande que la ténacité à l'amorçage est importante. Par contre, il faut noter que le nombre d'essais est limité et que la vitesse semble se stabiliser autour de 400 à 500 m.s^{-1} pour les K_{Ic} les plus élevés.

Pour les autres géométries, la valeur de la vitesse est indépendante de K_{Ic} mais dépend de la géométrie :

- pour les anneaux en compression, la vitesse se stabilise autour de 750 à 810 m.s^{-1} ;
- pour les chocs thermiques sur disque, la vitesse se stabilise autour de 600 à 650 m.s^{-1} . Pour ces essais, il y a aussi la présence du gradient thermique qui induit une résistance à la propagation de la fissure.

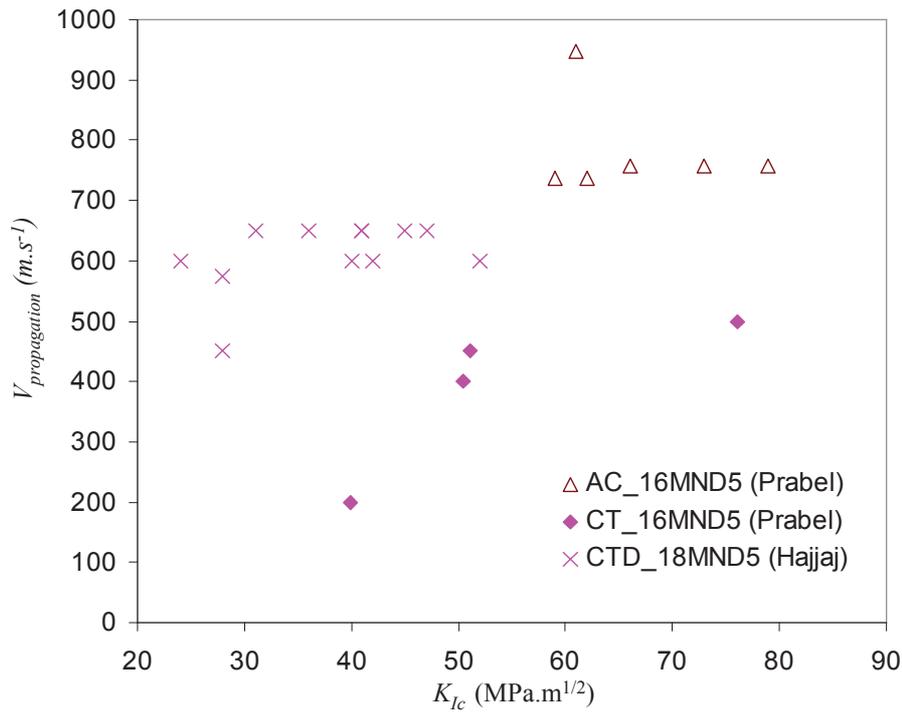


Figure II-13 : Influence de K_{Ic} sur la vitesse de propagation pour les essais sur Anneaux (AC_16MND5)(Prabel, 2007), pour les essais sur CT (CT_16MND5)(Prabel, 2007) et pour les essais de choc thermique sur disque (CTD_18MND5)(Hajjaj, 2006)

II.2.4 Discussion : validité de l'approche statique

La comparaison de la base expérimentale avec les courbes du code RCC-M 2000 montre un bon accord pour la majorité des résultats. Par contre, certaines incohérences sont à souligner.

Hajjaj (2006) met en évidence une dépendance de K_{Ia} à la taille de fissure initiale en évaluant ce paramètre sur des résultats d'essais de choc thermique sur disque obtenus pour deux tailles de fissure initiale différentes (Figure II-14). L'évolution du facteur d'intensité des contraintes en fonction de l'avancée de fissure pour différentes tailles de fissure initiale (Figure II-15) montre que l'évaluation de K_{Ia} avec des analyses statiques est très dépendante de la taille de fissure initiale. K_{Ia} ne peut donc pas être considéré comme un paramètre intrinsèque du matériau (Hajjaj et al., 2008).

Si on s'intéresse aux essais CCA, on constate, quel que soit le matériau considéré, une forte corrélation du rapport K_{Ia}/K_{Ic} avec a_f/W , la taille de la fissure à l'arrêt normalisée par la longueur de l'éprouvette (Figure II-16). Or, si on reprend la norme ASTM pour l'essai CCA, on peut écrire l'équation (II.9).

$$\frac{K_{Ia}}{K_{Ic}} = 0,5 \left[\frac{\delta_a + \delta_0}{\delta_0} \right] \frac{f\left(\frac{a_f}{W}\right)}{f\left(\frac{a_0}{W}\right)} \quad \text{où } f(x) = \frac{2,24(1,72 - 0,9x + x^2)\sqrt{1-x}}{(9,85 - 0,17x + 11x^2)} \quad (\text{II.9})$$

où δ_0 et δ_a sont les ouvertures (CMOD : Crack Mouth Opening Displacement) à l'amorçage et à l'arrêt, et a_0/W et a_f/W sont les longueurs de fissure à l'amorçage et à l'arrêt normalisées par la longueur de l'éprouvette. Si l'on considère que, comme le montre les résultats expérimentaux, l'ouverture de l'éprouvette varie peu $\delta_a \approx \delta_0$, on obtient l'équation (II.10).

$$\frac{K_a}{K_0} \approx \frac{f\left(\frac{a_f}{W}\right)}{f\left(\frac{a_0}{W}\right)} \quad (\text{II.10})$$

Pour la majorité des essais répertoriés, $a_0/W \in [0,2;0,5]$. Si l'on étudie l'évolution du rapport K_a/K_0 pour $a_0/W = 0,2$ et $0,5$, on encadre les résultats expérimentaux et, comme attendu, on retrouve la corrélation observée expérimentalement (Figure II-16).

Si l'on s'intéresse aux essais de compression sur anneaux, quel que soit le matériau étudié, on trouve une courbe en forme de cloche pour l'évolution de $K_{Ia}/K_{Ic} = f(\Delta a/W)$ (Figure II-17). L'évaluation du facteur d'intensité des contraintes se fait en statique en ne prenant pas en compte les termes d'inertie. Selon Bouyne (1999) le résultat peut être mis sous la forme de l'équation (II.11).

$$K_I = \frac{P_0}{B\sqrt{\frac{D_2}{2}}} k(\lambda, \beta) \quad (\text{II.11})$$

où P_0 est la charge à rupture, B est l'épaisseur de l'éprouvette, D_1 et D_2 sont les diamètres interne et externe de l'anneau, $\lambda = 2a/(D_2 - D_1) = a/W$ et $\beta = D_1/D_2$ sont des paramètres adimensionnels et $k(\lambda)$ est une courbe en cloche fournie pour ($\beta = 1/2$) (Figure II-18).

Connaissant les longueurs de la fissure à l'amorçage et à l'arrêt ainsi que la charge à rupture, on peut calculer le rapport K_{Ia}/K_{Ic} de la manière suivante :

$$\frac{K_{Ia}}{K_{Ic}} = \frac{k(\lambda_{\text{arrêt}})}{k(\lambda_{\text{amorçage}})} \quad (\text{II.12})$$

Pour la majorité des essais, $\lambda_{\text{amorçage}} \in [0,1;0,2]$ donc $k(\lambda_{\text{amorçage}})$ varie peu ; on retrouve bien une forme de courbe en cloche pour le rapport K_a/K_0 . Là encore, cela confirme que l'évolution de K_{Ia}/K_{Ic} avec a_f/W est pilotée essentiellement par la géométrie des structures fissurées testées.

Selon les essais, les dépendances à la géométrie sont différentes ce qui pose la question de la validité de K_{Ia} en tant que paramètre intrinsèque au matériau.

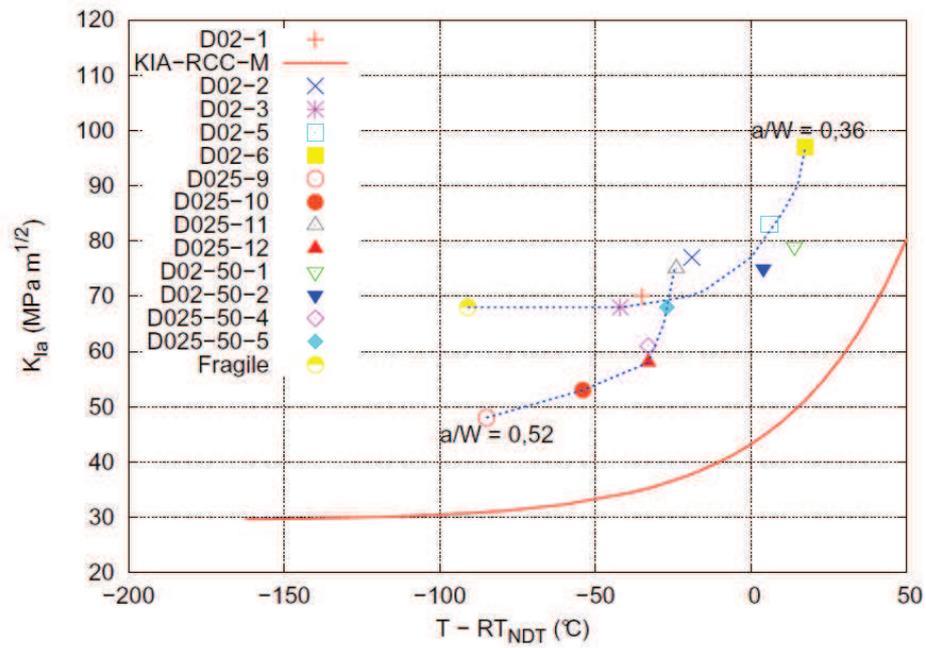


Figure II-14 : $K_{Ia} = f(T - RT_{NDT})$ évaluées sur des essais de choc thermique sur disque ayant deux tailles de fissures initiales différentes ($a/W=0,36$ et $a/W=0,25$) Hajjaj (2006)

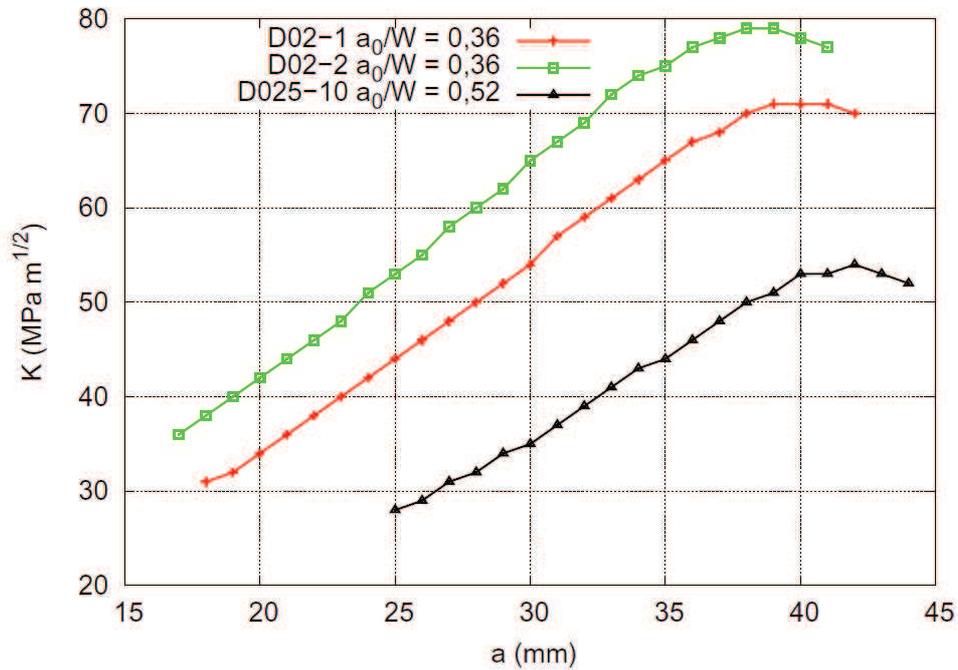


Figure II-15 : Evolution du facteur d'intensité des contraintes K_I^{stat} en fonction de l'avancée de fissure sur des essais de choc thermique sur disques ayant des tailles de fissures initiales différentes (essais D02-1 et D02-2 : $a/W=0,36$; essai D025-10 : $a/W=0,52$) et des ténacités à l'amorçage différentes (pour D025-10 et D02-1 : $K_{Ic} \approx 30 \text{ MPa.m}^{1/2}$, pour D02-2 : $K_{Ic} \approx 36 \text{ MPa.m}^{1/2}$) (Hajjaj, 2006)

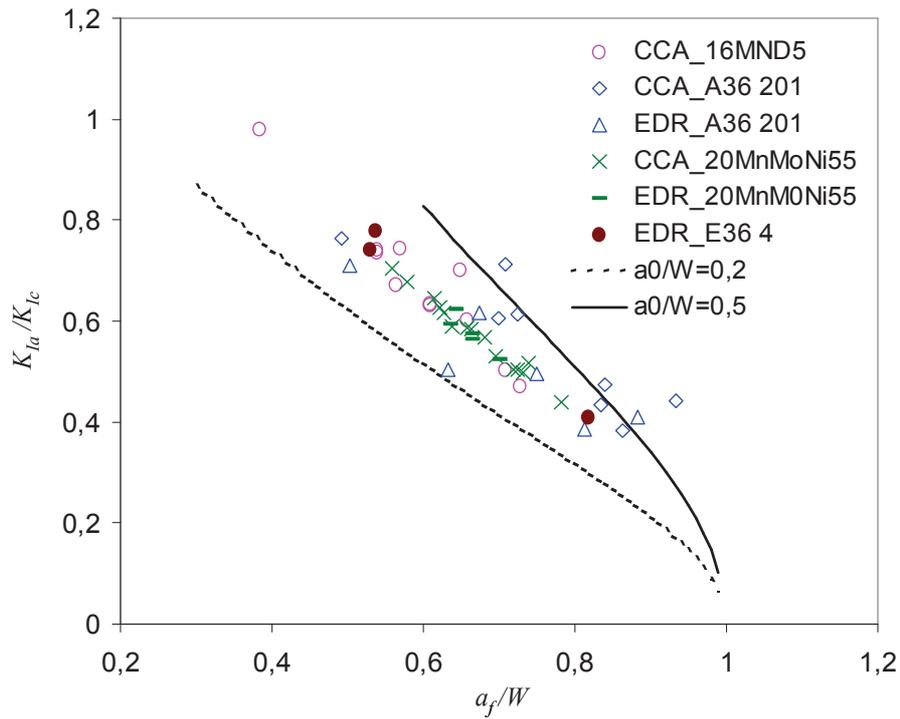


Figure II-16 : $K_{la}/K_{lc} = f(a_f/W)$ pour les essais CCA et EDR (éprouvettes CCA avec une géométrie optimisée pour réduire les effets dynamiques) réalisés sur différents matériaux

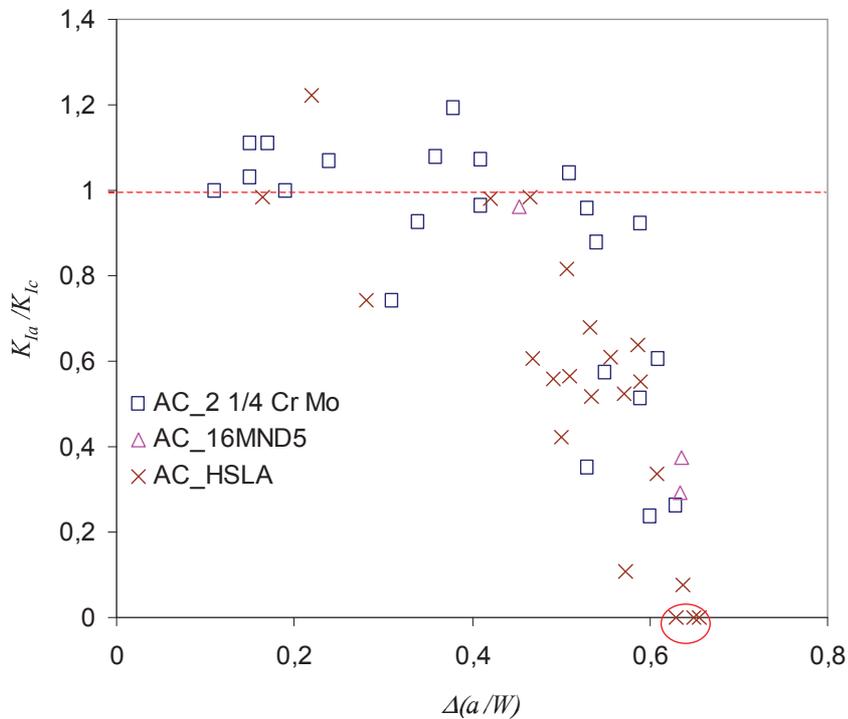


Figure II-17 : $K_{la}/K_{lc} = f(\Delta a/W)$ pour les essais de compression sur anneaux réalisés sur différents matériaux

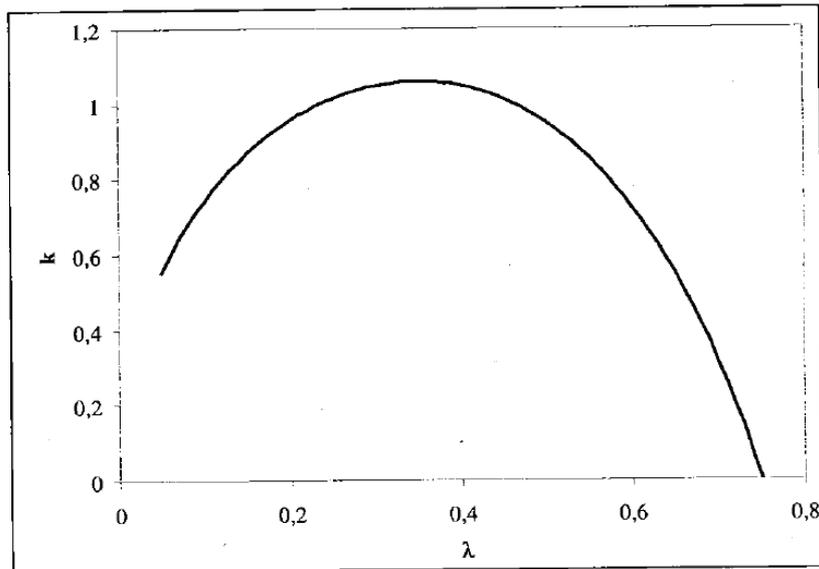


Figure II-18 : $k = f(\lambda)$ pour $\beta = 1/2$ (Bouyne, 1999)

Outre les dépendances à la géométrie, certains résultats obtenus notamment, sur les anneaux en compression, ne semblent pas avoir de sens physique. En effet, pour certains essais $K_{Ia} > K_{Ic}$ (Figure II-17) ce qui n'a pas de sens physique. Dans ce cas, $K_I = K_{Ic} < K_{Ia}$ implique que l'arrêt survient immédiatement après l'amorçage.

Ces observations amènent à remettre en question les résultats basés uniquement sur des analyses élasto-statiques.

II.2.5 Discussion : effets dynamiques

Les vitesses de fissuration, dans le cas d'une rupture brutale par clivage des aciers, atteignent plusieurs centaines de $m.s^{-1}$, même si le chargement initial est quasi-statique. Il est donc important de prendre en compte les effets dynamiques pour l'étude de la propagation et de l'arrêt de fissure.

Tout d'abord, les effets dynamiques entraînent une modification de la singularité des contraintes en pointe de fissure à cause de l'accélération de la matière. En effet, dans le cas d'une fissure qui se propage, le champs des contraintes en pointe de fissure dépend de la vitesse de propagation comme le montre l'équation (II.3). Selon Freund et Hutchinson (1985), dans le cas d'une fissure soumise à un chargement constant de traction sur ses lèvres et se propageant à vitesse constante, v , dans un milieu élastique semi-infini, les facteurs d'intensité des contraintes dynamique et statique sont reliés par la relation suivante :

$$K_I^{dyn} = k(m) K_I^{stat} \quad (II.13)$$

où $k(m)$ est une fonction dépendant de la vitesse de propagation normalisée par la vitesse des ondes de Rayleigh (voir définition en annexe A) $m = \frac{V}{c_R}$. Cette fonction est égale à 1 quand $m = 0$ et s'annule pour $m = 1$ (voir représentation graphique en annexe A). On a donc, dans ce cas $K_I^{dyn} < K_I^{stat}$ comme illustré par Hajjaj (2006) sur l'essai de choc thermique sur disque (Figure II-19).

De plus, la propagation brutale de la fissure entraîne une ouverture brutale de la fissure qui est à l'origine d'ondes de pression qui se propagent dans la structure. Dans un milieu fini, ces ondes interagissent avec les bords de la structure et les retours d'ondes peuvent entraîner une fermeture ou un rechargement de la pointe de fissure (Willoughby dans (Adouani, 2008)). Différents auteurs, parmi lesquels Kalthoff (1980), Di Fant (1990), ou Bouyne (1999) montrent sur leurs éprouvettes que le facteur d'intensité des contraintes dynamiques, K_I^{dyn} , est inférieur au facteur d'intensité des contraintes statique, K_I^{stat} , en début de propagation puis supérieur en fin d'essai (Figure II-20). Selon Di Fant (1990) et Bouyne (1999), au début de la propagation de la fissure la configuration de l'essai est bien décrite par la modèle de Freund et Hutchinson (équation (II.13)). Ensuite, la fin de la propagation semble perturbée par les retours d'ondes qui se réfléchissent sur les bords de l'éprouvette entraînant un rechargement de la pointe de fissure et K_I^{dyn} devient supérieur à K_I^{stat} .

Kalthoff (1980) montre que le mouvement de la structure ne se fige pas instantanément après l'arrêt de fissure. En effet, pendant un certain temps, K_I^{dyn} oscille autour de K_{Ia}^{stat} (Figure II-20). Les observations réalisées sur matériau métallique montrent que les oscillations après l'arrêt de fissure ne présentent pas un unique harmonique contrairement à celles observées sur la résine époxy. De même, Kobayashi et Giovanola (1989) étudie l'évolution de l'ouverture en fonction du temps sur des éprouvettes MMCT (voir description en annexe B) au cours de la propagation (Figure II-21). Ils montrent ainsi que les effets dynamiques sont prépondérants dans la réponse de l'éprouvette au cours de la propagation mais aussi longtemps après l'arrêt de fissure. En s'appuyant sur ces analyses, Hajjaj (2006) a fait une analyse élasto-visco-plastique dynamique d'essais de choc thermique sur disques après l'arrêt de fissure. Il met en évidence des oscillations de l'ouverture de fissure en fonction du temps à une fréquence de 6875 Hz, très proche de la fréquence du premier mode d'ouverture qui est de 7080Hz. C'est l'amplification dynamique de l'ouverture de fissure qui conduit à une valeur de K_I^{dyn} supérieure à K_{Ia}^{stat} à la fin de la propagation de la fissure observée par Di Fant (1990) et Bouyne (1999).

Les effets dynamiques jouent un rôle important dans le phénomène d'arrêt de fissure. Il est donc justifié de modéliser la propagation de la fissure avec des approches dynamiques pour l'étude de l'arrêt des fissures de clivage.

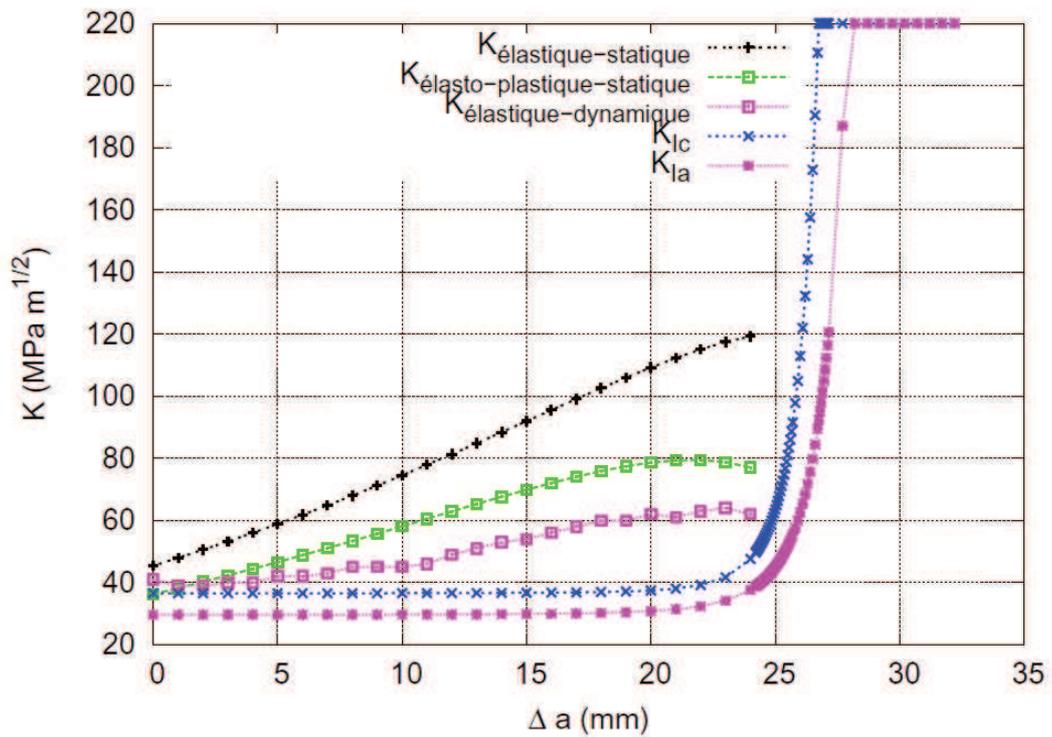


Figure II-19 : Evolution du facteur d'intensité des contraintes en fonction de l'avancée de fissure dans le cas d'un essai de choc thermique sur disque. Comparaison des analyses élasto-statique, élasto-plastique statique et élasto-dynamique. Les effets dynamiques diminuent le chargement en pointe de fissure (noir au rose). (Hajjaj, 2006)

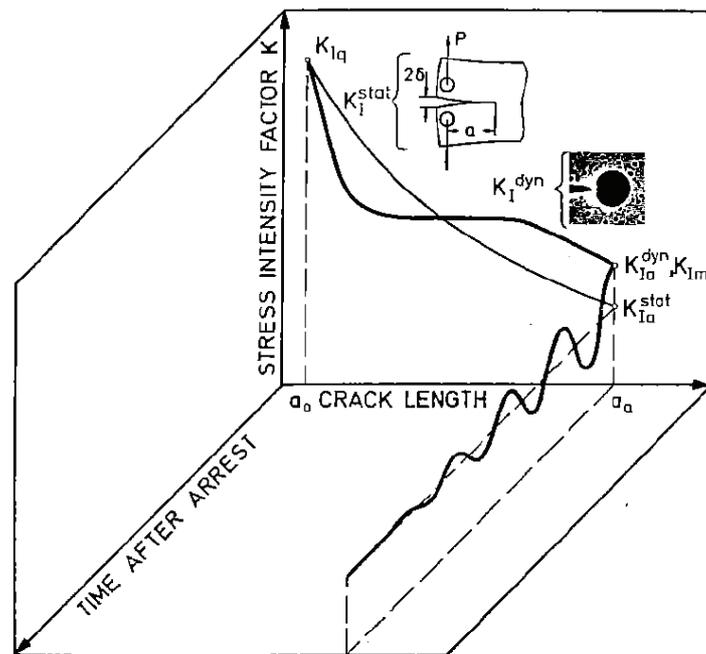


Figure II-20 : Représentation schématique du facteur d'intensité des contraintes en fonction de l'avancée de fissure au cours de la propagation dynamique d'une fissure dans de l'époxy et en fonction du temps après l'arrêt (Kalthoff, 1980)

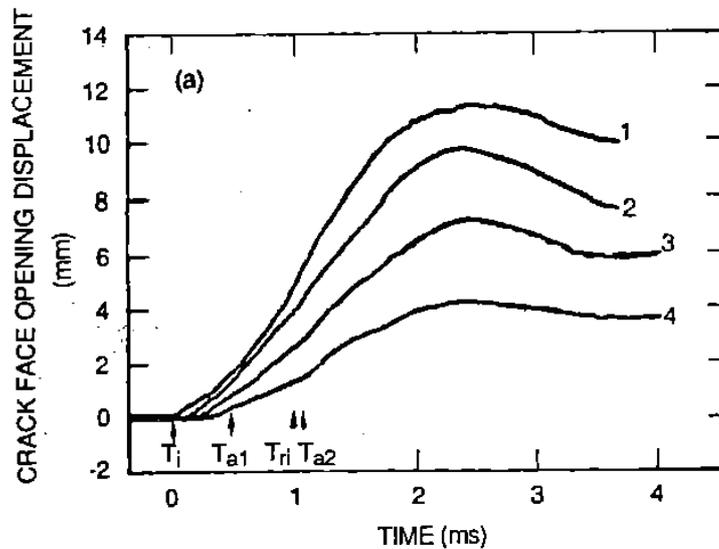


Figure II-21 : Evolution de l'ouverture de l'éprouvette en fonction du temps sur une éprouvette MMCT pour 4 positions le long du trajet de la fissure – T_i : initiation de la préfissure de fatigue – T_{a1} : premier arrêt ($478\mu s$) – T_{ri} : réinitiation de la fissure ($990\mu s$) – T_{a2} : arrêt définitif ($1060\mu s$) (Kobayashi et Giovanola, 1989)

II.2.6 Origines physiques de la ténacité à l'arrêt

Afin de comprendre les mécanismes mis en jeu dans le phénomène d'arrêt de fissure, des observations fractographiques des faciès ont été réalisées et sont rapportées dans la littérature.

Hahn et al. (1980) mettent en évidence une rupture fragile par clivage avec la présence de marches de cisaillement rompues ductilement. Ces marches sont parallèles à la direction de propagation mais dans un plan presque perpendiculaire au plan de la fissure (hauteurs entre 100 et $300\mu m$). De plus, il reste des ligaments non rompus au cours de la propagation dont la densité est plus importante proche du front d'arrêt. Afin d'évaluer l'influence de ces marches de cisaillement sur la propagation en clivage, ils proposent une estimation de l'énergie dissipée dans la déformation plastique et dans la rupture des ligaments avec l'équation (II.14) :

$$E_p = W_p V_T \quad (II.14)$$

où W_p est le travail dissipé dans la déformation d'un élément de volume jusqu'à la rupture et V_T est le volume déformé jusqu'à la rupture : Il est estimé à l'aide des observations fractographiques en multipliant la surface déchirée par la hauteur moyenne des marches de cisaillement. L'application à leurs essais sur éprouvettes DCB et CCA montre que l'énergie dissipée au cours de la propagation de fissure est essentiellement consommée par la déformation plastique et la déchirure ductile de ces ligaments. Rosenfield et Majumdar (1986) proposent un modèle plus fin pour évaluer l'énergie dissipée dans la déformation plastique et la rupture des ligaments cisailés. Ils considèrent une fissure de longueur $2a$ sollicitée en mode I pour laquelle des ligaments non rompus sont présents sur une distance d en amont du front (Figure II-22a)). La distribution de ces ligaments est supposée uniforme sur toute la distance d (Figure II-22b)) et

représentée par la fraction d'aire f . Ils supposent aussi que les ligaments ne sont pas orthogonaux par rapport au plan de fissure mais inclinés d'un angle B (Figure II-22c)). A une distance x en amont de la pointe de fissure, la force par unité de volume exercée par les ligaments contenus dans une bande de largeur dx sur la surface de fissure s'écrit :

$$dF = f\sigma_0 dx \frac{\tan(B)}{2} \quad (II.15)$$

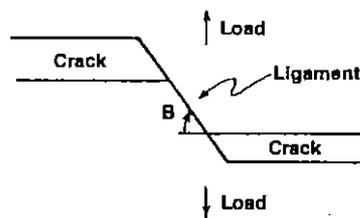
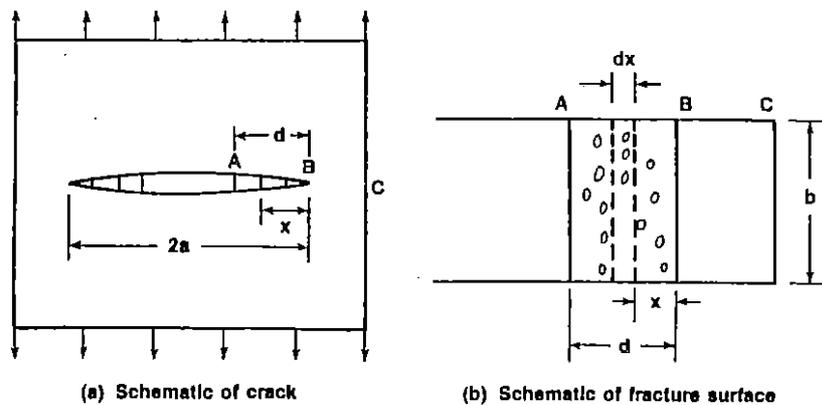
où σ_0 est la limite d'élasticité. Le facteur d'intensité des contraintes correspondant à cette force s'écrit donc :

$$dK_L = f\sigma_0 \frac{\tan(B)}{2} \left(\frac{2a-x}{\pi ax} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (II.16)$$

La contribution totale des ligaments au facteur d'intensité des contraintes s'obtient par l'intégration de cette grandeur entre 0 et d . Si $d \ll 2a$, on a :

$$K_L = f\sigma_0 \tan(B) \left(\frac{2d}{\pi} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (II.17)$$

L'application de ce modèle à des essais d'arrêt de fissure sur des aciers faiblement alliés utilisés dans l'industrie nucléaire (notamment aux essais de Hahn et al. (1980)) montre que la majeure partie de l'énergie disponible à l'amorçage associée à K_{IC} est dissipée dans la déformation et la rupture des ligaments cisailés, K_L .



(c) Schematic of side view of fracture surface showing ligaments.
The crack is propagating perpendicular to plane of paper.

Figure II-22 : (a) Schématisation de la fissure – (b) Schématisation de la surface de rupture – (c) Schématisation d'une vue en coupe de la fissure en présence d'un ligament. La fissure se propage perpendiculairement au plan de la figure - (Rosenfield et Majumdar, 1986)

Genty (1989), Di Fant (1990), Iung et Pineau (1996), Bouyne (1999), Hajjaj (2005, 2006), Prabel (2007) et Link et al. (2009) ont aussi mis en évidence des marches de cisaillement rompues ductilement, orientées parallèlement à la direction de propagation, sur les différentes géométries et sur les différents matériaux qu'ils ont étudiés. Hajjaj (2006) montre que ces marches de cisaillement augmentent au cours de la propagation (30 μm en début de propagation et 150 μm proche de l'arrêt) et changent d'orientation à environ 1mm avant le front d'arrêt : il semble que dans cette zone, la propagation soit difficile incitant la fissure à changer de plan de propagation en allant chercher des grains mieux orientés. Selon Iung et Pineau (1996), la présence de ligaments ductiles au cours de la propagation confirme les idées de Dvorak qui propose une propagation de la fissure de clivage en deux étapes : d'abord les grains orientés favorablement se rompent en clivage puis les ligaments restants se déforment plastiquement avant de rompre. Genty (1989), Iung et Pineau (1996), Bouyne (1999) et Link et al. (2009) mettent aussi en évidence, à l'aide d'un marquage thermique, des ligaments non rompus en arrière du front. Pour Iung et Pineau (1996), ces observations suggèrent qu'au début de la propagation il y a assez d'énergie disponible pour rompre ces ligaments mais que proche de l'arrêt, l'énergie n'est plus suffisante et il reste des ligaments non rompus.

Genty (1989), Di Fant (1990) et Bouyne (1999) montrent que la zone plastique le long de la propagation va en s'amplifiant de la pointe de l'entaille jusqu'au secteur d'arrêt où la zone plastique s'étend sur plusieurs millimètres. Le long de la propagation, en plusieurs endroits la trace des lobes plastiques est moins importante, ce que Genty (1989) interprète comme de possible arrêts puis redémarrages au cours de la propagation.

Bouyne (1999) propose la conclusion suivante : le clivage n'est pas seul en jeu dans les mécanismes de la rupture car la rupture des ligaments a une part importante dans l'énergie consommée pour la séparation des surfaces. L'énergie qui est apportée en pointe de fissure se sépare en deux parties : une partie est consommée par déformation plastique et l'autre partie sert à créer les surfaces. Cette dernière se répartit entre le processus de clivage et la déchirure des ligaments non rompus en arrière du front de fissure.

Pour expliquer le rôle de ces ligaments dans la propagation, un modèle récent, prenant en compte les orientations cristallines des grains situés sur le front de fissure, est proposé par Aihara et Tanaka, (2011). Le critère, développé pour des solides polycristallins de type cubique centré, suppose que le plan $\{100\}$ sur lequel la contrainte normale est la plus importante est sélectionné pour le clivage et que ce plan ne clive que si cette contrainte atteint la contrainte critique de clivage. De plus, ce critère modélise des forces de fermeture exercées par les ligaments entre les facettes de clivage. L'application de ce critère sur des essais Charpy montre qu'il est nécessaire de modéliser ces forces de fermeture pour retrouver la morphologie des faciès de rupture expérimentaux. Expérimentalement comme dans la modélisation, des domaines appelés « fracture unit domain » au sein desquels les facettes clivent dans la même direction sont mis en évidence. A la frontière de ces domaines, la direction de fissuration est discontinue et la hauteur des marches de cisaillement est importante.

Des observations de la propagation d'une fissure en coupe dans des plans perpendiculaires au plan de la fissure montrent des micro-fissures secondaires, qui sont en fait reliées à la fissure principale, (Genty, 1989), (Bouyne, 1999), (Hajjaj, 2006). De plus, plus la fissure pénètre dans des régions chaudes pour les essais anisothermes, plus son trajet est tourmenté (Genty, 1989).

Les observations de la zone plastique en pointe de fissure après l'arrêt de la fissure faites par Genty (1989) et Di Fant (1990) mettent en évidence un grand nombre de micro-fissures de clivage en avant du front d'arrêt même à des distances relativement éloignées du lieu de l'arrêt dont la longueur dépasse la taille de grain. Par contre, l'observation du ligament rompu en fatigue après l'essai fait par Hajjaj (2006) ne fait pas apparaître de facette de clivage isolée en avant du front. Comme il n'observe pas non plus de ligament non rompu en arrière du front d'arrêt qui est régulier, Hajjaj en déduit que le mécanisme de propagation et d'arrêt d'une fissure fait appel à un comportement collectif des grains.

Kobayashi et Giovanola (1989) étudient le profil de la fissure au cours de la propagation et à l'arrêt sur des essais sur éprouvettes MMCT en acier A533B. Deux méthodes indépendantes de reconstitution de la forme de la pointe de fissure sont mises en œuvre. Une première méthode basée sur la mesure des ouvertures le long des lèvres de la fissure au cours de l'essai et une deuxième méthode basée sur des analyses fractographiques des surfaces de rupture après essai. Cette étude montre qu'au cours de la propagation, même quand la vitesse ralentit, la pointe de fissure n'est pas émoussée (Figure II-23 a) et c'est seulement après l'arrêt complet de la fissure que la pointe de fissure s'émousse de façon significative suite au rechargement dynamique de la pointe de fissure (Figure II-23 b).

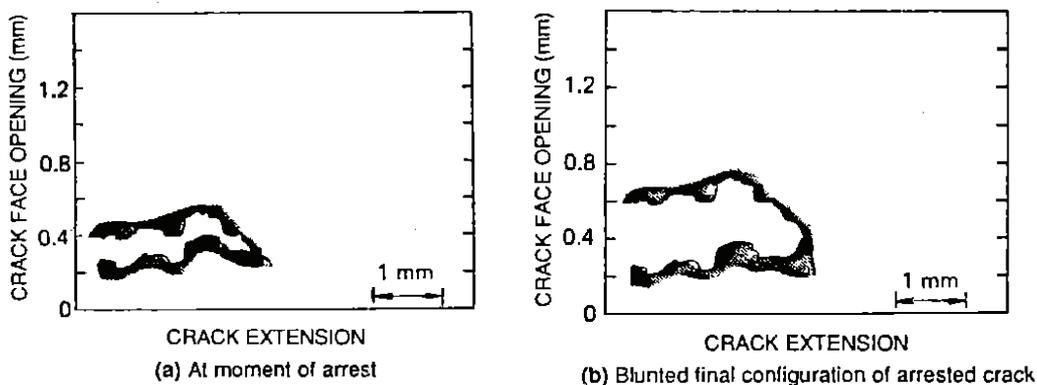


Figure II-23 : Profil d'ouverture de la fissure pour une éprouvette MCCT – (a) Au moment de l'arrêt – (b) Emoussement final après arrêt - (Kobayashi et Giovanola, 1989)

II.3 Modélisation de la propagation et de l'arrêt de fissure

Dans ce paragraphe nous présentons, tout d'abord, de manière succincte, différentes méthodes numériques de propagation des fissures basées sur les éléments finis. Ces méthodes sont présentées indépendamment des critères de propagation et d'arrêt qui seront présentés par la suite. Ces critères peuvent être classés en trois grandes catégories :

- les approches globales, basées sur des paramètres globaux capables de caractériser l'état de sollicitation en pointe de fissure selon certaines hypothèses ;
- les approches locales, basées sur l'étude des champs mécaniques à proximité de la pointe de fissure ;
- les approches de zone cohésive, qui présentent une alternative en combinant les deux méthodes précédentes.

II.3.1 Méthodes numériques de propagation de fissure

L'augmentation croissante des capacités de calcul permet une utilisation de plus en plus importante des méthodes numériques pour modéliser la propagation de fissure. Elle font actuellement l'objet d'un important travail de recherche et de développement numérique.

Le relâchement de nœud, qui suppose en général le trajet fissuration connu, est une des plus anciennes méthodes utilisées. Elle consiste à mailler le trajet de la fissure par une ligne de nœuds doubles initialement associés par des équations de déplacement qui sont successivement annulées pour représenter la propagation de la fissure. Le même résultat est obtenu avec des conditions de contact dans le cas d'une fissure se situant sur un plan de symétrie. On peut imposer la vitesse de fissuration ou un critère qui permet ainsi de faire des calculs prédictifs. Si le trajet de fissuration n'est pas connu à l'avance, il est nécessaire de calculer la propagation de la fissure et de remailler à chaque fois que la fissure se propage. Mais, comme l'ont montré Réthoré et al. (2004), l'utilisation de ces méthodes en dynamique ne permet pas de démontrer la conservation de l'énergie lors des opérations de remaillage et peuvent ainsi conduire à des longueurs et des vitesses de propagation dépendantes des techniques de remaillage utilisées.

Les éléments finis joints ou d'interface sont des éléments finis qui ont été développés dans le cadre de la théorie des zones cohésives décrite au paragraphe II.3.5. Ils sont introduits à l'interface entre deux éléments finis et permettent d'exprimer une discontinuité de déplacement sur cette interface. Comme pour la méthode de relâchement de nœuds, l'utilisation de ces éléments nécessite en général la connaissance du trajet de fissuration. Les éléments finis joints sont ainsi placés sur le trajet de la fissure. Si le trajet de fissuration n'est pas connu, il est nécessaire d'utiliser une stratégie adaptative qui consiste à insérer des éléments cohésifs qui coupent l'ancien maillage quand la fissure se propage. Combescure et al. (2008) ont montré qu'une telle approche permet de conserver l'énergie même au cours des opérations de remaillage.

La méthode des éléments finis étendus baptisée X-FEM (eXtended Finite Element Method) permet de s'affranchir des difficultés de maillage en utilisant le concept de la partition de l'unité. Cette technique permet d'enrichir une approximation éléments finis à l'aide de fonctions ad hoc tout en conservant le caractère creux de la matrice éléments finis globale. Moës et al. (1999) et Moës et Belytschko (2002) utilisent cette technique pour rendre le maillage indépendant des surfaces de discontinuités par le choix pertinent des fonctions

d'enrichissement. Suite à cet enrichissement, un élément peut contenir un trou ou une surface de discontinuité. Si le maillage respecte les surfaces de discontinuité, on retrouve le cadre des éléments finis classiques. Ces éléments permettent eux aussi une conservation de l'énergie au cours de la propagation de la fissure (Combescure et al., 2008).

Le processus de fissuration peut aussi être vu comme un endommagement critique de la matière. Dans ce cas, il peut être modélisé directement au sein de la loi de comportement : lorsque le niveau d'endommagement critique est atteint, la rupture est modélisée par la chute de la rigidité de l'élément fini ou son élimination de la résolution. Ces modèles d'endommagement volumique sont particulièrement adaptés à la modélisation de la déchirure ductile car ils permettent de prédire indifféremment l'amorçage et la propagation (Combescure et al., 2008), (Besson et al., 2004).

II.3.2 Approche globale

L'approche en ténacité, qui suit la démarche bien connu pour l'amorçage en statique, est la première utilisée historiquement. Le critère de rupture dynamique est généralement séparé en trois parties : un critère d'initiation dynamique, un critère de propagation et un critère d'arrêt. Pour chacun de ces critères, une ténacité est définie : ténacité dynamique à l'amorçage si le chargement est dynamique, ténacité dynamique de propagation et ténacité dynamique à l'arrêt. Ces trois ténacités sont définies comme des propriétés du matériau.

Si on se place en mode I, la rupture s'initie quand le facteur d'intensité des contraintes dynamique, K_I^{dyn} , atteint, au temps, t_c , une valeur critique appelée ténacité dynamique à l'amorçage, K_{Id} . Le critère d'amorçage d'une fissure pour une sollicitation dynamique s'écrit donc :

$$K_I^{dyn}(t) < K_{Id}(T, \dot{K}_I^{dyn}) \rightarrow \text{pas d'initiation} \quad (\text{II.18})$$

$$K_I^{dyn}(t_c) = K_{Id}(T, \dot{K}_I^{dyn}) \rightarrow \text{initiation} \quad (\text{II.19})$$

La dépendance de K_{Id} avec la vitesse de chargement, \dot{K}_I^{dyn} , et la température, T , doit être déterminée expérimentalement à l'aide d'expériences permettant de bien représenter leurs plages de variation respectives. Selon Ravi-Chandar (2004), la dépendance en température viendrait de l'augmentation de la ductilité quand la température augmente et/ou de l'énergie dissipée plastiquement en pointe de fissure qui conduit à une élévation de température. La dépendance à la vitesse de chargement aurait deux origines possibles : la première viendrait d'une dépendance à la vitesse de déformation de la réponse inélastique du matériau en pointe de fissure ; la deuxième viendrait de la nature inertielle du développement du champ de contrainte en pointe de fissure.

Afin de montrer les différences entre la ténacité à l'amorçage en statique, K_{Ic} , et en dynamique, K_{Id} , on peut reprendre l'analyse de Ravi-Chandar (2004) sur les résultats présentés par Wilson et al. en 1980. Ces auteurs ont déterminé, sur deux aciers différents, la dépendance en

température de K_{Ic} (vitesse de chargement de $1 \text{ MPa.m}^{1/2}.\text{s}^{-1}$) et de K_{Iad} (vitesse de chargement de $2.10^6 \text{ MPa.m}^{1/2}.\text{s}^{-1}$) (Figure II-24). On constate tout d'abord que la température de transition ductile-fragile est décalée d'environ 30°C entre les cas statique et dynamique. De plus, pour les basses températures, $K_{Iad} < K_{Ic}$ et c'est l'inverse pour les hautes températures. Enfin, bien que les matériaux soient différents, leur ténacité dynamique à l'amorçage est très proche sur toute la plage de température observée.

Après l'amorçage de la fissure, un critère différent doit être utilisé pour tenir compte de l'avancée de fissure. Le champ des contraintes en pointe de fissure est représenté par le facteur d'intensité des contraintes dynamique, K_I^{dyn} , et celui-ci dépend maintenant aussi de la vitesse de propagation de la fissure, \dot{a} . Le critère en propagation s'écrit donc :

$$K_I^{dyn}(t, \dot{a}) = K_{ID}(\dot{a}, T, \dot{K}_I^{dyn}) \quad (\text{II.20})$$

La ténacité dynamique de propagation, $K_{ID}(\dot{a}, T, \dot{K}_I^{dyn})$ est ainsi introduite. Elle dépend de la vitesse de propagation de la fissure et, dans le cas général, de la température et de la vitesse de chargement. C'est un paramètre matériau qui doit être caractérisé expérimentalement. Or, cette détermination n'est pas aisée. Par ailleurs, on note que $\lim_{\dot{a} \rightarrow 0} K_{ID}(\dot{a}) \neq K_{Iad}$ et que K_{ID} est une fonction croissante de \dot{a} (Ravi-chandar, 2004). Ce dernier résultat pourrait être dû à la viscosité du matériau qui n'est pas prise en compte dans ces analyses.

La ténacité dynamique à l'arrêt, K_{Iad}^{dyn} , est définie comme la plus petite valeur du facteur d'intensité de contrainte dynamique pour laquelle la propagation de fissure ne peut pas être maintenue. Le critère d'arrêt s'écrit donc :

$$K_I^{dyn}(t) = K_{Iad}^{dyn}(T) \quad (\text{II.21})$$

L'application de cette approche présente de réelles difficultés car il n'est pas aisé d'évaluer K_I^{dyn} , notamment quand les matériaux étudiés ont un comportement non-linéaire. De plus, les effets de la vitesse de déformation et de la dissipation interviennent dans la définition de la ténacité dynamique de propagation, $K_{ID}(\dot{a}, T, \dot{K}_I^{dyn})$, ce qui pose la question de la transférabilité éprouvette/structure si les conditions de propagation des fissures sont très différentes, d'autant que les valeurs sont fixées sur une théorie écrite dans un milieu semi-infini qui élimine les effets associés aux ondes émises par la pointe de fissure.

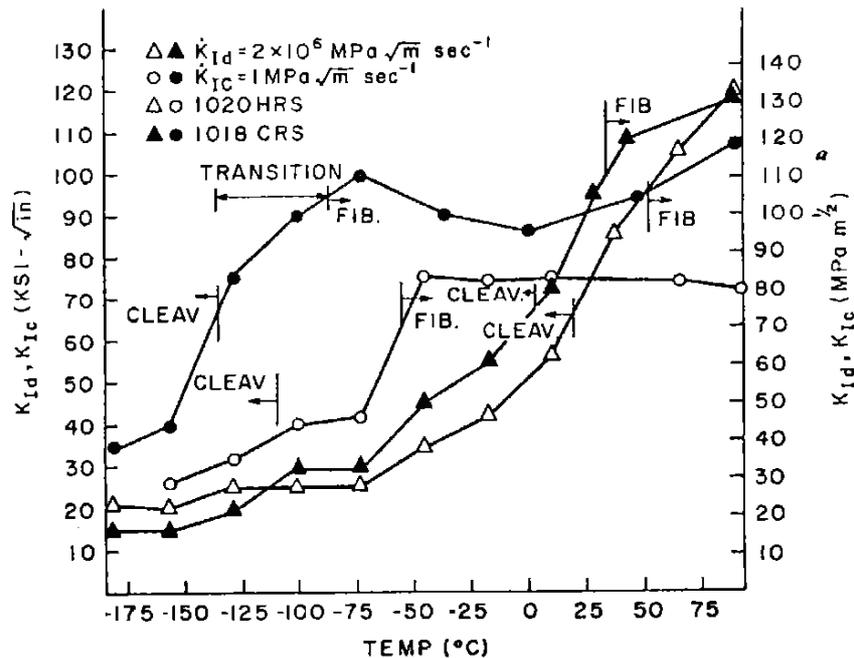


Figure II-24 : Dépendance de la ténacité dynamique à l'amorçage avec la vitesse de chargement et la température (Ravi-Chandar, 2004)

De la même manière que pour l'approche en ténacité, on peut utiliser une approche en énergie basée sur le taux de restitution d'énergie dynamique, G_I^{dyn} . La fissure se propage tant que l'énergie disponible pour propager la fissure est égale à une valeur critique, G_{ID} .

$$G_I^{dyn}(t, \dot{a}) = G_{ID}(\dot{a}, T, \dot{K}_I^{dyn}) \quad (\text{II.22})$$

Par contre, contrairement à l'approche statique, ce critère n'est pas équivalent au critère en ténacité car G_I^{dyn} est proportionnel à $(K_I^{dyn})^2$ avec un facteur dépendant de la vitesse de la fissure.

Un autre type d'approche en énergie, basée sur des simulations en statique, est proposé par Wadier (2007). Elle est basée sur la théorie de Francfort et Marigo (1998) qui généralise le critère de Griffith afin de prédire la phase d'amorçage de la fissure et des phases de propagation brutale à l'aide d'une approche statique. La fissure est modélisée par une entaille, semi-circulaire de rayon, r (Figure II-25). La surface correspondant à la propagation de l'entaille, Z_e , dépend de la distance propagée, Δl . Le principe de minimisation de l'énergie totale de la théorie de Francfort-Marigo est appliqué en ajoutant les hypothèses suivantes :

- la propagation de l'entaille se traduit par une annulation de l'énergie élastique, en tout point de la zone endommagée, Z_e ,
- il n'y a pas d'évolution de la plasticité dans la zone, Z_e , lors de la propagation,
- la minimisation s'effectue à champ de déplacement fixé, ce qui signifie que l'on n'a pas l'ambition de résoudre le problème en obtenant la solution correspondant à la nouvelle

position d'équilibre, mais simplement que l'on cherche une condition « sine qua non » de propagation, qui inclut d'éventuelles évolutions dynamiques (propagation brutale).

La minimisation par rapport à la distance propagée, Δl , est équivalente à la recherche du maximum du taux de restitution d'énergie moyen $G_p(\Delta l)$, défini par l'équation (II.23).

$$G_p(\Delta l) \cdot \Delta l = \left(\int_{z_e} w_e \cdot ds \right) \quad (\text{II.23})$$

avec w_e : densité volumique d'énergie élastique. Quand le maximum est obtenu pour $\Delta l = 0$, la propagation de la fissure est stable ; quand le maximum est obtenu en $\Delta l \neq 0$, la propagation est instable.

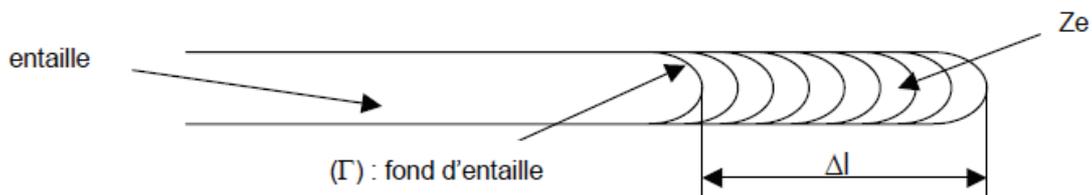


Figure II-25 : Schéma de l'entaille qui modélise la fissure, (Wadier, 2007)

Une application de cette approche a été réalisée par Wadier (2008) sur un essai de choc thermique de Hajjaj (2006). Le saut de fissure prédit est cohérent avec le résultat expérimental, mais les effets dynamiques ne sont pas pris en compte.

II.3.3 Approche locale de l'amorçage du clivage

Nous nous intéressons maintenant aux modèles d'approche locale, basés sur l'état mécanique en pointe de fissure. Contrairement aux approches globales basées sur la ténacité, les approches locales prennent en compte les non linéarités du comportement. Ces approches étant bien établies pour l'amorçage des fissures en clivage, nous présenterons, dans ce paragraphe, les modèles les plus connus pour l'amorçage avant de présenter, dans le paragraphe suivant, les modèles pour la propagation et l'arrêt de fissure.

Modèle RKR (Ritchie, Knott, Rice)

Le modèle RKR est proposé en 1973 par Ritchie et al. (1973) : la rupture par clivage d'une fissure s'initie si la contrainte critique, σ_c , est atteinte à une certaine distance l_c de la pointe de fissure : c'est la distance nécessaire pour qu'un germe de clivage puisse se propager dans le grain voisin. Elle est donc liée à la microstructure. Curry (1978, 1979) montre la difficulté de relier simplement cette distance caractéristique à la microstructure et souligne l'importance de la connaissance de la distribution des tailles de défauts potentiels pour pouvoir donner une signification physique à cette distance.

Modèle de BEREMIN

La notion de statistique est ensuite introduite dans les modèles décrivant la rupture par clivage. On présente dans ce paragraphe, le modèle de BEREMIN (1983), basé sur la théorie du maillon faible et reposant sur les hypothèses suivantes :

- l'hétérogénéité micro-structurale du matériau conduit à l'apparition de micro-fissures dès le début de la plasticité à froid et les micro-fissures n'existent pas en dehors de la zone plastique ;
- seule la contrainte principale maximale intervient dans la propagation des micro-fissures.

La probabilité de rupture d'un volume plastifié V_p s'écrit donc :

$$\Pr = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \text{ avec } \sigma_w = \left(\int_{V_p} \sigma_I^m \frac{dV}{V_0} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (\text{II.24})$$

où V_0 est un volume de référence qui doit être choisi assez petit pour que l'indépendance statistique soit vérifiée et assez grand pour que la probabilité d'y trouver une micro-fissure de longueur critique soit raisonnable (en pratique V_0 inclut quelques grains) et (m, σ_u) sont les paramètres du modèle. Le module m traduit la dispersion du matériau vis-à-vis de la rupture par clivage et σ_u est la contrainte critique caractérisant la résistance du matériau vis-à-vis de la rupture fragile. Dans la détermination des paramètres, la valeur du volume de référence n'a pas d'importance, car il apparaît couplé au second paramètre de normalisation, σ_u . La notion de volume de référence prend tout son intérêt lors du calcul de la rupture en présence de gradients mécaniques. Il s'agit alors de discrétiser le volume en volumes sollicités de façon homogène et statistiquement représentatifs, mais pas nécessairement égaux au volume V_0 . La résistance de ces volumes est alors calculée en fonction de la statistique de rupture.

Gao et al. (2005, 2006, 2010), ont étudié l'influence de la vitesse de sollicitation et de la température sur les paramètres du modèle et ils tirent les conclusions suivantes :

- m est indépendant de la vitesse de sollicitation et de la température,
- σ_u diminue légèrement avec la vitesse de sollicitation (Figure II-26 (a)),
- σ_u augmente avec la température (Figure II-26 (b)).

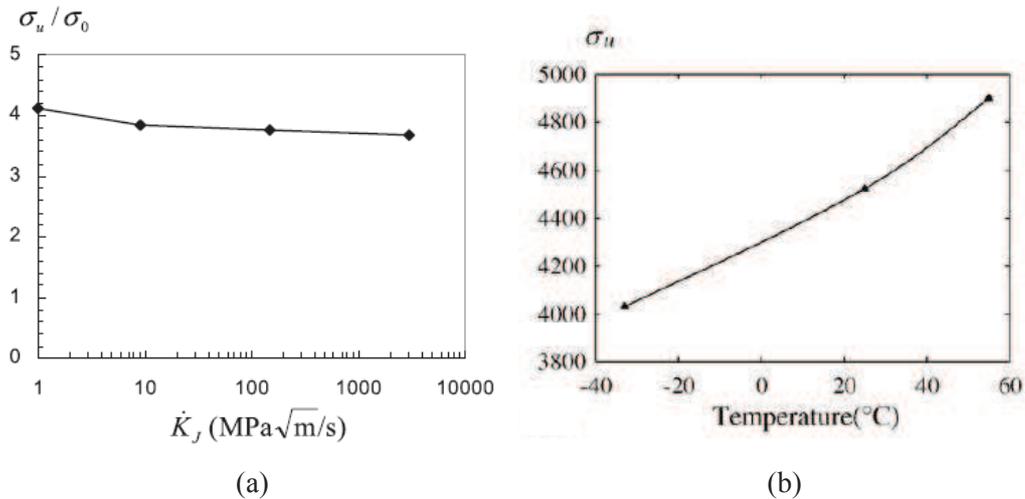


Figure II-26 : Evolution de σ_u avec la vitesse de chargement (a) et avec la température (b)
(Gao et al., 2006, 2010)

Haušild (2002) et Tanguy et al. (2005) ont modélisé avec succès des essais Charpy quasi-statiques et dynamiques avec le modèle de BEREMIN en choisissant une contrainte critique, σ_u , dépendant de la température (Figure II-27) mais indépendante de la vitesse de déformation. Or, sur ces essais, la vitesse de déformation varie sur une large plage de valeurs. En effet, Rossoll (1998) a estimé, à l'aide de simulations numériques, les vitesses de déformation en fond d'entaille sur ce type d'essais. Pour des essais Charpy dynamiques, la vitesse de déformation en fond d'entaille peut atteindre 5000 s⁻¹ (Figure II-28).

On note que d'autres développements des modèles de clivage font intervenir de nouvelles variables critique comme la déformation plastique ou le taux de triaxialité des contraintes (Chen et al., 1996, 2003).

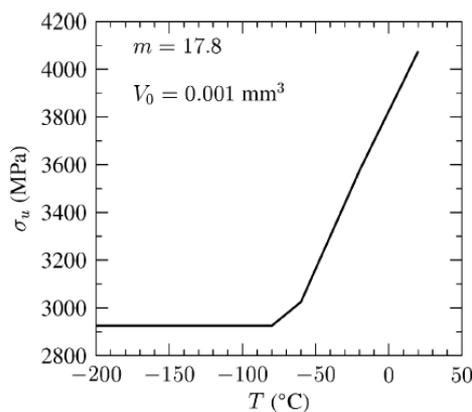


Figure II-27 : Evolution de σ_u avec la température (Tanguy, 2005)

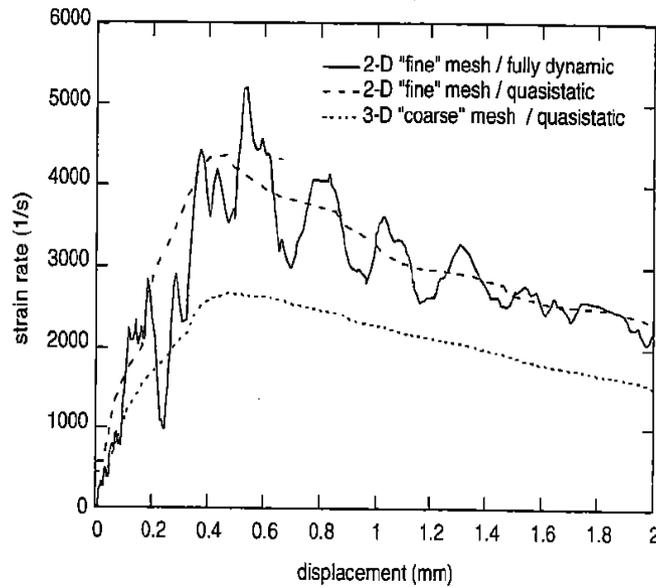


Figure II-28 : Variation de la vitesse de déformation en fond d'entaille pour un essai Charpy dynamique (Rossoll, 1998)

Critère combiné proposé par Liu et al (1998)

Liu et al. (1998) proposent un modèle local d'amorçage en dynamique basé sur une contrainte critique, σ_{cr} , atteinte à une certaine distance, δ , de la pointe de fissure et à un certain temps t_{cr} à déterminer. Les principales conclusions sont les suivantes :

- quand le temps d'initiation est supérieur à 60 microsecondes, la vitesse de chargement a peu d'influence sur la ténacité à l'amorçage ;
- l'augmentation de la ténacité pour les fortes vitesses de sollicitation est due au temps que met la contrainte à atteindre la contrainte critique au niveau du site d'amorçage.

Ainsi $K_{Ia}(\dot{K}_I^{dyn})$ serait simplement dû aux effets d'inertie en pointe de fissure.

II.3.4 Approches locale et non locale de la propagation de fissure de clivage

Critère proposé par Hajjaj (2006)

Hajjaj (2006) et Berdin et al. (2008) proposent un modèle d'approche locale basé sur une contrainte critique dépendant de la température, pour modéliser la propagation et l'arrêt de fissure de clivage : il y a propagation de fissure lorsque la contrainte principale maximale σ_1 , sur un volume caractérisé par la longueur λ_c , atteint une contrainte critique σ_c . Ce critère peut donc se formuler à l'aide des équations (II.25) et (II.26).

$$f(\underline{\sigma}) = \sigma_1 - \sigma_c(T) = 0 \quad \dot{a} > 0 \quad (\text{II.25})$$

$$f(\underline{\sigma}) < 0 \quad \dot{a} = 0 \quad (\text{II.26})$$

où $\underline{\underline{\sigma}}$, σ_1 , σ_c , \dot{a} sont respectivement le tenseur des contraintes, la contrainte principale maximale, la contrainte critique et la vitesse de propagation de la fissure. Ce critère est inspiré du modèle RKR (Ritchie et al., 1973) proposé pour prédire l'amorçage d'une fissure de clivage. La différence réside dans le fait que le critère doit être satisfait sur un volume caractéristique alors que pour le critère RKR, il doit être satisfait à une certaine distance critique de la pointe de fissure. Hajjaj (2006) fixe $\lambda_c = 50 \mu\text{m}$ qu'il relie à la taille des anciens grains austénitiques.

Hajjaj (2006) a appliqué ce critère pour la modélisation d'essais de choc thermique sur disque en acier 18MND5, représentatif d'un acier de cuve de réacteur à eau pressurisée. Les simulations ont été réalisées en dynamique et en modélisant le comportement élasto-viscoplastique du matériau. Le comportement plastique du matériau est modélisé par un écrouissage isotrope non linéaire et le comportement visqueux suit une loi de Cowper-Symonds dont les paramètres ont été identifiés par Rossoll (1998) sur un matériau proche (équation (III.1)) et confirmés par Hajjaj (2006) grâce à des essais sur barres de Hopkinson.

$$\sigma_{eq} \left(T, \varepsilon_{eq}^{plast}, \dot{\varepsilon}_{eq}^{plast} \right) = \sigma_{eq}^{stat} \left(T, \varepsilon_{eq}^{plast} \right) \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^{plast}}{D} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \quad (\text{II.27})$$

où σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Mises, σ_{eq}^{stat} la contrainte équivalente de Von Mises en « statique », ε_{eq}^{plast} la déformation plastique équivalente cumulée, $\dot{\varepsilon}_{eq}^{plast}$ la vitesse de déformation plastique équivalente et (D, p) sont les paramètres caractéristiques de la viscosité du matériau ($D=10^8 \text{s}^{-1}$ et $p=12$).

La dépendance en température de la contrainte critique est basée sur l'évolution de la courbe $K_{Ia}(T)$ du RCCM (voir équation (II.8)) :

$$\sigma_c(T) = A + B \exp(0,026(T - RT_{NDT} + 88,3)) \quad (\text{II.28})$$

où A et B sont des paramètres identifiés sur un des essais de choc thermique. L'identification de cette contrainte critique sur ces essais est délicate car la zone d'arrêt correspond à la zone où le gradient thermique est très important.

Des simulations en 2D et en 3D montrent que le critère retenu permet de bien simuler les sauts de fissure pour différentes tailles de fissures initiales et pour différentes épaisseurs d'éprouvettes, même si les vitesses de propagation sont légèrement surestimées. Les simulations 3D conduisent à une prédiction de la forme du front d'arrêt de fissure conforme à l'expérience pour les deux épaisseurs (Figure II-29). Afin de tenir compte de la répartition des micro-défauts, Berdin et al. (2009) propose une application de ce critère en considérant une répartition aléatoire de la contrainte critique dans le plan de fissuration. Les résultats montrent que la répartition aléatoire de la contrainte critique n'influence pas la propagation de la fissure. Cela confirme un comportement collectif des grains donnant lieu à un comportement en rupture bien représenté par la moyenne des caractéristiques élémentaires de rupture.

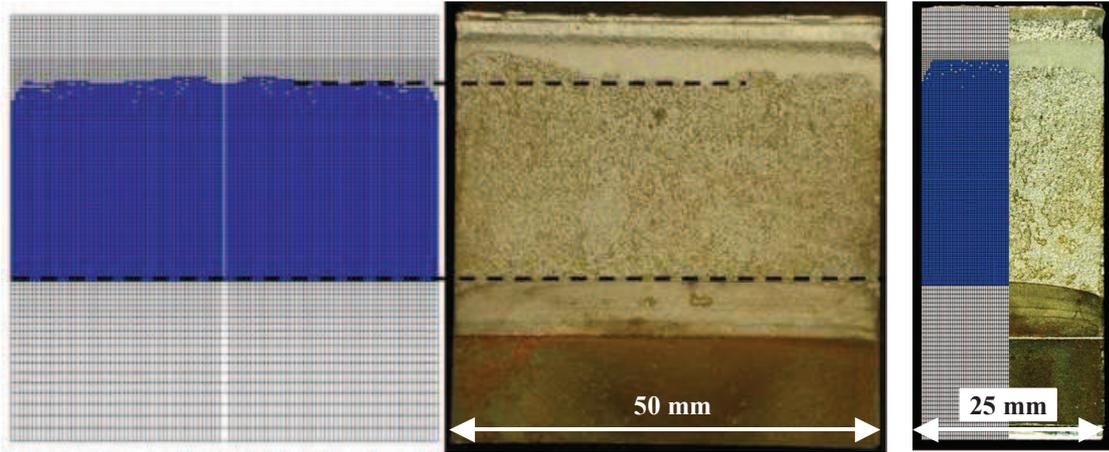


Figure II-29 : Comparaison des fronts de fissure expérimentaux et simulés pour les essais de choc thermiques sur disque sur des disques d'épaisseur 50 mm et 25 mm (Cattet et al., 2007)

Critère proposé par Prabel (2007)

Prabel (2007) et Prabel et al. (2008) proposent un critère d'arrêt de fissure basé sur le critère RKR. Ils appliquent ce modèle à des essais isothermes sur éprouvettes CT et des essais de compression sur anneau à l'aide d'une modélisation X-FEM. Le matériau utilisé est proche de celui de Hajjaj (2006) mais Prabel (2007) choisit d'introduire l'adoucissement thermique dû à l'échauffement adiabatique dans l'analyse des essais réalisés pour caractériser le comportement à haute vitesse de déformation. Il propose donc de faire dépendre les paramètres de la loi de Cowper-Symonds avec la température et avec la déformation plastique de la façon suivante :

$$\sigma_{eq}(T, \varepsilon_{eq}^{plast}, \dot{\varepsilon}_{eq}^{plast}) = \sigma_{eq}^{stat}(T, \varepsilon_{eq}^{plast}) \left[1 + H(\dot{\varepsilon}_{eq}^{plast})^{\frac{1}{p}} \right] \quad (II.29)$$

$$\text{où } \begin{cases} p = 4.25 - 0.015T \\ H(T, \varepsilon_{eq}^{plast}) = a + b \exp(-\varepsilon_{eq}^{plast} / c) \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} a = 0,07592 - (0,07182T / 273) \\ b = 0,06352 - (0,2397T / 273) \\ c = 0,02528 - (0,04124T / 273) \end{cases}$$

La comparaison de la modélisation de la viscosité entre la loi de Cowper-Symonds de Hajjaj (2006) et la loi proposée par Prabel (2007) (Figure II-30) montre que, pour les grandes vitesses de déformation ($> 10 \text{ s}^{-1}$), les deux lois diffèrent beaucoup pour des petites déformations ($< 12\%$).

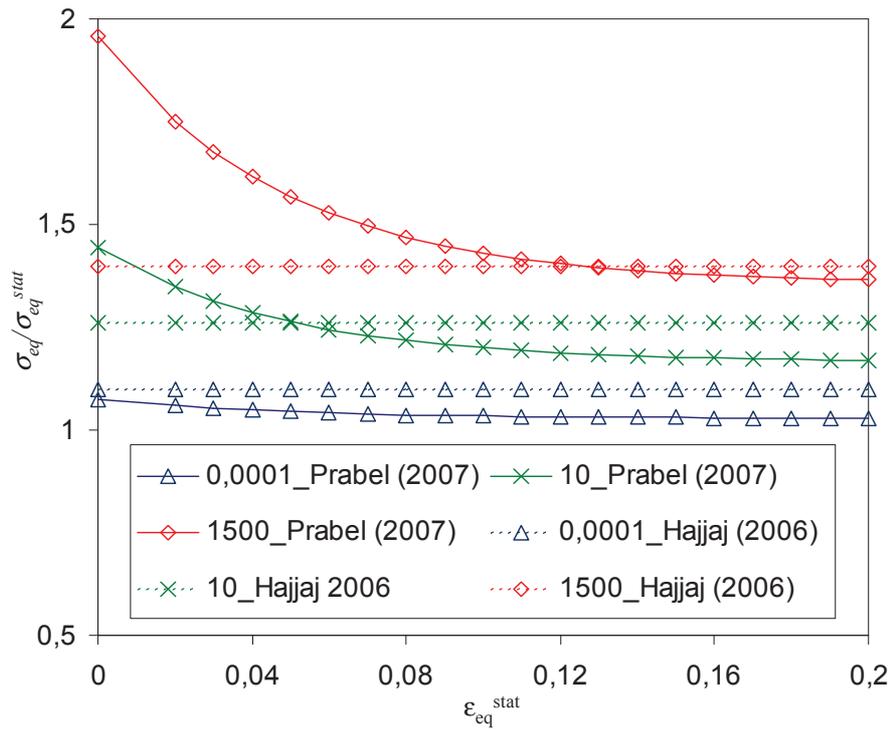


Figure II-30 : Comparaison de la modélisation de la viscosité entre la loi de Hajjaj (2006) et la loi de Prabel (2007) à -130°C pour différentes vitesses de déformation ($10^{-4}, 10, 1.5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$)

Prabel (2007) met alors en évidence une dépendance de la contrainte critique avec la vitesse de déformation plastique décrite ci-dessous :

$$\sigma_{lc} = \sigma_{lc0} \left[1 + 0,1 \left(\dot{\epsilon}_{eq}^{plast} \right)^{\frac{1}{3}} \right] \quad (\text{II.30})$$

où σ_{lc0} est un paramètre à identifier sur le matériau étudié. Cette dépendance est obtenue en réalisant des calculs à vitesse de fissuration imposée selon le profil mesuré expérimentalement : on relève alors σ_I et $\dot{\epsilon}_{eq}^{plast}$ dans les éléments en pointe de fissure. L'application de ce critère à l'aide d'un calcul X-FEM permet de simuler correctement le saut de fissure et la cinétique de fissuration sur les différentes géométries étudiées.

Critère non local à temps d'incubation (Incubation time criterion)

L'inconvénient majeur de ces approches locales est la dépendance au maillage. Des modèles non locaux en espace et en temps sont aussi proposés dans la littérature.

Le critère à temps d'incubation a été initialement proposé par Petrov et Morozov (1994). Ce critère de rupture en un point x , au temps t , s'écrit :

$$\frac{1}{\tau} \int_{t-\tau}^t \frac{1}{d} \int_{x-d}^x \sigma_I(x^*, t^*) dx^* dt^* = \sigma_c \quad (\text{II.31})$$

τ est le temps du processus de rupture. C'est un paramètre qui caractérise la réponse du matériau à une sollicitation dynamique. Il est constant pour un matériau donné et ne dépend ni de la géométrie du problème, ni du type ou de la forme du chargement. Le paramètre d est la taille caractéristique de la zone de rupture. Elle est constante pour un matériau donné et pour une échelle donnée. σ_I est la contrainte principale maximale en un point et σ_c est la contrainte critique déterminée en condition quasi-statique. En considérant que :

$$d = \frac{2 K_{Ic}^2}{\pi \sigma_c^2} \quad (\text{II.32})$$

et en supposant que l'on est en élasticité, on trouve le critère d'amorçage suivant :

$$\frac{1}{\tau} \int_{t-\tau}^t K_I(t^*) dt^* = K_{Ic} \quad (\text{II.33})$$

qui est équivalent au critère d'Irwin quant t tend vers l'infini. Ce critère a été utilisé avec succès pour prédire l'amorçage des fissures et Bratov et Petrov (2007) proposent une application pour prédire la propagation de fissure. Dans le cas élastique, ils montrent que le critère est capable de bien simuler l'expérience de Ravi-Chandar et Knauss (1984) (demi-plaque fissurée soumise à des impulsions de pression).

On remarque qu'en fixant la taille et le type d'élément ainsi que le pas de temps, dans une application de ce critère en éléments finis, on peut retrouver le critère de Hajjaj (2006).

II.3.5 Approche de zone cohésive

Introduite au début des années 60 par Barenblatt et Dugdale, la notion de zone cohésive est basée sur l'introduction des forces de cohésion entre les lèvres de la fissure afin de résoudre le problème des contraintes infinies sur le front de fissure. Elle s'appuie sur des observations expérimentales en pointe de fissure (apparition de micro-fissure, développement de zone plastique, croissance de cavités, ...) et correspond à une zone de transition entre le milieu sain et la vraie fissure. Elle remplace la pointe de fissure par la présence d'une zone endommagée (Fracture Process Zone) dans laquelle des forces s'exercent entre les futures lèvres de la fissure (Figure II-31). Le concept d'énergie de rupture est utilisé dans les modèles à forces cohésives pour traiter les phénomènes dissipatifs dans la zone endommagée. Le critère de rupture est donc une combinaison entre un critère énergétique et un critère en contrainte critique, ce qui introduit nécessairement un paramètre d'échelle. Divers modèles de zone cohésive sont disponibles dans la littérature. Ils sont décrits par une relation entre le déplacement relatif et la force d'interaction entre les lèvres de la fissure appelée loi d'interface (exemple Figure II-32). Adouani (2008) a appliqué ces approches de zone cohésive en utilisant une modélisation statique et des éléments finis joints pour simuler la propagation instable et limitée de fissure dans des zones locales fragiles. Il montre que lorsque la plasticité du matériau est prise en compte et que l'énergie à rupture est faible, une dépendance à la taille de maille est observée.

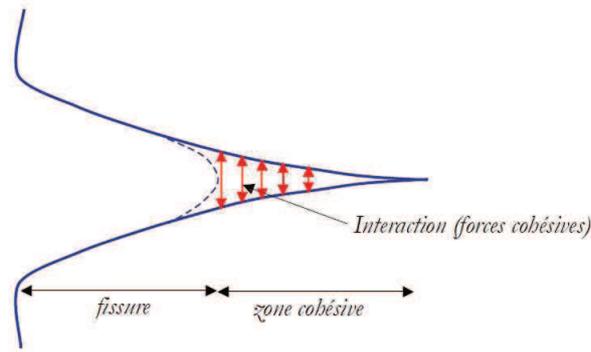


Figure II-31 : Schéma de la fissure et de la zone cohésive (Laverne, 2004)

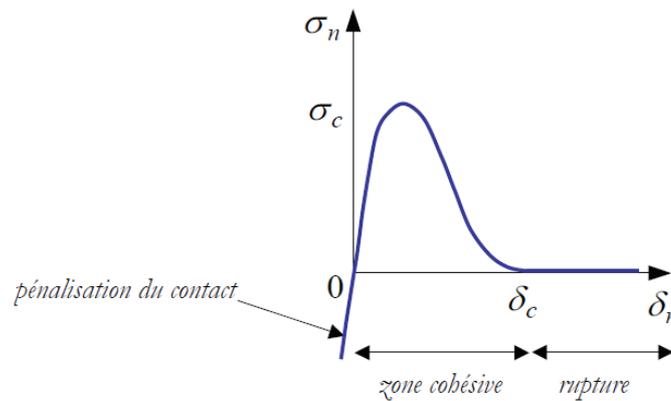


Figure II-32 : Loi d'interface de Needleman dans la direction normale. Ce modèle, basé sur l'interaction atomique, décrit l'évolution de la contrainte normale au plan du joint σ_n en fonction du saut de déplacement normal au plan du joint δ_n . σ_c représente la contrainte critique et δ_c représente le seuil d'ouverture critique au delà duquel l'interaction entre les lèvres de fissure devient nulle. (Laverne, 2004)

II.4 Conclusions

Une étude bibliographique sur les essais d'arrêt de fissure a permis de constituer une base de données contenant des résultats d'arrêt de fissure sur différents matériaux et sur différentes géométries dans des conditions de chargement isotherme ou anisotherme. L'analyse de ces résultats expérimentaux a montré que l'approche codifiée dans le RCC-M 2000 est bien une enveloppe basse des résultats expérimentaux disponibles.

Cependant, une analyse détaillée montre que la ténacité à l'arrêt obtenue par une analyse élasto-statique est dépendante de la géométrie et qu'elle ne semble donc pas être un paramètre intrinsèque caractéristique du matériau. De plus, la mise en évidence d'effets dynamiques dans le phénomène d'arrêt de fissure impose de les prendre en compte dans la démarche d'approfondissement, au delà des analyses statiques.

Les observations des faciès de clivage mettent en évidence des marches de cisaillement rompues ductilement, orientées parallèlement à la direction de propagation. Des analyses basées sur ces observations semblent montrer l'importance de ces ligaments dans l'évaluation de la résistance à la propagation de fissure fragile. L'observation de la zone plastique en pointe de fissure au cours de la propagation montre que la plasticité est peu développée au cours de la propagation par rapport à l'amorçage et à l'arrêt. L'observation de la forme de la pointe de fissure au cours de la propagation montre que la fissure n'est pas émoussée en fait au cours de la propagation mais qu'elle s'émousse après l'arrêt suite au rechargement dynamique de la pointe de fissure.

Les limites de l'approche statique K_{Ia} nous ont ensuite amenés à nous intéresser aux différentes méthodes de simulation de la propagation et de l'arrêt de fissure prenant notamment en compte les effets dynamiques. Les approches globales, locales et de zone cohésive ont été présentées dans ce chapitre. Par la suite, nous nous concentrerons sur les approches locales. Nous mettrons notamment en oeuvre le modèle d'approche locale proposé par Hajjaj (2006) en nous attachant à analyser la dépendance de la contrainte critique avec la température sur deux géométries d'essais.

III CARACTERISATION DE L'AMORÇAGE ET DE L'ARRET

Dans le cadre de la fiche tripartite CEA/EDF/AREVA intitulée « Stabilité, propagation et arrêt de fissure », des essais isothermes de propagation et d'arrêt de fissures en mode fragile ont été réalisés sur des éprouvettes CT et sur des anneaux. Ces essais, réalisés par le CEA en 2008 et 2009, sont décrits en détails dans les rapports (Yuritzinn et Le Grasse, 2009). Dans ce chapitre nous présentons, dans un premier temps, la procédure et les principaux résultats expérimentaux. Dans un deuxième temps, l'étude fractographique réalisée sur les faciès des éprouvettes afin de déterminer les caractéristiques de l'arrêt de fissure est exposée. Dans un troisième temps, les modélisations statiques 2D et 3D de ces essais sont présentées.

III.1 Présentation du matériau

Le matériau étudié est un acier faiblement allié de type 18MND5, proche de l'acier de cuve de réacteur nucléaire à eau pressurisée français (16MND5). Il est issu d'une tôle laminée d'épaisseur 200 mm provenant de la coulée Creusot Loire n°3856 (Lefèvre et Barbier, 2000). La composition chimique est précisée dans le Tableau III-1.

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	S	P	Al	V	Ti
0,19	1,50	0,23	0,66	0,17	0,48	0,084	<0,001	0,004	0,011	0,004	0,006

Tableau III-1 : Composition chimique en % massique de l'acier 18MND5

La tôle a été soumise aux traitements thermiques suivants :

- austénitisation à 900°C pendant 6h,
- trempe à l'eau par immersion,
- revenu à 635°C pendant 6h puis refroidissement à l'air,
- détente à 615°C pendant 16h puis refroidissement à l'air.

La microstructure de cet acier, étudiée par Hajjaj (2006), est de type bainite revenue. La taille du paquet bainitique est de l'ordre de 10 μm et la présence de cémentite entre les lattes de ferrite caractérise une bainite supérieure. La RT_{NDT} , évaluée par Hajjaj (2006), est de -32°C . Cet acier a été largement caractérisé mécaniquement dans divers programmes expérimentaux.

III.2 Présentation des essais isothermes d'arrêt de fissure

III.2.1 Principe des essais

Essai sur éprouvettes CT

Le principe est semblable à celui de l'essai de ténacité normalisé (norme AFNOR NF A 03-180 ou ASTM E 1820) mais avec des éprouvettes CT25 d'épaisseur réduite à 10 mm (Figure III-1). En effet, la réduction d'épaisseur semble favoriser l'arrêt des fissures de clivage à une température donnée (Prabel, 2007). Ceci s'explique par l'état de contraintes planes présent dans une partie plus importante de l'éprouvette. Ces éprouvettes sont pré-fissurées sur environ 5 mm à partir d'une entaille initiale de 20 mm, et ne présentent pas de rainure latérale. Le prélèvement des éprouvettes a été réalisé de sorte que le plan du défaut initial soit perpendiculaire au sens de laminage et la direction de propagation dans le sens travers (prélèvement LT, voir plan de prélèvement fourni en annexe C). L'essai est réalisé à vitesse de déplacement imposée : une vitesse de $4 \mu\text{m.s}^{-1}$ est imposée au vérin. Un capteur d'ouverture enregistre l'ouverture de la fissure (COD, Crack Opening Displacement). Une enceinte thermique adaptée permet d'imposer des températures allant de -150°C à -50°C .

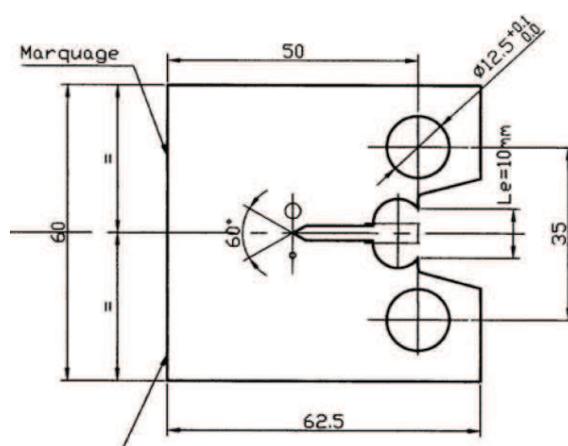


Figure III-1 : Géométrie de l'éprouvette CT. Les longueurs sont données en millimètres. L'épaisseur de l'éprouvette est de 10 mm (Yuritzinn et Le Grasse, 2009)

Essai de compression sur anneau

Cet essai consiste à comprimer un anneau pré-fissuré par fatigue (Figure III-2) dans la direction radiale, de sorte à ouvrir la fissure se situant sur la circonférence extérieure de l'anneau. A basse température et pour un chargement suffisant, l'amorçage peut être déclenché. Le prélèvement des éprouvettes a été réalisé de sorte que le plan du défaut initial soit perpendiculaire au sens de laminage et la direction de propagation dans le sens travers (prélèvement LT, voir plan de prélèvement fourni en annexe C). La fissure de fatigue est située dans le prolongement d'une l'entaille et est perpendiculaire à la direction de chargement de sorte que la fissure soit sollicitée en mode I. L'essai est réalisé à vitesse de déplacement imposée : une vitesse de $3 \mu\text{m.s}^{-1}$ est

imposée au vérin. L'ensemble est placé dans une enceinte thermique permettant d'imposer des températures de -150°C à -50°C .

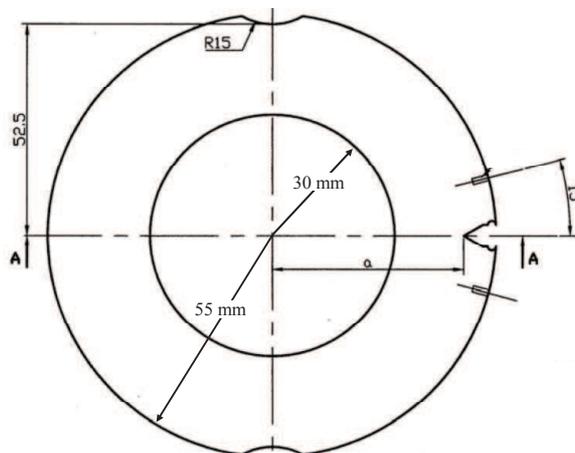


Figure III-2 : Géométrie de l'anneau. Les longueurs sont données en millimètres. L'épaisseur de l'éprouvette est de 25mm. (Yuritzinn et Le Grasse, 2009)

Instrumentation des éprouvettes

Au cours des essais, les grandeurs suivantes sont mesurées :

- la température de l'éprouvette à l'aide d'un thermocouple,
- l'ouverture de la fissure à l'aide d'un capteur d'ouverture,
- la force,
- la vitesse de propagation de la fissure.

Pour chaque éprouvette, la vitesse de propagation de la fissure est mesurée sur les deux faces à l'aide de jauges à brins positionnées à la pointe de la pré-fissure de fatigue (Figure III-3). L'avancée de fissure produit la rupture des brins de la jauge disposée sur son trajet. Lorsqu'un brin se rompt, la résistance globale de la jauge diminue et la tension mesurée augmente. C'est l'enregistrement de cette tension au cours du temps qui permet de suivre l'avancée de fissure (annexe D). Il faut noter que lors des essais, à cause de la déformation plastique en pointe de fissure et de la déchirure ductile, certains brins rompent avant le déclenchement de la fissuration en clivage. De plus, les jauges ont été positionnées en pointe de pré-fissure de fatigue (repérage visuel de la pointe de pré-fissure difficile) mais leur position n'est pas connue précisément. Cela conduit à avoir une incertitude sur l'origine ($t=0, a_0$) de la courbe de l'avancée de fissure en fonction du temps (Figure III-4 et Figure III-10).

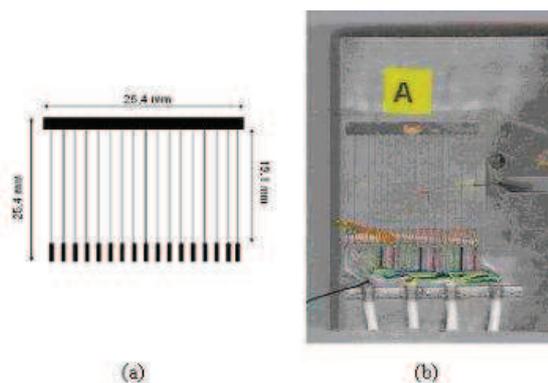


Figure III-3 : Jauges à brins Vishay type CPD (a) utilisées pour les mesures de vitesse sur les éprouvettes CT (b) (Yuritzinn, 2009)

III.2.2 Résultats expérimentaux sur éprouvettes CT

Vingt et un essais ont été réalisés par le CEA à des températures comprises entre -150°C et -50°C (Yuritzinn et Le Grasse, 2009). Les principales mesures et observations sont présentées dans ce paragraphe (Tableau III-2).

Les essais 138AB et 138V (Tableau III-2), réalisés à -150°C , présentent deux séquences amorçage-propagation-arrêt. En effet, le saut de fissure ayant été limité au cours de la première séquence amorçage-propagation-arrêt, les éprouvettes ont été remises en charge jusqu'à obtenir une nouvelle séquence amorçage-propagation-arrêt.

Au cours de la propagation de la fissure, sur certains essais, un phénomène de branchement est mis en évidence (Tableau III-2) : au début de la propagation, la fissure se sépare en deux fissures symétriques (Figure III-5). Puis seule l'une des deux fissures se propage. Ce phénomène, déjà noté par Prabel (2007), n'est pas observé à -150°C .

L'évolution de l'avancée de fissure en fonction du temps est mesurée sur chaque essai à l'aide des jauges à brins. L'ensemble des courbes obtenues est présenté en annexe E. Dans tous les cas, on constate une première phase de propagation à vitesse constante puis une phase de décélération importante sur une distance d'environ 2 mm juste avant l'arrêt de fissure (Figure III-4). Des observations similaires sont relevées dans la littérature entre autres par Di Fant (1990), Bouyne (1999), Hajjaj (2006) et Prabel (2007) sur leurs géométries. Pour chaque éprouvette, les vitesses moyennes de propagation sont mesurées sur les deux faces (Tableau III-2) (Figure III-4). On obtient une large plage de vitesse de propagation s'étendant de $84\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ à $607\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$.

Le marquage du front d'arrêt a été réalisé par un chargement en fatigue à la fin de chaque essai. Les mesures des longueurs de fissure initiale, a_0 , et finale, a_f , sont réalisées sur les faciès de rupture après l'ouverture des éprouvettes à la fin des essais (l'ensemble des macrographies est fourni en annexe E). La longueur de pré-fissure est déterminée comme étant une longueur moyenne obtenue à partir de l'aire de pré-fissure (Figure III-6). A cette longueur, on ajoute la longueur de l'entaille usinée pour obtenir la longueur initiale de la fissure. Les longueurs de

fissure à la fin d'une séquence de propagation ont été mesurées sur les macrographies de l'éprouvette (Tableau III-2). Pour les éprouvettes 136AB et 136V, qui présentent deux séquences d'amorçage et d'arrêt, le premier front d'arrêt n'a pas été marqué par un chargement en fatigue ce qui conduit à une incertitude de l'ordre de 2 mm sur la mesure de la longueur à l'arrêt. Pour les essais présentant une longueur de fissure à l'arrêt supérieure à 49 mm, l'arrêt se produit très près du bord arrière de l'éprouvette situé à 50 mm. Dans cette zone, on peut penser que la fissure s'arrête essentiellement pour des raisons mécaniques liées à la redistribution des contraintes quand on arrive au bord de l'éprouvette. On peut donc considérer que ces essais ne présentent pas d'arrêt (essais repérés par un astérisque dans le Tableau III-2). Sur les éprouvettes CT, on n'a donc pas obtenu d'arrêt à -100°C alors qu'on en a obtenu à -150°C , -125°C et -50°C .

L'observation des macrographies des faciès de rupture des essais sur CT (réalisées par le CEA et fournies en annexe E) permet de mettre en évidence, sur la majorité des éprouvettes, une dissymétrie du front d'arrêt de fissure. Le repérage minutieux des faces montre que cette dissymétrie est toujours associée à la même face par rapport au montage sur la machine de traction : la longueur de fissure à l'arrêt est plus longue sur la face A que sur la face B. Une mesure quantitative de cette dissymétrie, $D=|a_A-a_B|$, a été réalisée sur chaque éprouvette (Figure III-7). Sur cette figure, les résultats des éprouvettes pour lesquelles la fissure a bifurqué sont entourés en rouge et les éprouvettes pour lesquelles le front d'arrêt est trop proche de l'arrière de l'éprouvette n'apparaissent pas. Pour la majorité des éprouvettes, la dissymétrie mesurée est comprise entre 1 et 4 mm. Cette dissymétrie étant toujours dans le même sens, elle est probablement liée à une dissymétrie du chargement et non au phénomène d'arrêt de fissure. Nous ne tiendrons donc pas compte de cette dissymétrie dans les analyses qui suivent. On constate que les éprouvettes 138W et 138Y, testées à -50°C , présentent une dissymétrie beaucoup plus importante que les autres, de l'ordre de 14 à 15,4 mm. Ce sont des cas particuliers pour lesquels la fissure fragile ne s'est pas propagée sur toute l'épaisseur de l'éprouvette.

L'ensemble des courbes force-ouverture est présenté en annexe E. Afin de comparer l'évolution de ces courbes, un tracé « lissé » (échantillonnage tous les 500 points expérimentaux, sauf pour les deux essais à -150°C pour lesquels il y a eu deux phases de propagation-arrêt) a été réalisé (Figure III-8). Pour les températures inférieures à -100°C , le comportement global de l'éprouvette est linéaire jusqu'à l'amorçage de la fissure en clivage. A partir de -100°C , des non-linéarités apparaissent avant l'amorçage de la fissure en clivage. Plus la température est importante, plus les non-linéarités apparaissent tôt ce qui est cohérent avec le fait que la limite d'élasticité du matériau diminue avec la température. Par contre, pour deux essais à -50°C (essais 138W et 138Y repérés par des croix sur le graphique) les non-linéarités apparaissent plus tard et ces essais présentent donc un niveau de force plus important. Ces sont deux essais dont le faciès de rupture sort du plan de symétrie de l'éprouvette et présente une forte dissymétrie dans la propagation.

La comparaison de l'évolution de l'ouverture, du déplacement de la traverse et de la force en fonction du temps sur l'essai 138P (Figure III-9), montre, qu'au cours de la propagation de la fissure, la force chute brutalement jusque 0 et l'ouverture augmente (augmentation de 100% environ). L'essai ne se fait donc ni à force imposée ni à ouverture imposée même si le déplacement de la traverse est imposé. De plus, la différence entre l'évolution de l'ouverture et du déplacement de la traverse en fonction du temps montre que le montage a une certaine raideur qu'il est important de modéliser dans les simulations dynamiques comme nous le verrons par la suite (voir calcul de la raideur en annexe K). On doit noter néanmoins, que la fréquence d'acquisition de ces signaux donne un point toutes les 200 ms, alors que la propagation de fissure se produit en moins de 40 μ s. Ainsi, il est difficile de déterminer les conditions aux limites lors de la propagation de fissure.

N°	Température (°C)	a_0 (mm)	Branchement (oui/non)	V (m.s ⁻¹)		a_f (mm)		F_R (kN)
				Face A	Face B	Face A	Face B	
138AB		24,8	non	132	84	36 (48,7)	36 (48,7)	8,1 (7,3)
138F		25,4	non	333	371	45,1	43,3	9,5
138I		25,5	non	590	521	Pas d'arrêt	Pas d'arrêt	24,5
138J	-150	24,8	non	511	467	48,6	48,6	12,9
138K		25,3	non	486	486	Pas d'arrêt	48,3	14,4
138M		24	non	-	486	48,8	45,2	15,5
138V		25,2	non	-	-	39,4 (47,4)	37,6 (47,4)	7,9 (5,5)
138L		24,8	non	420	362	45	45	12,2
138T		24,8	non	508	509	46,6	46,6	14,7
138O	-125	25,2	oui	587	506	Pas d'arrêt	49,3*	32
138Z		24,5	oui	597	588	Pas d'arrêt	49,6*	24,1
138H		25,2	non	-	607	Pas d'arrêt	Pas d'arrêt	19
138AA		25,1	non	455	-	Pas d'arrêt	49,3*	37,5
138P	-100	24,5	non	580	600	Pas d'arrêt	Pas d'arrêt	26,8
138S		24,5	oui	474	343	Pas d'arrêt	47,4	39,4
138U		24,9	oui	380	-	49,9*	49,9*	38,9
138N	-75	25,2	non	430	-	49,3*	48,3	32,4
138R		25	non	-	-	47,7	45,8	31,4
138W	-50	24,4	non	-	-	41,4	26	35,8
138X		24,5	non	424	450	47,6	47,6	33
138Y		25	oui	-	-	40	26	33,9

Tableau III-2 : Conditions d'essais et résultats obtenus sur les essais sur CT (quand il y a deux séquences de propagation, la deuxième donnée est notée entre parenthèses) avec a_0 , la longueur de fissure initiale, V , la vitesse moyenne de propagation, a_f , la longueur de fissure finale et F_R , la force à rupture – Les longueurs à l'arrêt repérées par un astérisque sont tellement proches du bord arrière de l'éprouvette qu'on peut considérer qu'il n'y a pas d'arrêt

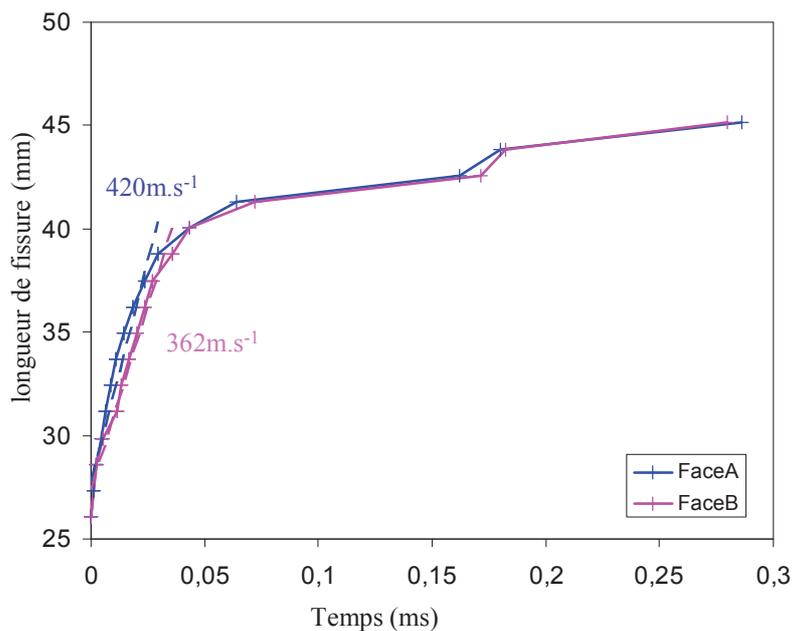


Figure III-4 : Evolution de l'avancée de fissure en fonction du temps sur l'éprouvette CT 138L testée à -125°C

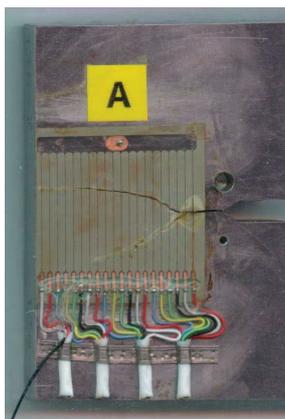


Figure III-5 : Branchement de la fissure à l'amorçage sur l'éprouvette CT 138Z testée à -125°C



$$l_{pf} = \frac{A}{B}$$

Avec A : aire de pré-fissure
 B : épaisseur de l'éprouvette
 l_{pf} : longueur moyenne de pré-fissure

Figure III-6 : Evaluation de la longueur de pré-fissure

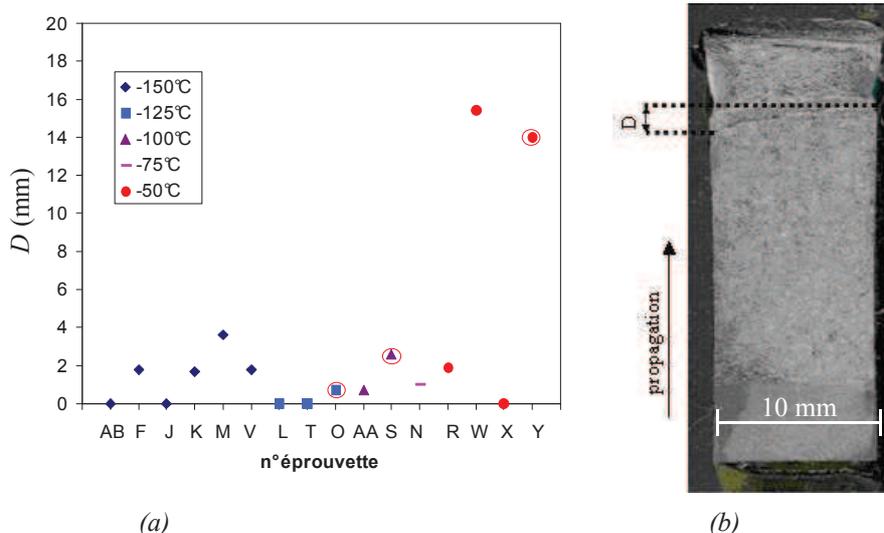


Figure III-7 : (a) Comparaison de la dissymétrie du front pour chacune des éprouvettes CT. (b) Méthode d'évaluation quantitative de la dissymétrie du front d'arrêt (éprouvette 138F)
Les cercles rouges indiquent les éprouvettes pour lesquelles une bifurcation a été observée.

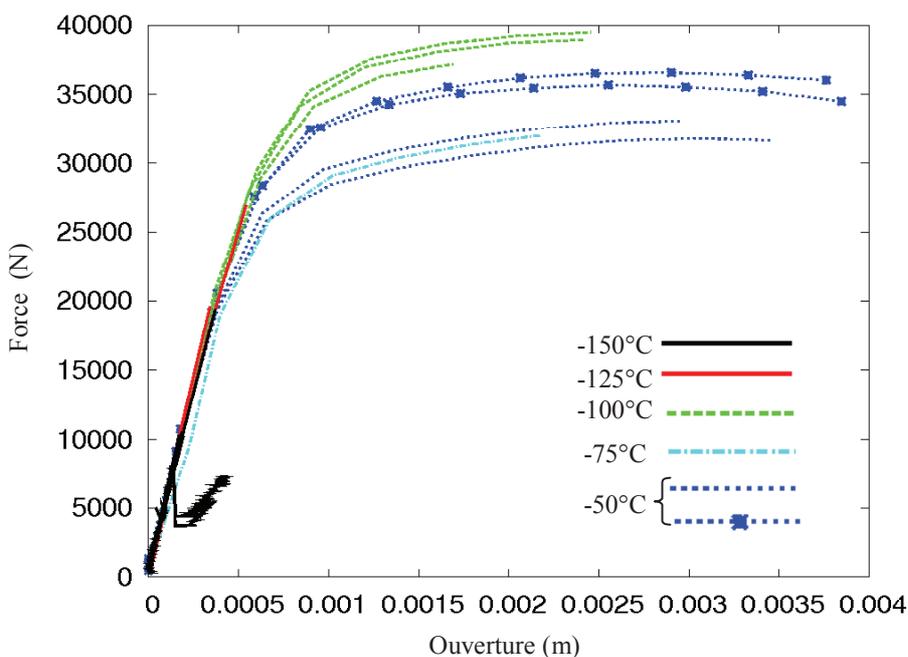


Figure III-8 : Comparaison de courbes force-ouverture obtenues sur les essais sur CT pour toutes les températures d'essais. Tracé avec échantillonnage tous les 500 points expérimentaux sauf pour les deux essais à -150°C pour lesquels il y a eu deux phases de propagation-arrêt. Les essais marqués par une croix représentent les essais pour lesquels le faciès de rupture présente une forte dissymétrie.

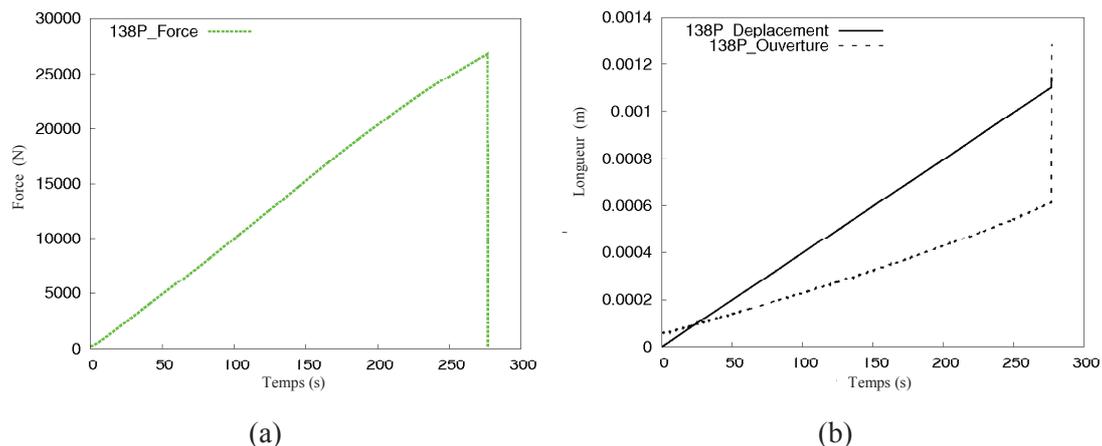


Figure III-9 : Evolution de la force (a), de l'ouverture de la fissure et du déplacement de la traverse (b) en fonction du temps pour l'essai sur l'éprouvette CT 138P testée à -100°C

III.2.3 Résultats expérimentaux sur anneaux

Six essais ont été réalisés par le CEA à des températures comprises entre -150°C et -50°C (Yuritzinn et Le Grasse, 2009). Les principales mesures et observations sont présentées dans ce paragraphe (Tableau III-3).

Les essais 136B et 136E (Tableau III-3) présentent deux séquences amorçage-propagation-arrêt. Comme pour les CT, le saut de fissure étant faible au cours de la première séquence amorçage-propagation-arrêt, les éprouvettes ont été remises en charge jusqu'à obtenir une nouvelle séquence amorçage-propagation-arrêt. Un phénomène de branchement est également mis en évidence sur certaines éprouvettes (Tableau III-3).

L'évolution de l'avancée de fissure en fonction du temps est mesurée sur chaque essai à l'aide des jauges à brins (Figure III-10). L'ensemble des courbes obtenues est présenté en annexe F. Pour chaque éprouvette, les vitesses de propagation moyennes ont été mesurées sur les deux faces (Tableau III-3). Pour certaines éprouvettes (notamment 136E, 136G et 136F), on constate une grande différence entre les vitesses mesurées sur les deux faces. Cette différence peut avoir diverses origines. Tout d'abord, le positionnement des jauges par rapport à la pointe de pré-fissure de fatigue étant délicat, on n'est pas assuré que la jauge soit toujours à la même distance de la pointe. De plus, sur certaines éprouvettes (notamment 136G et 136F), des jauges différentes (écartement des brins de 0.51 mm ou 0.25 mm) ont été installées sur chacune des faces. Dans tous les cas, on constate deux régimes de vitesse au cours de la propagation (Figure III-10). Une première partie de propagation à vitesse constante assez élevée (entre $129\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ et $780\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$) et une deuxième partie à vitesse plus faible (entre $57\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ et $150\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$). Les niveaux de vitesse obtenus au début de la propagation sont plus importants que ceux obtenus sur les éprouvettes CT. La différence entre ces deux régimes est plus marquée sur la face A, pour la majorité des éprouvettes.

Le marquage du front d'arrêt a été réalisé par un chargement en fatigue à la fin de l'essai. Les mesures des longueurs de fissure initiales, a_0 , et finales, a_f , sont réalisées sur les faciès de

rupture après l'ouverture des éprouvettes à la fin des essais (l'ensemble des macrographies est fourni en annexe F). A l'amorçage comme à l'arrêt, les longueurs de fissure face A, face B et moyenne (déterminée à partir de l'aire comme présenté au paragraphe III.2.2) sont mesurées (Tableau III-3). Pour les éprouvettes qui présentent deux séquences d'amorçage et d'arrêt, le premier front d'arrêt n'a pas été marqué par un chargement en fatigue conduisant à une incertitude de l'ordre de 1,25 mm sur la mesure de la longueur à l'arrêt. Sur les anneaux, on obtient, à toutes les températures, un arrêt de la fissure. Comme pour les résultats de la littérature présentés dans l'étude bibliographique (paragraphe II.2.3), le rapport a_f/W est toujours inférieur à 0,8. Ce point sera discuté par la suite.

L'ensemble des courbes force-ouverture est présenté en annexe F. L'essai étant en compression, c'est la valeur absolue de la force qui est présentée sur les graphiques. Afin de comparer l'évolution de ces courbes, un tracé « lissé » (échantillonnage tous les 250 points expérimentaux, sauf pour les deux essais à -150°C pour lesquels il y a eu deux phases de propagation-arrêt) a été réalisé (Figure III-11). A -150°C , le comportement global de l'éprouvette est linéaire jusqu'à l'amorçage de la fissure en clivage. A partir de -125°C , des non-linéarités apparaissent avant l'amorçage de la fissure en clivage. Comme pour les éprouvettes CT, plus la température est importante, plus les non-linéarités apparaissent tôt. On doit noter que sur tous les essais, une rupture de pente est observée aux alentours de 6.10^{-6} m d'ouverture qui correspond à une force d'environ 15 kN (Figure III-12).

La comparaison de l'évolution de l'ouverture, du déplacement de la traverse et de la force en fonction du temps sur l'essai 136D (Figure III-13) montre qu'au cours de la propagation de la fissure, la force varie peu (chute de 3%) alors que l'ouverture augmente fortement (augmentation d'environ 84%). On peut donc considérer que l'essai se fait à force imposée même si le déplacement de la traverse est imposé. Ce constat est généralisable à tous les autres essais sur anneaux (Tableau III-4). De plus, la différence entre l'évolution de l'ouverture et du déplacement de la traverse en fonction du temps montre que le montage a une raideur finie (voir calcul de la raideur en annexe K).

N°	T (°C)	a_0 (mm)			branchée (oui/non)	V(m.s ⁻¹)				a_f (mm)			F _R (kN)
		Face A	Face B	Moy.		1 ^{ère} phase		2 ^{ème} phase		Face A	Face B	Moy.	
						Face A	Face B	Face A	Face B				
136B	prop1	9,2	8,94	9,8	non	-	-	-	-	12,9	13,2	-	118,9
	prop2	12,9	13,2	-	non	-	-	-	-	16,9	17,2	-	172,3
136C	-150	9	8,9	9,7	non	629	756	132	12	16,7	14,9	-	147,5
136E	prop1	9,13	9,4	10,1	non	764	60	96	60	14,6	13,3	-	135,5
	prop2	14,6	13,3	-	non	-	-	-	-	15,7	13,9	-	161,5
136D	-125	9	8,9	9,9	non	780	654	133	153	18,1	18,1	-	201,7
136F	-50	8,53	8,53	9,4	oui	380	129	57	64	13,3	13,3	14,84	231,4
136G		9,06	9,06	9,76	oui	430	83	90	83	14,4	9,6	15,06	242,4

Tableau III-3 : Conditions d'essais et résultats obtenus sur les essais sur anneaux avec T, la température, a_0 , la longueur de fissure initiale, v, la vitesse de propagation, a_f , la longueur de fissure finale et |F_R|, valeur absolue de la force à rupture

N°	F (kN)		Chute de force (%)	U (mm)		Augmentation de U (%)	
	début de propagation	fin de propagation		début de propagation	fin de propagation		
136B	prop1	118,9	118,2	1%	0,064	0,096	51%
	prop2	172,3	170,9	1%	0,152	0,192	26%
136C		147,5	148	0%	0,083	0,152	84%
136E	prop1	135,5	133,8	1%	0,078	0,118	50%
	prop2	161,5	161,6	0%	0,146	0,157	8%
136D		201,7	195,8	3%	0,153	0,281	84%
136F		231,4	229,1	1%	0,758	0,989	30%
136G		242,4	237,4	2%	0,797	0,937	18%

Tableau III-4 : Valeur absolue de la force ($|F|$) et ouverture (U) en début et en fin de propagation sur les essais sur anneaux

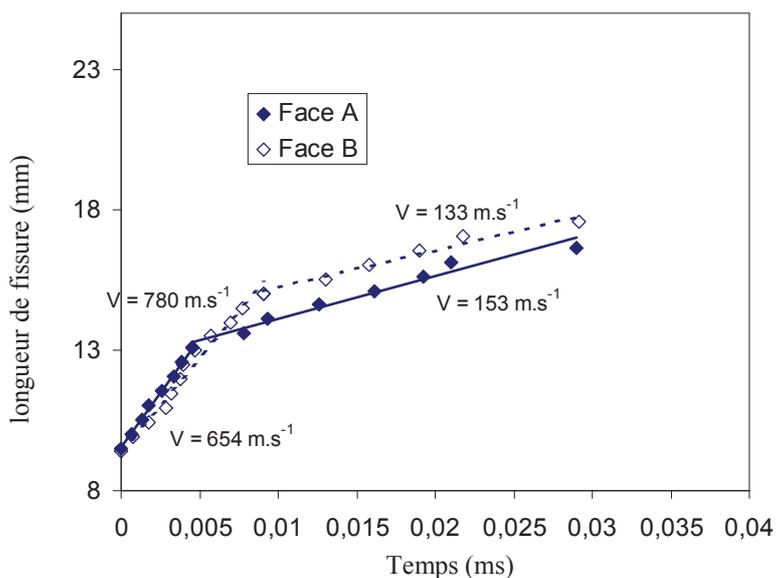


Figure III-10 : Evolution de l'avancée de fissure en fonction du temps pour l'essai sur l'anneau 136D testé à -125°C . Mesures sur les deux faces de l'éprouvette.

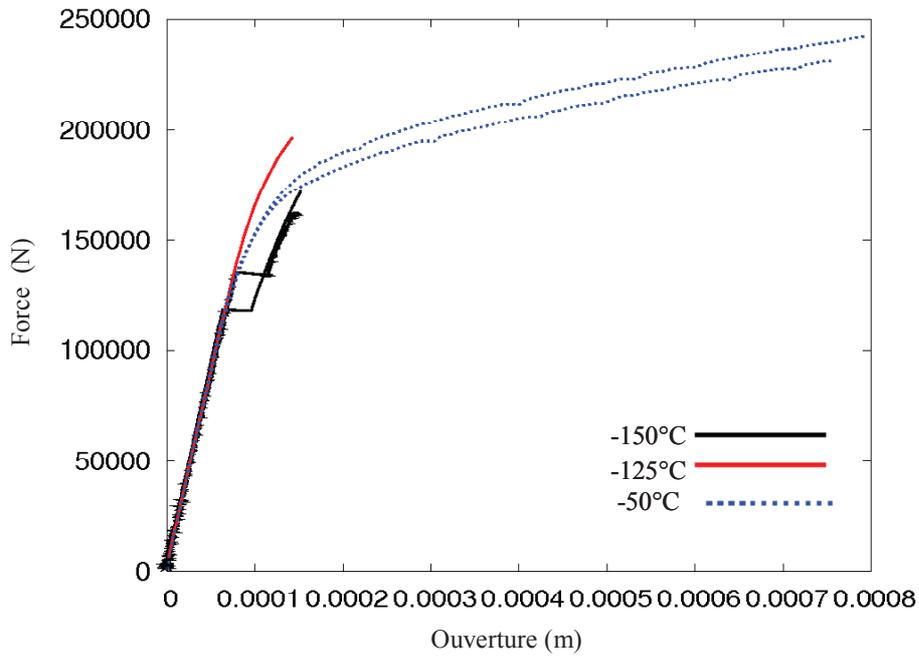


Figure III-11 : Comparaison de courbes force-ouverture obtenues sur les essais sur anneaux pour toutes les températures d'essais. Tracé avec échantillonnage tous les 250 points expérimentaux sauf pour les deux essais à -150°C pour lesquels il y a eu deux phases de propagation-arrêt.

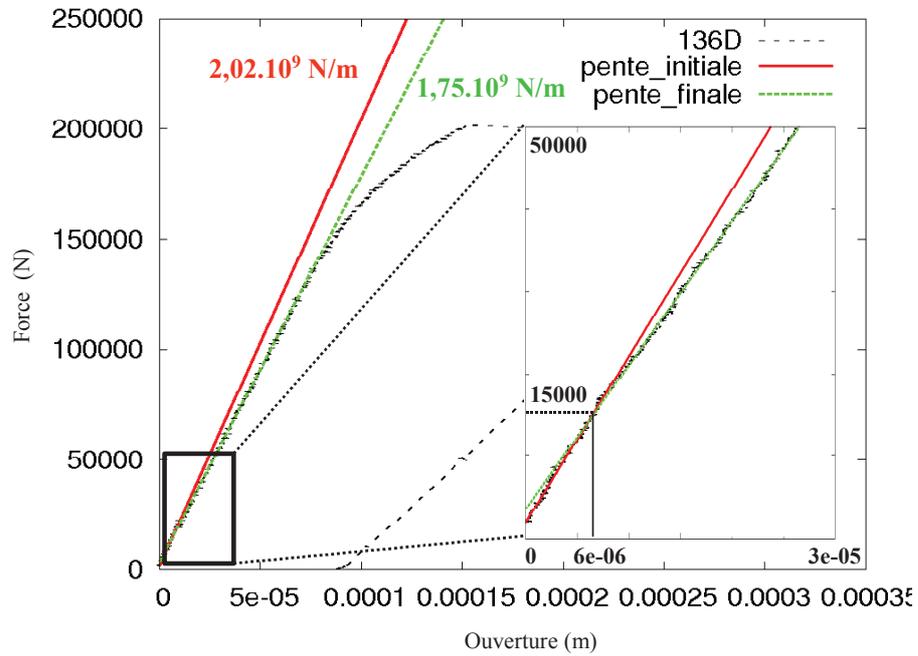


Figure III-12 : Illustration de la rupture de pente observée dans la partie élastique de la courbe force ouverture au cours de l'essai 136D (-125°C)

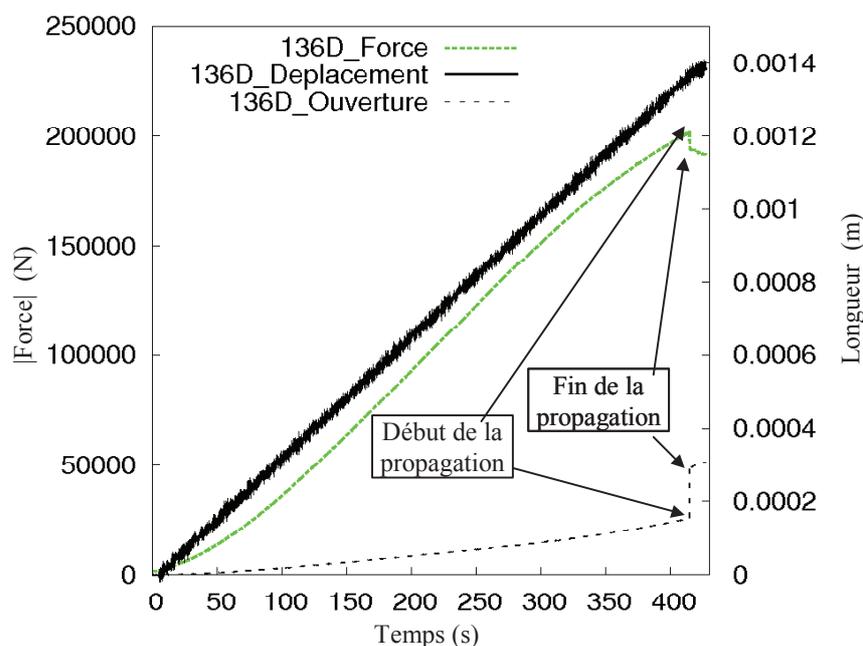


Figure III-13 : Evolution de la force, de l'ouverture et du déplacement de la traverse en fonction du temps pour l'essai sur l'anneau 136D testé à -125°C

III.3 Analyses fractographiques

Afin d'identifier les modes de rupture et de mieux comprendre le phénomène d'arrêt de fissure, des analyses fractographiques ont été réalisées sur les éprouvettes.

III.3.1 Démarche adoptée

On rappelle qu'après chaque essai, le front d'arrêt a été marqué par un chargement en fatigue avant l'ouverture complète des éprouvettes. Des analyses fractographiques ont ensuite été réalisées sur une partie des éprouvettes. Pour chaque faciès observé, les analyses se sont déroulées en trois étapes : tout d'abord l'analyse du front d'amorçage avec la localisation du site d'amorçage du clivage, puis l'analyse de la propagation, et enfin, l'analyse du front d'arrêt. La localisation du site d'amorçage a été faite de façon systématique sur toutes les éprouvettes. Les analyses de la propagation et de l'arrêt ont été réalisées sur une sélection d'éprouvettes (Tableau III-5). Les éprouvettes CT sélectionnées sont celles pour lesquelles l'analyse des macrographies laissait penser que l'arrêt était situé loin du bord de l'éprouvette. Pour les anneaux, en revanche, tous les essais à une même température étant similaires, une éprouvette par température a été observée. L'analyse d'une coupe transversale d'un anneau testé à -50°C a aussi été réalisée.

Différentes méthodes d'observation et de mesure ont été mises en œuvre.

Microscopie électronique à balayage (MEB)

Les observations fractographiques ont été réalisées sur différents MEB au laboratoire MSSMat de l'école Centrale de Paris et au centre de recherche EDF des Renardières.

Profilométrie 3D basée sur la stéréographie d'images MEB

Une profilométrie 3D a été réalisée sur nos échantillons en utilisant le logiciel MEX de chez Alicona qui permet de faire de la stéréographie d'images prises au MEB et des analyses quantitatives grâce à un logiciel de reconstruction 3D (Figure III-14). Des images de la même zone sont capturées au MEB en inclinant l'échantillon sous deux ou trois angles différents. Le logiciel MEX recalcule automatiquement la position relative des pixels des deux images et calcule la topographie de l'objet à partir des informations de taille de pixel et d'angle d'inclinaison. Une fois la topographie reconstruite, ces images 3D peuvent être visualisées et analysées pour mesurer des profils, des surfaces et des volumes.

Cette méthode peut être mise en œuvre aussi bien à forts qu'à faibles grossissements et permet d'avoir une image de la zone observée. Par contre, les prises d'images inclinées avec nécessité de recentrer l'échantillon après inclinaison, ainsi que les reconstructions 3D rendent la procédure relativement longue.

Profilométrie 3D à l'aide d'un système confocal

Une profilométrie 3D a été réalisée à l'aide d'un système confocal développé par Digital Surf (Figure III-15). Le système complet se compose d'une station de mesure équipée de trois axes de déplacement, d'un capteur confocal, d'une centrale de pilotage, d'un ordinateur et d'un logiciel de pilotage, d'acquisition (Volcanyon) et d'analyse (Mountains). Il permet de faire une reconstitution 3D de la surface analysée et d'extraire des profils. Le capteur confocal permet de réaliser des mesures de hauteur en utilisant des phénomènes d'interférence en lumière blanche (Figure III-16). La lumière provenant d'un point source W traverse un objectif interférométrique L et une surface de référence R avant d'atteindre la surface de l'échantillon. La superposition des pincesaux lumineux réfléchis par la surface de l'échantillon et par la surface de référence génère un phénomène d'interférence. Le pinceau réfléchi traverse l'objectif interférométrique en sens inverse et arrive sur un trou P qui filtre tous les rayons sauf ceux provenant du point origine M sur l'objet O . La distance entre l'échantillon et la surface de référence peut être extraite avec une résolution sub-nanométrique à partir de l'analyse du signal d'interférence.

Cette méthode permet d'analyser des zones plus grandes qu'avec la méthode basée sur la stéréographie d'images MEB autorisant ainsi des analyses statistiques. Par contre, on n'a pas d'image de la zone observée.

Type d'éprouvette	Température (°C)	N° éprouvette
CT	-150	138AB
	-150	138F
	-150	138M
	-150	138V
	-125	138L
	-125	138T
	-125	138Z
	-125	138H
	-100	138AA
	-100	138P
	-100	138U
	-50	138W
	-50	138Y
	Anneaux	-150
-125		136D
-50		136F

Tableau III-5 : Sélection des éprouvettes pour l'observation de la propagation et de l'arrêt de fissure

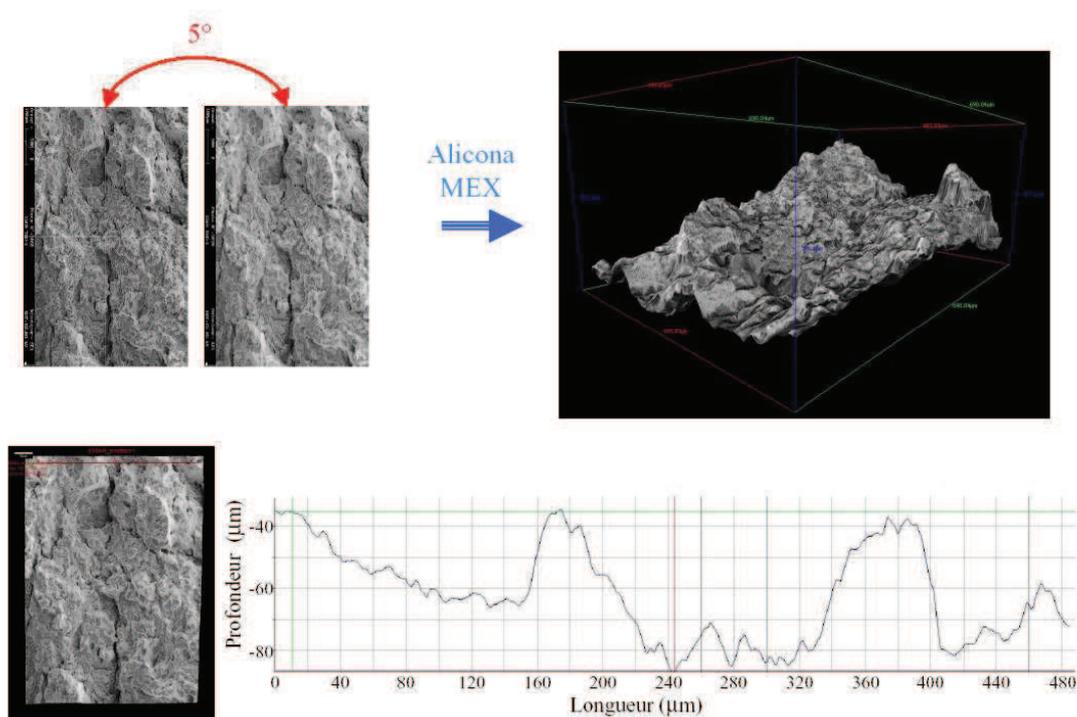


Figure III-14 : Reconstitution 3D basée sur la stéréographie d'images MEB – Analyse d'un profil le long d'une ligne

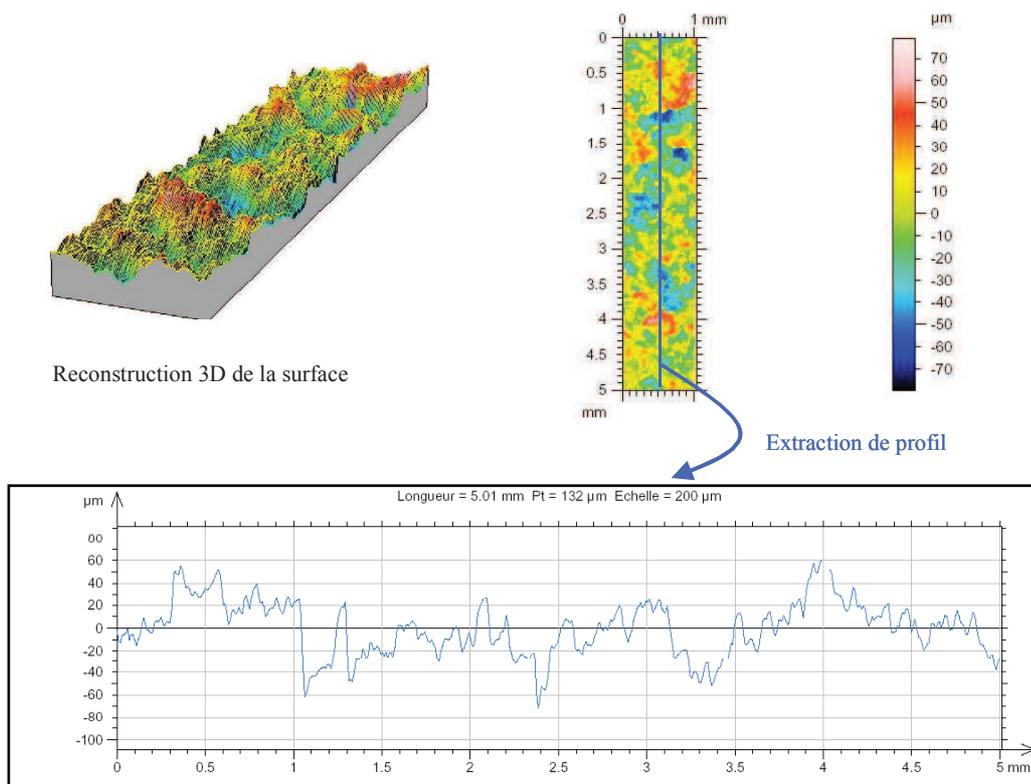


Figure III-15 : Exemple de surface 3D et de profil extrait à l'aide du système confocal

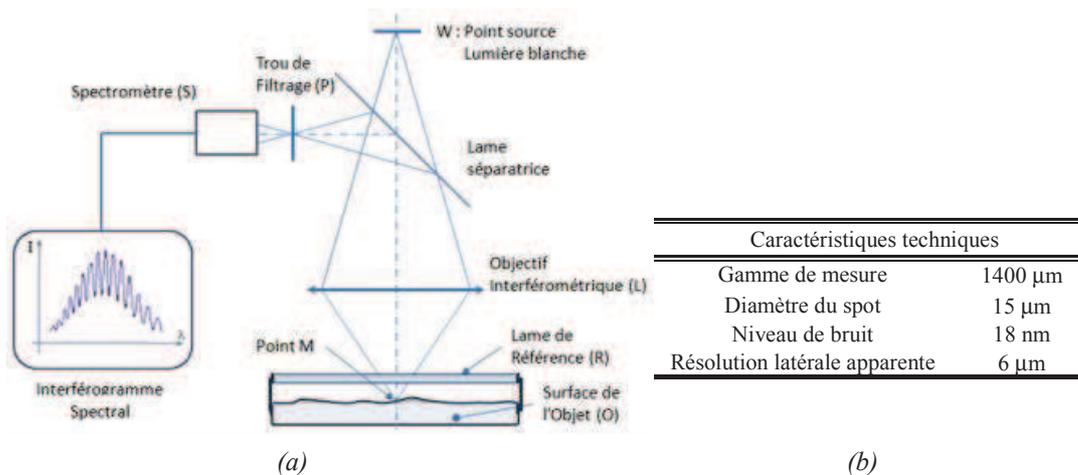


Figure III-16 : Capteur confocal – (a) Principe de fonctionnement – (b) Caractéristiques techniques

III.3.2 Etude de l'amorçage

Eprouvettes testées à basses températures (-150°C et -125°C)

Sur les deux géométries, on constate que l'amorçage à -150°C et -125°C se produit en clivage excepté pour l'éprouvette CT 138Z qui présente une propagation en déchirure ductile sur $30\ \mu\text{m}$ avant l'amorçage en clivage. Une observation à faible grandissement permet de localiser le site d'amorçage qui se situe au point de convergence de lignes de cisaillement. On peut ensuite utiliser de plus forts grandissements pour caractériser le site (Figure III-17).

Sur les anneaux, le front d'amorçage est plus large que sur les CT (anneaux d'épaisseur $25\ \text{mm}$) ; plusieurs sites d'amorçage sont visibles mais, sur chacune des éprouvettes, un site principal a été identifié. Des observations similaires ont été faites par Mäntylä et al. (1999) sur un acier proche du nôtre. Selon les auteurs, le site principal est activé en premier et les sites secondaires sont activés ensuite par l'avancée de la fissure principale. Sur les éprouvettes CT comme sur les anneaux, on constate que les sites d'amorçage sont répartis de façon homogène le long du front d'amorçage excepté près des bords des éprouvettes (Figure III-18). La distance au front d'amorçage varie entre $24\ \mu\text{m}$ et $991\ \mu\text{m}$ pour les éprouvettes CT et entre $40\ \mu\text{m}$ et $540\ \mu\text{m}$ pour les anneaux. Ces grandeurs sont cohérentes avec les observations de Mäntylä et al. (1999).

Sur la majorité des éprouvettes, la nature du site d'amorçage n'a pas été systématiquement établie. Par contre, pour les éprouvettes CT 138I et 138J testées à -150°C , le clivage s'amorce sur des inclusions de forme cubique d'environ $4\ \mu\text{m}$ de côté (Figure III-19). Une analyse aux rayons X a permis de montrer que ce sont des particules de nitrure de titane, TiN. Bordet et al. (2006), sur le même acier, ont mis en évidence de nombreux amorçages sur des particules TiN (particules cubiques d'environ $4\ \mu\text{m}$ de côté) : sur les éprouvettes de traction entaillées, cela concerne 90% des sites d'amorçage ; sur des géométries CT, cela concerne 55% des sites d'amorçage. Ils ont montré que ces sites sont situés à environ 8 fois la distance nécessaire pour atteindre le maximum de contrainte en pointe de fissure. Ces sites sont donc situés dans des zones caractérisées par un niveau de contraintes plus faible et donc peu déformées plastiquement. Les auteurs en concluent que le nombre de ces particules de TiN est faible dans le matériau mais que leur taille importante favorise le clivage.

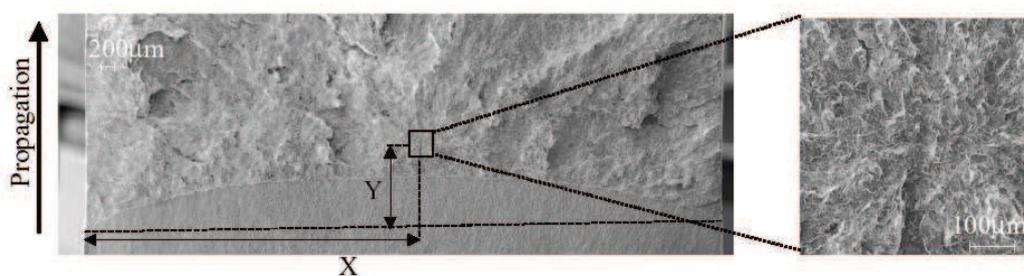


Figure III-17 : 138Z - Méthode de localisation du site d'amorçage

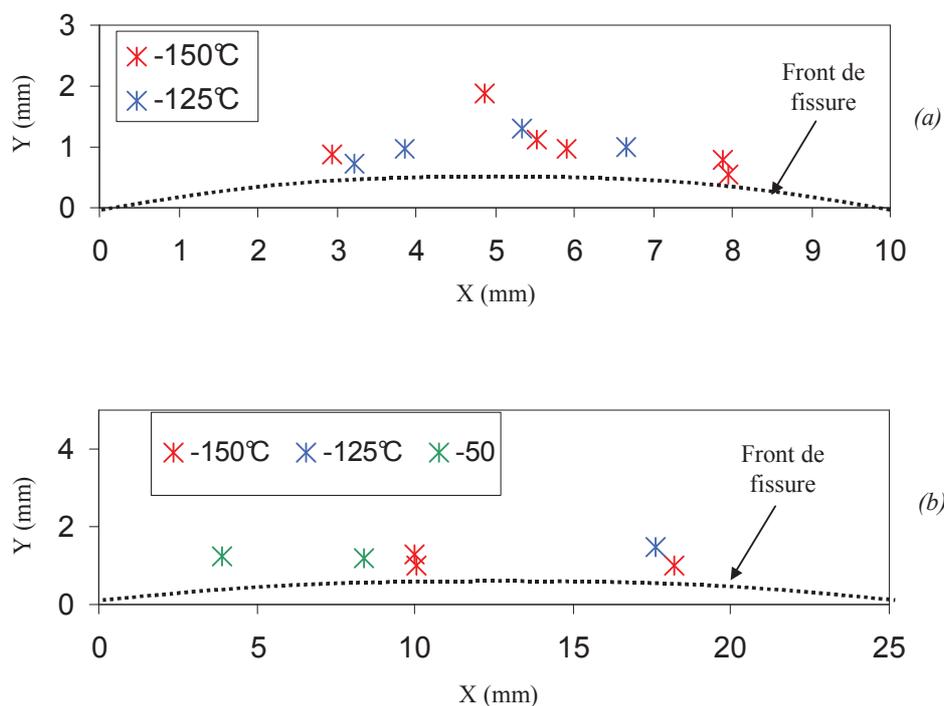


Figure III-18 : Positions des sites d'amorçage le long du front de fissure pour les éprouvettes CT (a) et pour les anneaux (b)

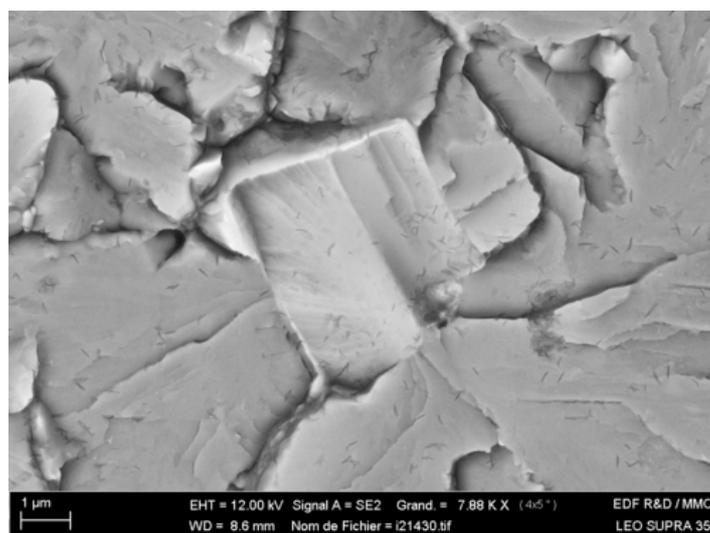


Figure III-19 : 138J - Site d'amorçage sur une particule TiN

Eprouvettes testées à -100°C et -50°C

A partir de -100°C pour les éprouvettes CT et -50°C pour les anneaux, le clivage est précédé par de la déchirure ductile sauf pour l'éprouvette CT 138P, testée à -100°C , pour laquelle la force à rupture est faible. La longueur de propagation maximale en déchirure ductile, a_{\max} , a été évaluée sur toutes les éprouvettes (Figure III-20).

Les résultats obtenus sur les éprouvettes CT sont comparés à ceux mesurés par Haušild (2002) (Figure III-21). Il faut noter que Haušild travaillait sur des CT25 en acier 16MND5 dont l'épaisseur n'était pas réduite. Il a montré sur des éprouvettes Charpy que la taille de la zone de déchirure ductile dépend de l'ouverture mais ne dépend pas de la température. Sur nos résultats, cette indépendance avec la température semble vérifiée. En effet, la relation entre l'ouverture et l'avancée de fissure est essentiellement cinématique, même si le comportement intervient. On constate que pour une ouverture donnée, la zone de déchirure ductile mesurée par Haušild est plus importante que celle mesurée sur nos éprouvettes. Cette différence peut être due au fait que nos éprouvettes sont d'épaisseur réduite. En effet, avec une épaisseur réduite, on s'approche plus d'un comportement en contraintes planes. Or, pour une ouverture donnée, le niveau de contraintes et le taux de triaxialité des contraintes est plus élevé en déformations planes qu'en contraintes planes. La longueur de la déchirure ductile en contraintes planes est donc moins importante qu'en déformations planes. Cette analyse est cohérente avec les observations expérimentales. En plus de cet effet mécanique, l'aspect matériau influence probablement aussi la taille de la zone de déchirure ductile : les deux campagnes d'essais ont été faites avec des matériaux très proches mais néanmoins différents, en particulier en teneur inclusionnaire.

Sur les anneaux testés à -50°C , la propagation de déchirure ductile est très limitée (de l'ordre de $170\ \mu\text{m}$) (Figure III-22).

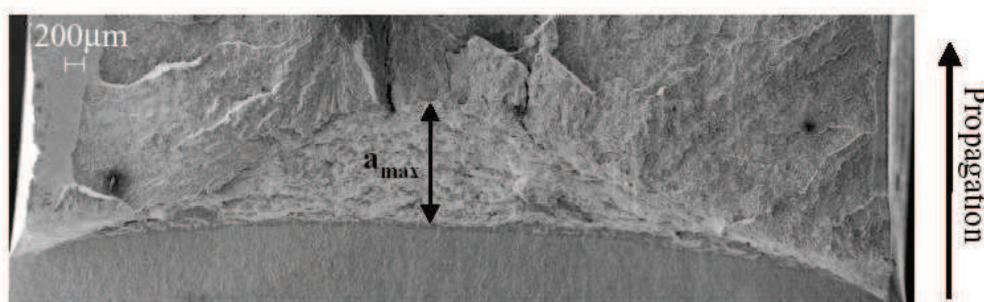


Figure III-20 : Méthode de mesure de la longueur maximale de la déchirure ductile – Illustration sur l'éprouvette CT 138U testée à -100°C

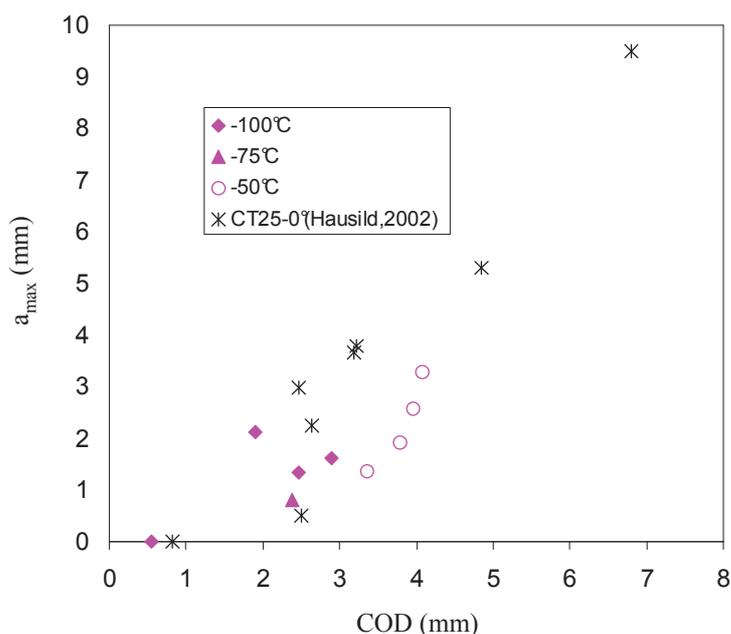


Figure III-21 : Comparaison de la taille de la déchirure ductile mesurée avec les résultats de Hausild (2002)

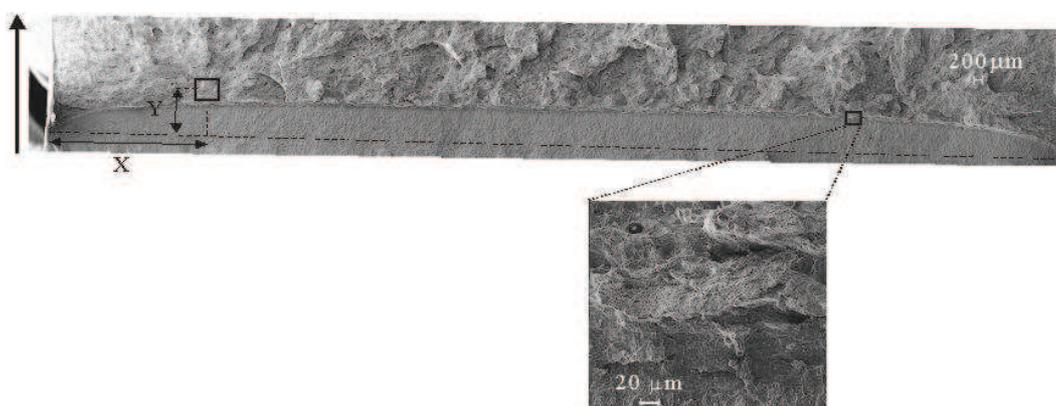


Figure III-22 : Front d'amorçage sur l'anneau 136F testé à -50°C

III.3.3 Etude de la propagation

L'ensemble des fractographies concernant les propagations de fissure est présenté en annexe G.

Eprouvettes CT testées à basses températures (-150°C et -125°C)

Sur les éprouvettes CT à -150°C et -125°C , on met en évidence des marches de cisaillement parallèles à la direction de propagation (Figure III-23 et Figure III-24). Plusieurs auteurs (voir paragraphe II.2.6) font des observations similaires sur leurs essais d'arrêt de fissure. Les hauteurs et les largeurs de ces marches de cisaillement ont été évaluées, à l'aide de la stéréographie d'images MEB, pour différentes positions le long de la propagation sur

l'éprouvette CT 138AB testée à -150°C et sur l'éprouvette 138L testée à -125°C (Figure III-25, Tableau III-6 et Figure III-27) (Dahl et al., 2010). On constate qu'à -150°C , la hauteur de ces marches augmente au cours de la propagation. A -125°C , les marches de cisaillement sont plus hautes juste après l'amorçage mais, dès que la propagation se met en place, on constate aussi une augmentation de la hauteur de marches de cisaillement avec la propagation. De plus, en comparant les hauteurs de marches obtenues à -150°C et à -125°C , on met en évidence une augmentation de cette hauteur avec la température. Les grandeurs mesurées sont cohérentes avec les observations de Hajjaj (2006) sur ses essais de choc thermique sur disque avec le même matériau. Il mesure des marches de cisaillement qui augmentent au cours de la propagation allant de $30\ \mu\text{m}$ en début de propagation à $150\ \mu\text{m}$ en fin de propagation. Hajjaj relie ces grandeurs à la taille d'un ancien grain austénitique qui est de $50\ \mu\text{m}$. Dans l'hypothèse d'un critère en contrainte, ces observations peuvent être reliées à la contrainte d'ouverture qui diffère en début et en fin de propagation et à la contrainte critique de clivage qui augmente avec la température. En effet, si la contrainte d'ouverture est grande (ou si la contrainte critique est faible), il n'y a pas de marche de cisaillement car tous les grains, quelle que soit leur orientation, sont susceptibles de cliver. Au contraire, si la contrainte d'ouverture est faible (ou la contrainte critique est élevée), seuls les grains présentant l'orientation la plus favorable cliveront et seront reliés par des marches de cisaillement s'ils ne sont pas sur le même plan.

Il faut noter une particularité pour l'éprouvette 138Z testée à -125°C (Figure III-26). En effet, en début de propagation, des marches de cisaillement orientées plus ou moins parallèlement à la direction de propagation sont présentes. A environ $11,6\ \text{mm}$ avant le bord de l'éprouvette, il n'y a plus de marches de cisaillement mais une « zone plus plate » sur environ $4,9\ \text{mm}$. Les marches de cisaillement réapparaissent ensuite et on constate une augmentation de leur hauteur et de leur nombre jusqu'à l'arrêt. En observant l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de l'avancée de fissure (Figure III-28), on constate que la vitesse de propagation est constante et de l'ordre de $500\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ dans la « zone plate ». Ensuite, la vitesse diminue rapidement jusqu'à l'arrêt. Il faut tout de même signaler que pour cet essai, deux fissures sont apparues à l'amorçage mais seule l'une d'entre elle s'est propagée.

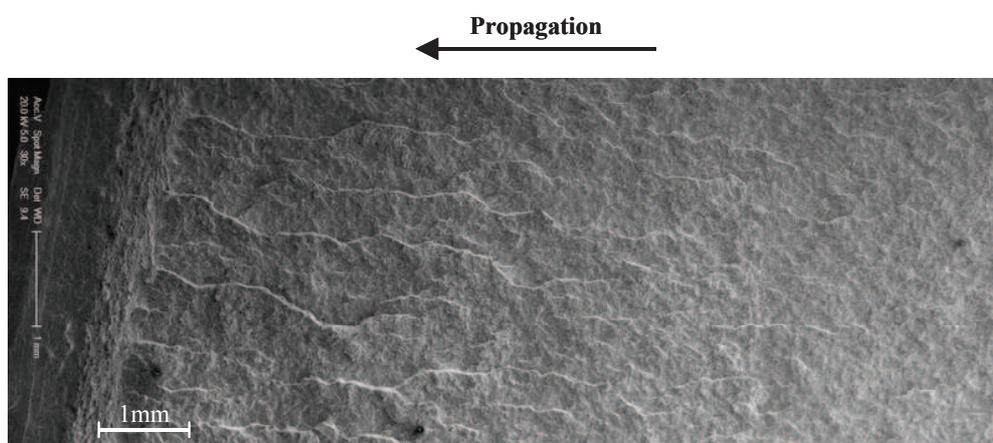


Figure III-23 : Marches de cisaillement parallèles à la direction de propagation sur l'éprouvette CT 138AB testée à -150°C

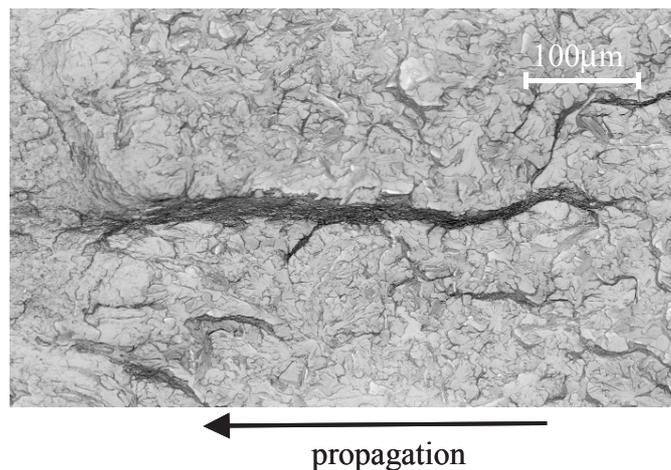


Figure III-24 : Zoom sur une marche de cisaillement proche du front d'arrêt de l'éprouvette CT 138AB testée à -150°C

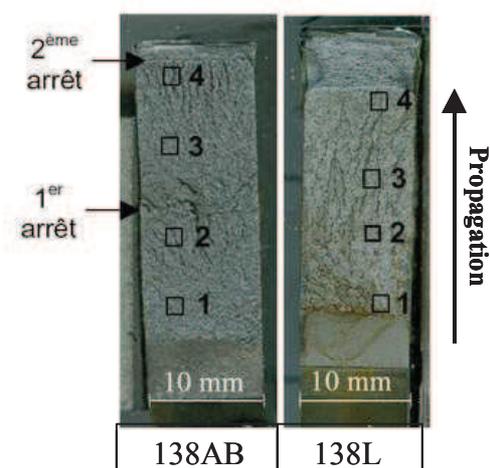


Figure III-25 : Localisation des mesures de hauteurs des marches de cisaillement sur les éprouvettes CT 138AB (testée à -150°C) et 138L (testée à -125°C)

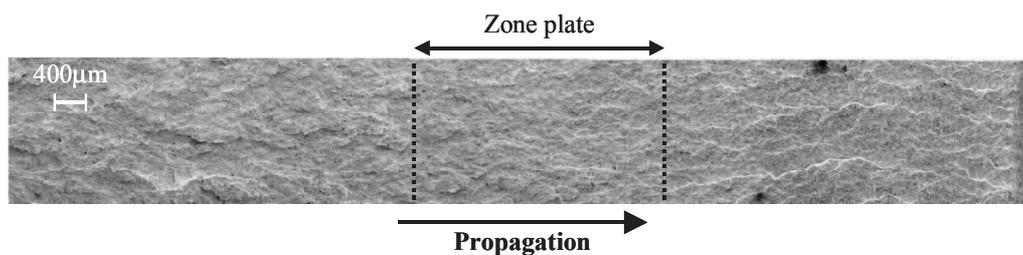


Figure III-26 : Zone plate au cours de la propagation de l'éprouvette CT 138Z testée à -125°C

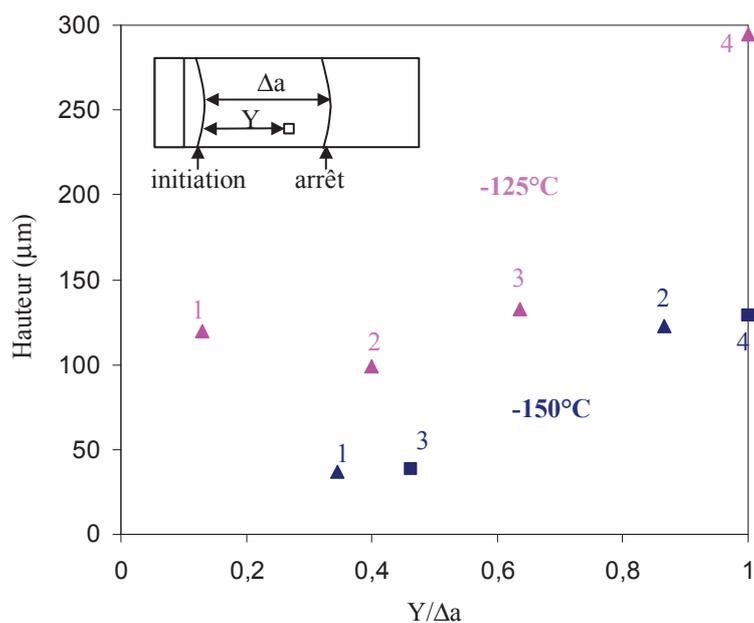


Figure III-27 : Comparaison des hauteurs de marches de cisaillement au cours de la propagation pour les éprouvettes CT (voir Figure III-25 pour les localisations des mesures le long de la propagation)

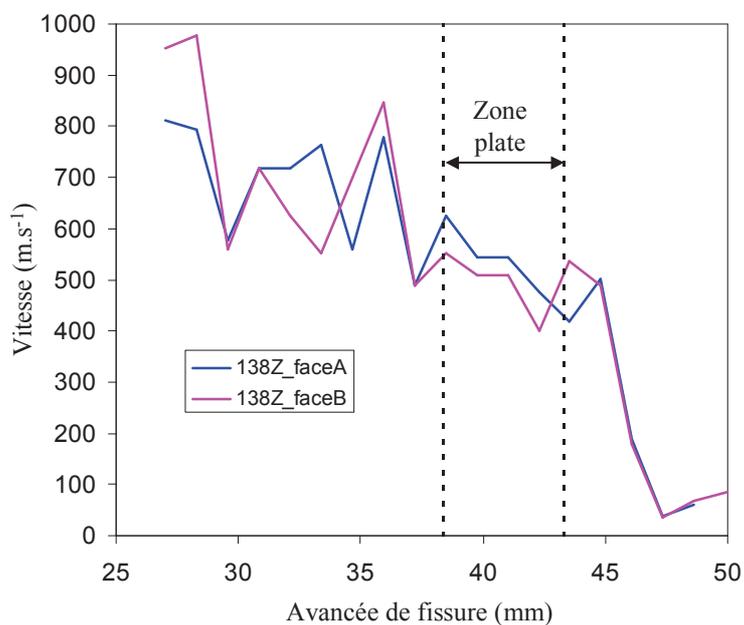


Figure III-28 : Evolution de la vitesse expérimentale $((a_i - a_{i-1})/\Delta t)$ en fonction de l'avancée de fissure sur les deux faces de l'éprouvette CT 138Z testée à -125°C

Température (°C)	N° éprouvette	Position	hauteur (µm)	largeur (µm)
-150	138AB	n°1	37	10
		n°2	123	46
		n°3	38	19
		n°4	129	42
-125	138L	n°1	120	42
		n°2	99	23
		n°3	133	50
		n°4	295	144

Tableau III-6 : Caractérisation des marches de cisaillement (voir Figure III-25 pour les localisations des mesures le long de la propagation)

Anneaux testés à basses températures (-150°C et -125°C)

Sur les anneaux testés à -150°C et -125°C , des marches de cisaillement parallèles à la direction de propagation sont également mises en évidence, mais elles sont moins marquées que sur les éprouvettes CT (Figure III-29).

Sur l'éprouvette 136C, testée à -150°C , nous avons mesuré les hauteurs de marches de cisaillement le long de la propagation comme sur les CT. La comparaison des résultats entre les anneaux et les éprouvettes CT (Figure III-30) montre que les marches de cisaillement sont moins importantes sur les anneaux surtout en fin de propagation et l'on ne constate pas d'augmentation des marches de cisaillement avec la propagation.

Il faut noter que cette méthode comporte un biais dû au fait qu'à une position donnée le long de la propagation, l'expérimentateur « choisit » la marche de cisaillement à analyser en supposant qu'elle est représentative. Sur les anneaux, les marches de cisaillement étant beaucoup moins marquées, le biais peut être très important, c'est pourquoi une autre méthode a été mise en œuvre pour évaluer le relief au cours de la propagation.

A l'aide du système confocal, une topologie 3D est réalisée sur différentes zones le long de la propagation à -150°C (éprouvette 136C) et à -125°C (éprouvette 136D). Pour chaque éprouvette, trois zones de 1 mm x 5 mm sont caractérisées (Figure III-31) :

- une première zone proche de l'amorçage (en rose sur le schéma),
- une seconde zone au milieu de la propagation (en bleu sur le schéma),
- une troisième zone proche de l'arrêt (en vert sur le schéma).

Sur chaque zone, on extrait 3 profils perpendiculaires à la direction de propagation :

- un premier profil au début de la zone (p1),
- un deuxième profil au centre de la zone (p2),
- un troisième profil à la fin de la zone (p3).

L'ensemble des profils est présenté en annexe H. Si l'on s'intéresse à une seule zone (Figure III-32), on constate que le relief semble assez homogène sur une zone donnée. Si maintenant on étudie l'évolution des marches de cisaillement au cours de la propagation (Figure III-33), on peut voir qu'à cette température le relief est très important à l'amorçage, il diminue ensuite au cours de la propagation puis augmente à nouveau près de l'arrêt de fissure. Enfin, le relief semble augmenter avec la température (Figure III-34).

Afin de caractériser quantitativement le relief des zones étudiées, les moyennes arithmétique, S_a , ou quadratique, S_q , des écarts de hauteur à la moyenne (voir définition en annexe I) ont été évaluées sur chaque zone (Figure III-35). A -150°C , le relief augmente légèrement au cours de la propagation. A -125°C , le relief est plus important juste après l'amorçage, puis il augmente avec la propagation. On constate aussi que le relief est plus important à -125°C qu'à -150°C . Ces résultats sont cohérents avec ceux trouvés sur les éprouvettes CT, présentés au paragraphe précédent.

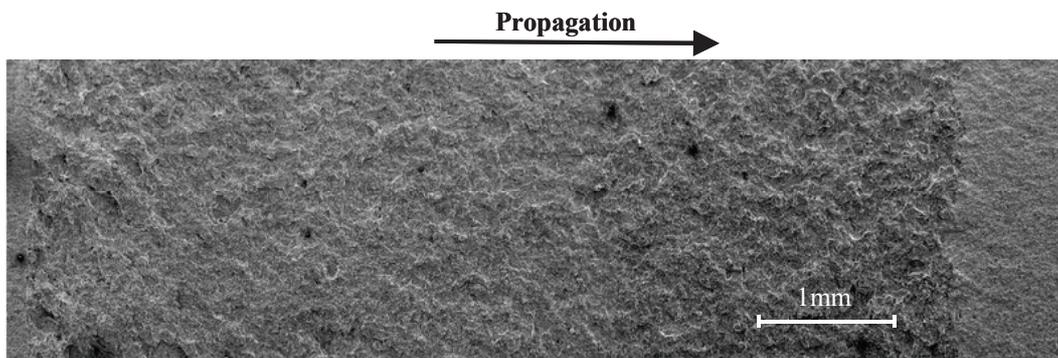


Figure III-29 : 136C – Faciès de rupture

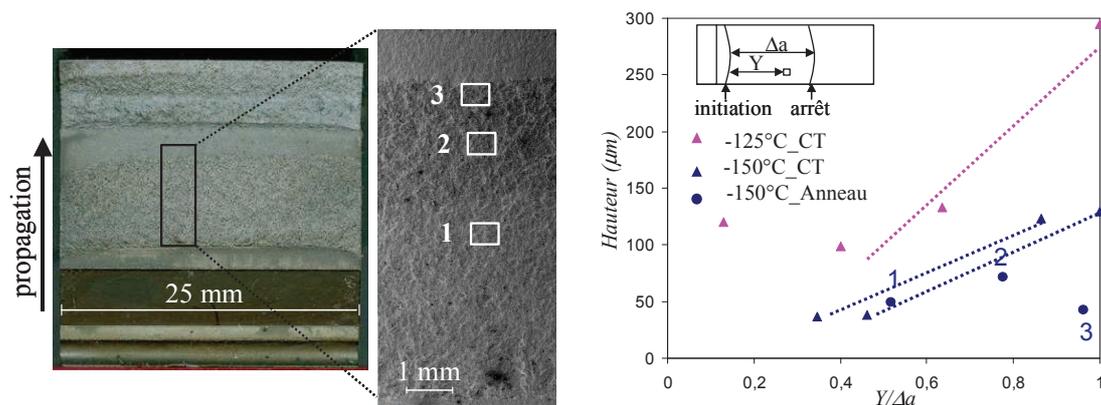


Figure III-30 : Evaluation des hauteurs de marches de cisaillement par la stéréographie d'images MEB sur l'anneau 136C testé à -150°C (Les résultats sur les CT sont ceux présentés Figure III-25)

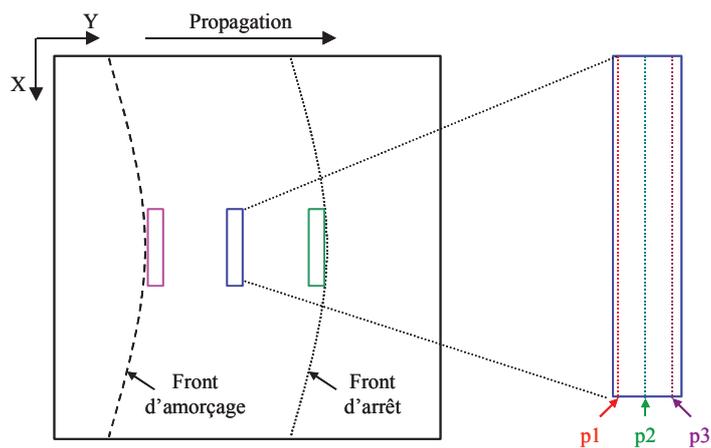


Figure III-31 : Schématisation des zones observées avec le système confocal

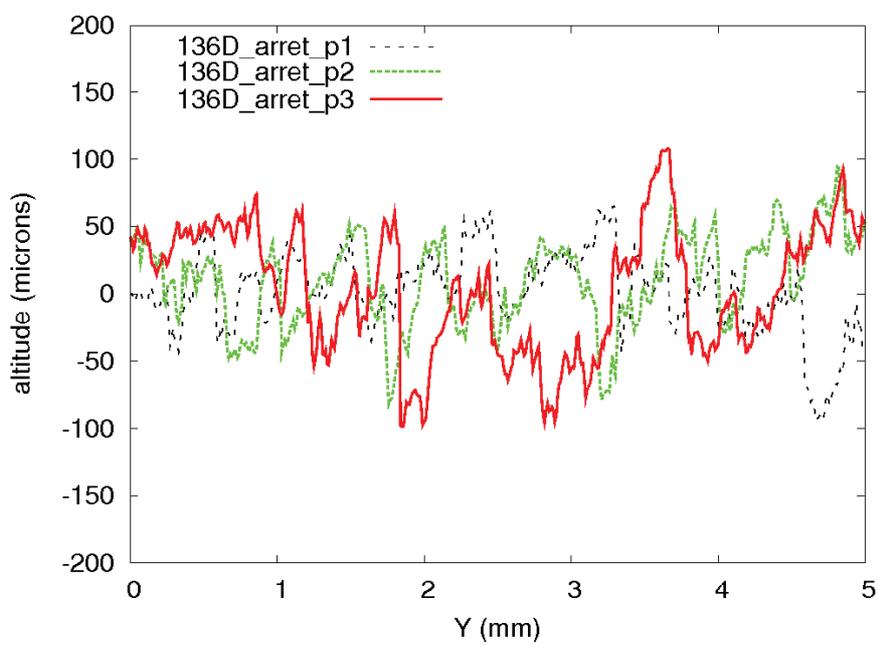


Figure III-32 : Profils p1, p2 et p3 dans la zone d'arrêt de l'anneau 136D testé à -125°C

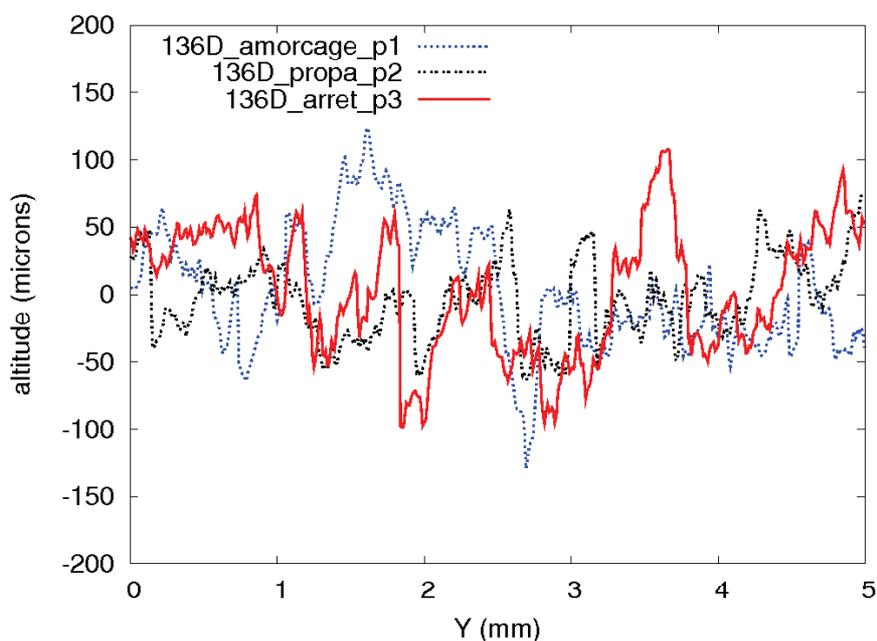


Figure III-33 : Comparaison des profils proche de l'amorçage (amorçage_p1), au cours de la propagation (propa_p2) et proche de l'arrêt (arret_p3) pour l'anneau 136D testé à -125°C

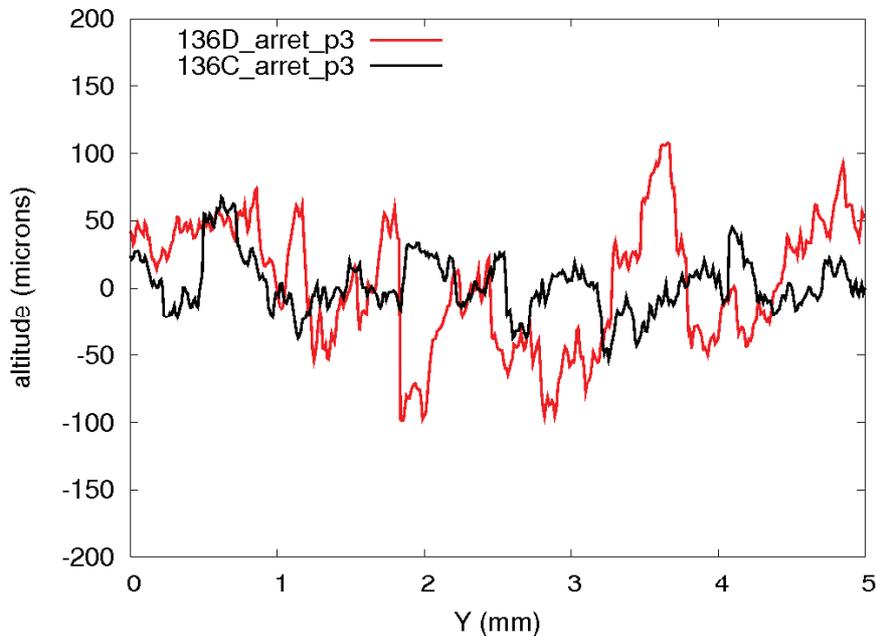


Figure III-34 : Comparaison des profils proches de l'arrêt à -150°C (anneau 136C) et à -125°C (anneau 136D)

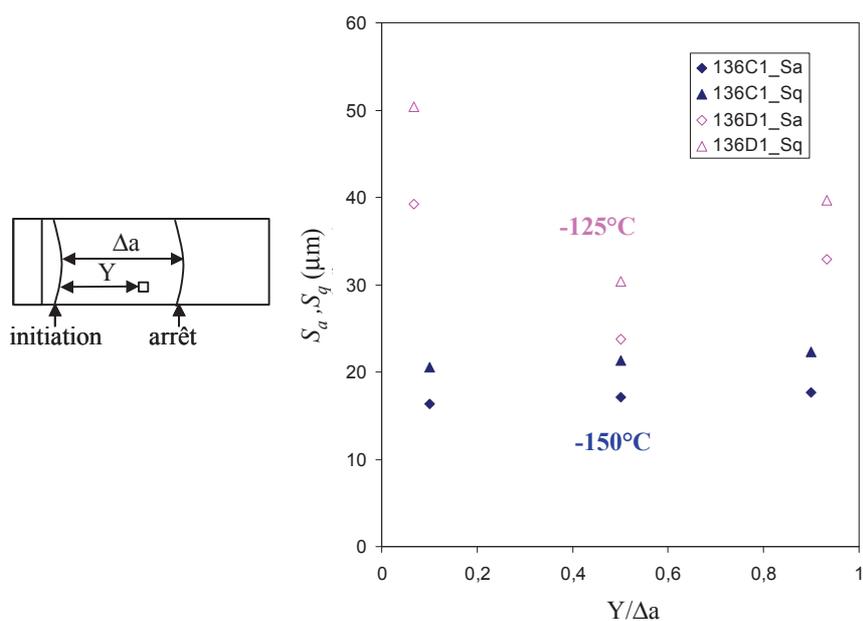


Figure III-35 : Moyennes arithmétique et quadratique des écarts à la moyenne le long de la propagation à -150°C (136C) et -125°C (136D)

CT testées -100°C

A -100°C , sur les éprouvettes CT, les faciès de rupture présentent un relief important. En début de propagation, on met en évidence des marches de cisaillement qui suivent globalement la direction de propagation (Figure III-36). Ensuite, le relief diminue, les marches de cisaillement s'interrompent et on observe une « zone plate » quelques millimètres avant l'arrêt de fissure (Tableau III-7). Il faut noter qu'aucun arrêt n'a été obtenu à cette température sur ces éprouvettes. La fissure s'est toujours propagée jusqu'au bord arrière de l'éprouvette.

Des mesures quantitatives du relief, perpendiculairement au sens de propagation, ont été réalisées via la stéréographie d'images MEB, le long de la propagation au centre de l'éprouvette 138AA (Figure III-37). En début de propagation, les hauteurs de marche varient entre $200\ \mu\text{m}$ et $400\ \mu\text{m}$ puis elles diminuent pour atteindre des hauteurs autour de $75\ \mu\text{m}$. On peut donc penser que la propagation est plus difficile au départ. Par contre, l'analyse de l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de l'avancée de fissure pour les éprouvettes CT rompues à -100°C (Figure III-38) montre que, dans tous les cas, la zone plate correspond au moment où la vitesse de la fissure décroît fortement, juste avant d'atteindre le bord arrière de la fissure.

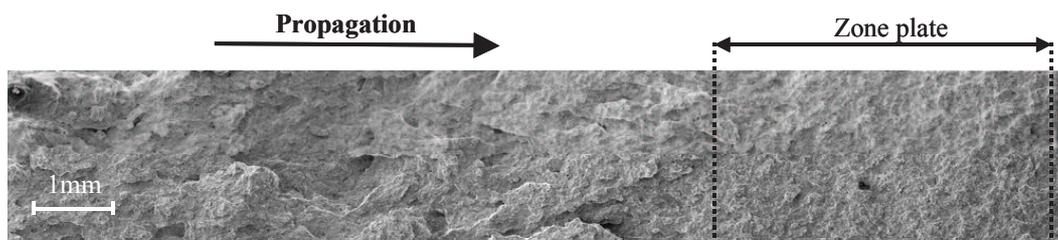


Figure III-36 : Propagation par clivage avec présence de marches de cisaillement pour l'éprouvette CT 138P testée à -100°C

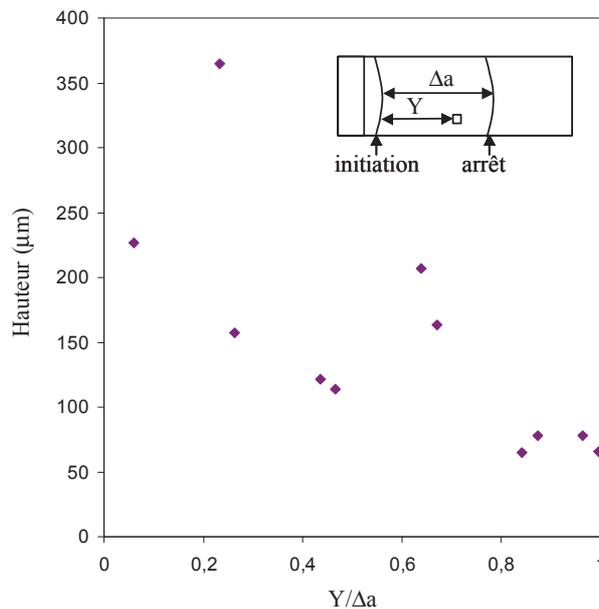


Figure III-37 : 138AA – Mesure des hauteurs de marches de cisaillement le long de la propagation pour l'éprouvette CT 138AA testée à 100°C

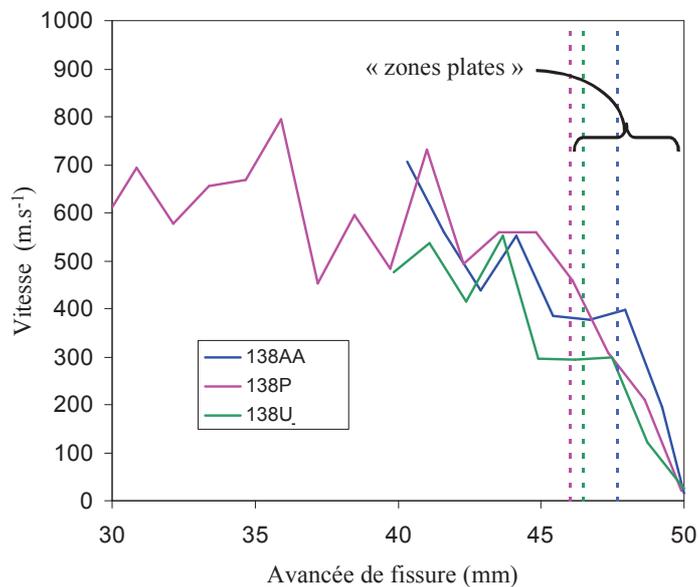


Figure III-38 : Epreuves CT à -100°C – Evolution de la vitesse de fissuration mesurée avec l'avancée de fissure

Eprouvette	Taille de la « zone plate » (mm)
138AA	2,3
138P	4
138U	3,5

Tableau III-7 : Taille de la « zone plate » pour les éprouvettes CT à -100°C

CT et anneaux testées à -50°C

A -50°C , les faciès des CT comme ceux des anneaux présentent un relief important (Figure III-39). Aucune mesure quantitative du relief n'a été réalisée à cette température car la qualité de la surface n'a pas permis de mettre en œuvre le système confocal (mauvaise réflexion de la lumière). De plus, le capteur confocal n'étant pas motorisé dans le sens de l'altitude, le système ne permet pas de mesurer des dénivellations trop importantes ($>800\ \mu\text{m}$). Sur 2 éprouvettes CT, parmi les 4 éprouvettes testées, la fissure ne s'est pas propagée sur toute l'épaisseur de l'éprouvette (Figure III-40).

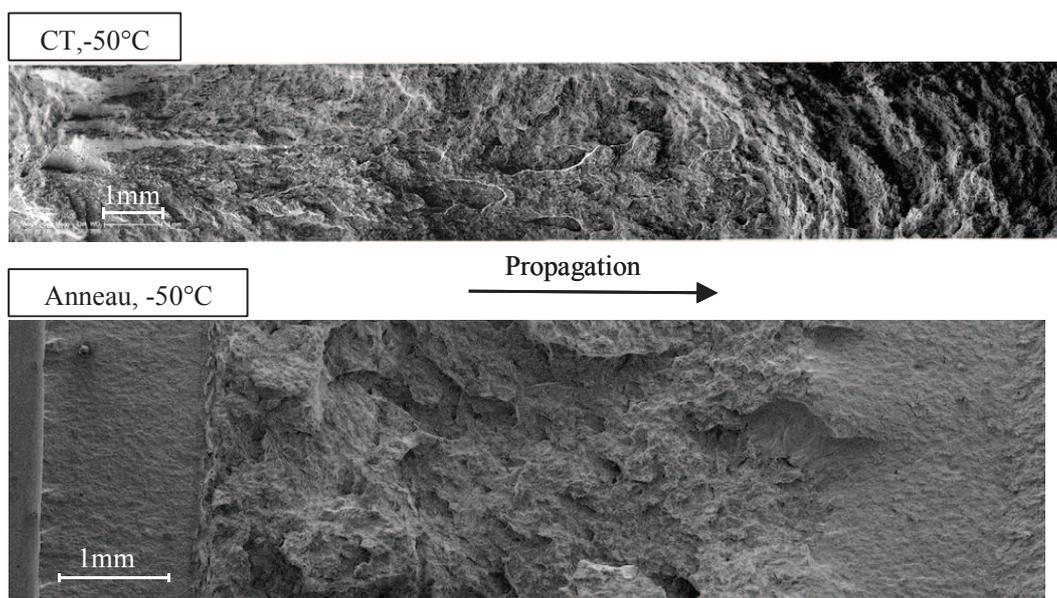


Figure III-39 : Faciès de rupture sur éprouvette CT (éprouvette 138Y) et sur anneau (éprouvette 136F) à -50°C



Figure III-40 : Faciès éprouvette 138W, testée à -50°C – Le trait en pointillé rouge matérialise le front d'arrêt

III.3.4 Etude de l'arrêt

CT et anneaux testés à -150°C et -125°C

L'observation du front d'arrêt à -150°C et -125°C , sur les anneaux comme sur les éprouvettes CT (Figure III-41), montre un arrêt en clivage. Sur les deux types d'éprouvette, le front d'arrêt est rectiligne avec une légère courbure du front sur les bords des éprouvettes due probablement à l'effet de contrainte plane. On met aussi en évidence un émoussement qui semble important sur le front d'arrêt mais nous ne l'avons pas caractérisé quantitativement.

Une attention particulière a été portée à l'observation des marches de cisaillement près du front d'arrêt. En effet, Genty (1989), Iung et Pineau (1996), Bouyne (1999) et Link et al. (2009) mettent en évidence dans leurs essais d'arrêt de fissure suivis d'un marquage thermique du front d'arrêt puis ouverture à froid, des ligaments non oxydés qu'ils interprètent comme étant des ligaments rompus post-arrêt. L'observation des marches de cisaillement proches du front d'arrêt sur nos essais ne met pas en évidence de chargement par fatigue ou d'autres signes qui nous permettraient de conclure qu'ils ont été rompus après l'arrêt de la fissure. Nos observations sont conformes à celles faites par Hajjaj (2006). Par ailleurs, l'analyse de la zone rompue en fatigue après l'arrêt ne met pas en évidence de facette de clivage isolée en avant du front de fissure. Ces observations laissent penser que les phénomènes de propagation et d'arrêt de fissure sont gouvernés par un comportement collectif des grains (Hajjaj et al., 2005).

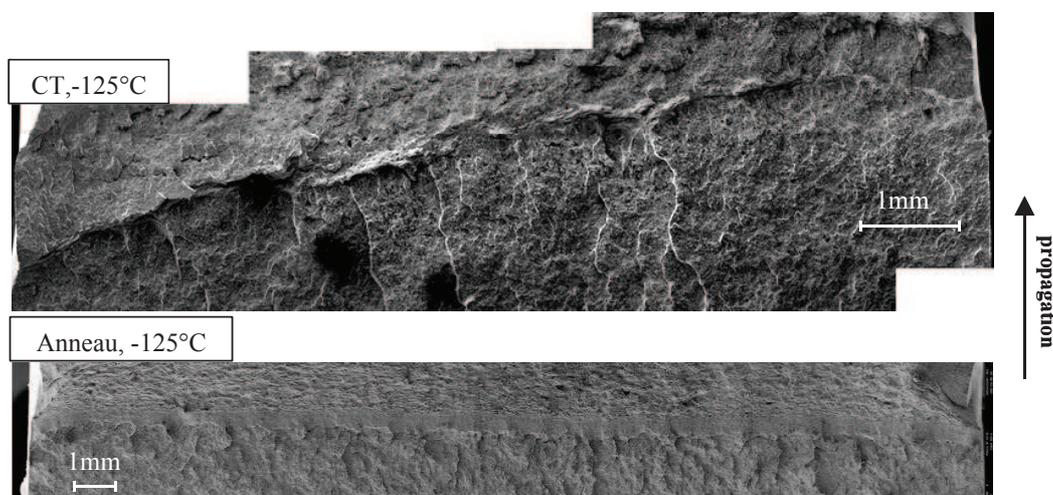


Figure III-41 : Front d'arrêt sur CT (éprouvette 138F) et sur anneau (éprouvette 136D) à -125°C

CT testées à -100°C

A -100°C , après observation au MEB, on constate que le front d'arrêt est très proche du bord arrière de l'éprouvette (Tableau III-8). Même si l'éprouvette n'est pas totalement rompue par clivage, un faible rechargement est nécessaire pour séparer les deux parties de l'éprouvette. On peut donc considérer que pour ces essais, la fissure ne s'arrête pas.

Eprouvette	Distance entre le front d'arrêt et le bord arrière (μm)
138AA	420
138P	< 100
138U	< 100

Tableau III-8 : Epreuves CT rompues à -100°C – Distance entre le front d'arrêt et le bord arrière de l'éprouvette

Anneaux et CT testés à -50°C

Pour les essais sur CT à -50°C , l'arrêt de fissure est obtenu sur 2 essais uniquement et la propagation ne s'est pas étendue à toute l'épaisseur de l'éprouvette et n'est pas plane. Le front d'arrêt obtenu est donc fortement dissymétrique (Figure III-42). On constate tout de même que l'arrêt se produit en clivage et que le front d'arrêt est régulier. Comme pour les observations à -125°C , on ne met pas en évidence de ligament non rompu en arrière du front, ni de facette de clivage isolée en avant du front.

Pour les essais sur anneaux, à -50°C , on constate que l'arrêt se produit en clivage. Le front d'arrêt est fortement irrégulier avec une forte courbure du front sur les bords de l'éprouvette due à l'effet de contrainte plane (Figure III-43).

Une analyse fine du front d'arrêt met en évidence les points suivants :

- présence de dénivellations dans la zone de fatigue qui montre que l'arrêt de fissure ne se produit pas dans un plan mais que, localement, la fissure sort de ce plan (voir repère n°3 sur la Figure III-43).
- Présence, le long du front d'arrêt, de traces de fissures perpendiculaires au plan d'observation (voir repère n°1 de la Figure III-43) laissant penser qu'il y a des départs de fissures secondaires en dehors du plan.
- Présence de facettes de clivage en avant du front (voir repère n°2 de la Figure III-43) qui montrent que très localement, la fissure a avancé plus rapidement. Il faut noter que ces facettes ne sont pas isolées et sont toujours reliées à la fissure principale.

On peut donc penser que dans cette configuration (-50°C et anneau en compression), l'avancée de fissure avant son arrêt se fait par l'intermédiaire de bifurcations locales, qui se propagent en dehors du plan et qui se rejoignent au cours de la propagation (Figure III-44). Afin de vérifier cette analyse, une coupe transversale de l'éprouvette a été observée au MEB (étude détaillée fournie en annexe J). Des fissures secondaires hors plan, reliées ou non à la fissure principale, avec des arrêts sur des barrières micro-structurales ont été observées. Ces observations sont en accord avec celles faites par Bouyne (1999), Haušild (2005) ou Hajjaj (2006) dans des aciers bainitiques mais elles ne permettent pas de confirmer l'analyse proposée. Une étude plus poussée, effectuée sur plusieurs coupes successives, serait nécessaire pour apporter des éléments supplémentaires.

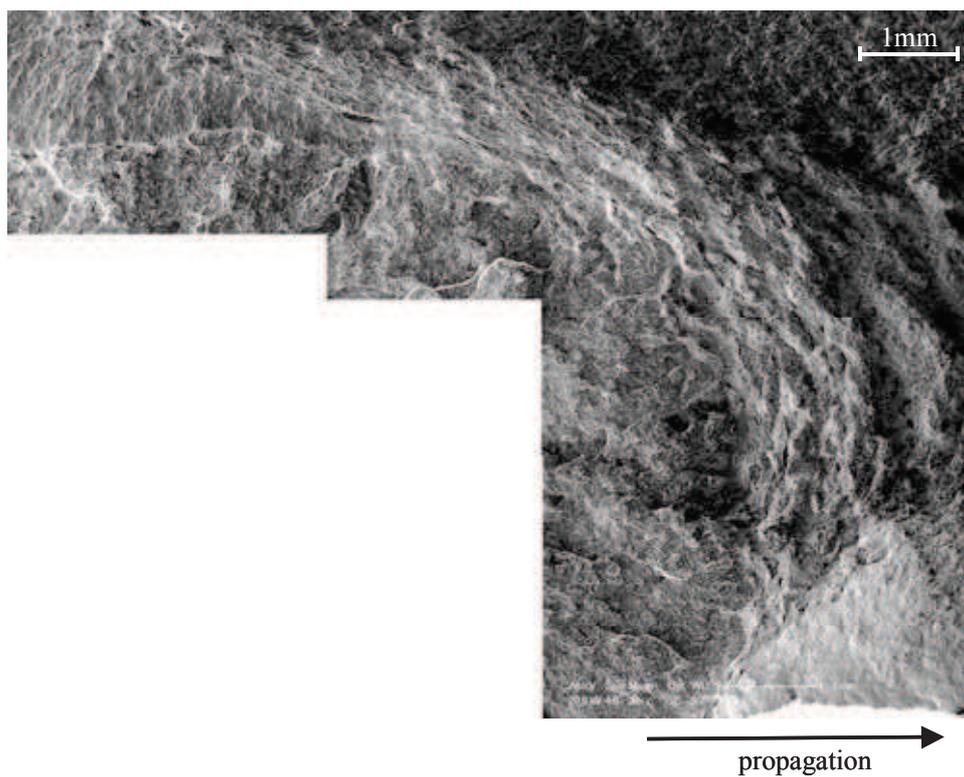


Figure III-42 : 138Y - Front d'arrêt de l'éprouvette CT 138Y testée à -50°C

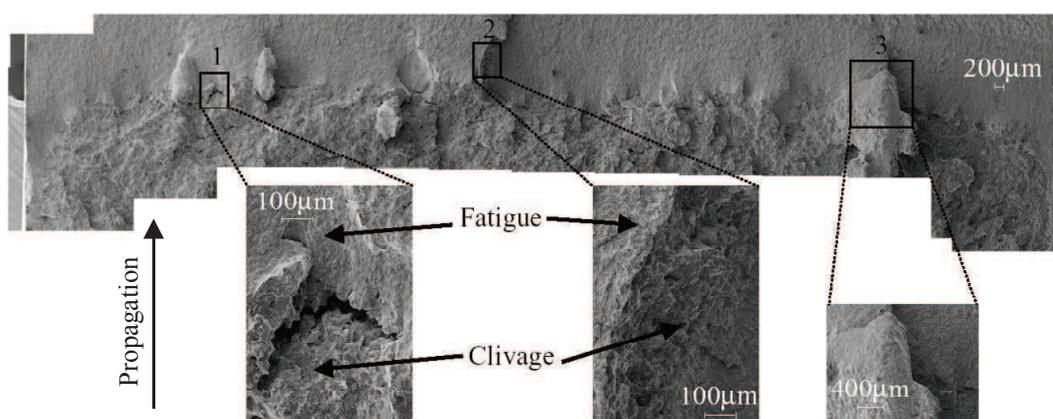


Figure III-43 : Front d'arrêt de l'anneau 138F testé à -50°C

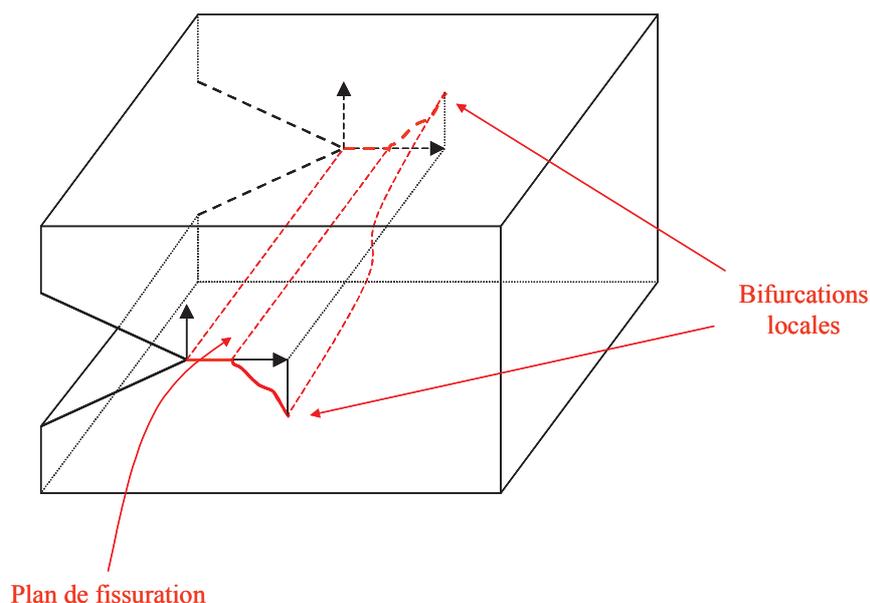


Figure III-44 : Schéma de l'avancée de fissure sur anneaux à -50°C

III.3.5 Synthèse des observations

Les principales conclusions des observations fractographiques sont les suivantes (Figure III-45) :

- Sur les deux géométries, l'amorçage se produit en clivage quand la température est inférieure à -125°C . Au delà, on met en évidence de la déchirure ductile avant l'amorçage en clivage. La longueur de déchirure ductile augmente avec la température sur les éprouvettes CT mais reste assez limitée sur les anneaux.
- La propagation et l'arrêt se font toujours en clivage.
- Sur les éprouvettes CT, pour une température inférieure à -100°C , on met en évidence une « zone plate » au cours de la propagation que l'on peut corrélérer à une forte décroissance de la vitesse de propagation avant l'arrêt de la fissure.
- Au cours de la propagation, on observe la présence de marches de cisaillement parallèles à la direction de propagation :
 - o La hauteur des marches de cisaillement (ou plus généralement le relief) augmente avec l'avancée de fissure et est moins importante sur les anneaux. Ces observations peuvent être reliées à la contrainte d'ouverture qui diffère en début et en fin de propagation.
 - o La hauteur des marches de cisaillement (ou plus généralement le relief) augmente avec la température. Ces observations peuvent être reliées à la contrainte critique de clivage qui augmenterait avec la température.

- L'observation du front d'arrêt ne met pas en évidence de ligament non rompu en arrière du front ni de facette de clivage isolée en avant du front. Ces observations laissent penser que les phénomènes de propagation et d'arrêt de fissure sont gouvernés par un comportement collectif des grains, contrairement à l'amorçage du clivage.

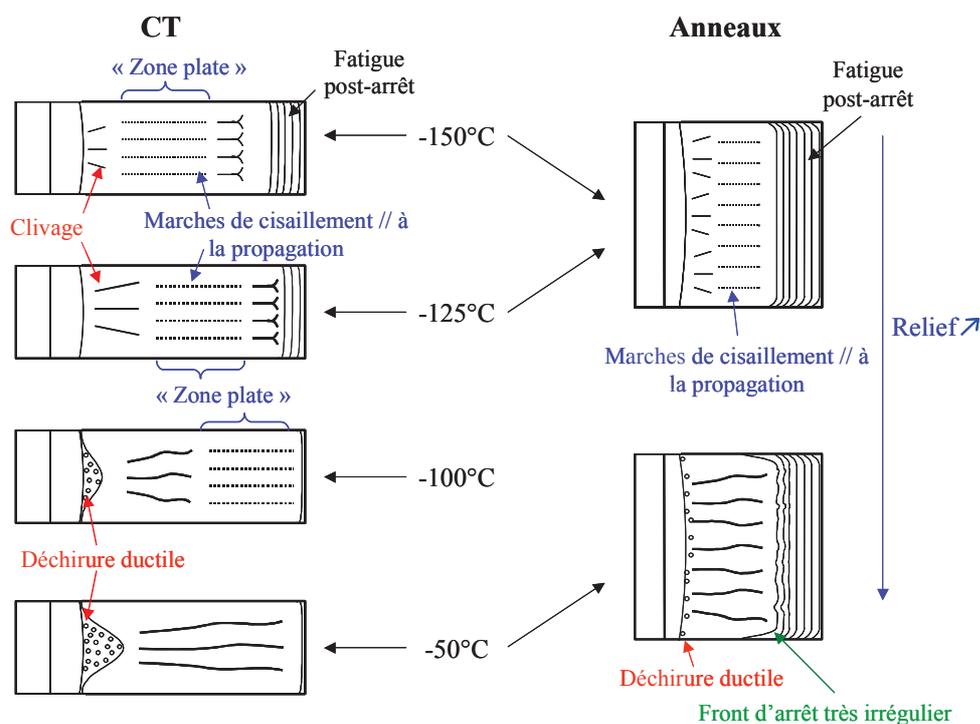


Figure III-45 : Schéma illustrant la synthèse des observations sur les essais d'arrêt de fissure isothermes

III.4 Modélisations statiques des essais

Afin d'analyser les résultats expérimentaux en terme de ténacité et de les comparer aux résultats de la littérature, des modélisations statiques des essais ont été réalisées. Nous présentons tout d'abord les analyses faites avec les approches codifiées K_{Ic} et K_{Ia} , puis une évaluation de la contrainte T sur les différentes géométries en essayant de la corrélérer aux observations fractographiques et enfin, des analyses 3D des essais avant l'amorçage de la propagation.

III.4.1 Lois de comportement

Selon les modélisations réalisées au cours de ce travail de thèse, le comportement du matériau est supposé soit élastique (notamment pour les approches codifiées ou l'évaluation de la contrainte T), soit élastoplastique (notamment pour les analyses statiques jusqu'à

l'amorçage), soit élasto-visco-plastique (notamment lors de la simulation de la propagation). Dans ce paragraphe, nous présentons l'ensemble des lois qui seront utilisées par la suite.

Comme préconisé par Lefèvre et Barbier (2000), l'évolution du module de Young (E) avec la température retenue est celle de l'acier 16MND5 mesurée par le laboratoire du Creusot (Tableau III-9). Le coefficient de poisson (ν) et de la masse volumique (ρ) sont pris constants avec la température.

Température (°C)	18MND5		
	E (GPa)	ν	ρ (kg.m ⁻³)
-150	211		
-120	210	0,3	7800
-50	207		
0	205		

Tableau III-9 : Paramètres du comportement élastique en fonction de la température et masse volumique

Le comportement viscoplastique du matériau est modélisé par une loi de Cowper-Symonds (équation (III.1)). Les paramètres de cette loi ont été identifiés par Hajjaj (2006) sur des essais réalisés sur barres de Hopkinson à -196°C au LMS (Polytechnique) pour des vitesses de déformation comprises entre 200 s^{-1} et 1000 s^{-1} . Ces paramètres ont été identifiés dans un domaine de déformation n'excédant pas 5% pour éviter d'avoir à prendre en compte l'échauffement adiabatique. Ils sont identiques à ceux identifiés par Rossoll (1998) sur de l'acier 16MND5. La loi et les paramètres sont ceux de l'équation (II.27). Pour rappel :

$$\sigma_{eq} \left(T, \varepsilon_{eq}^{plast}, \dot{\varepsilon}_{eq}^{plast} \right) = \sigma_{eq}^{stat} \left(T, \varepsilon_{eq}^{plast} \right) \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^{plast}}{D} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \quad (\text{III.1})$$

où σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Mises, σ_{eq}^{stat} est la contrainte équivalente de Von Mises en « statique », ε_{eq}^{plast} est la déformation plastique équivalente cumulée, $\dot{\varepsilon}_{eq}^{plast}$ est la vitesse de déformation plastique équivalente et (D, p) sont les paramètres caractéristiques de la viscosité du matériau ($D=10^8\text{ s}^{-1}$ et $p=12$).

Le comportement plastique, σ_{eq}^{stat} , a été identifié par Forcier (2007), sur des essais de traction réalisés lors d'un programme antérieur de collaboration entre EDF et le CEA. Il est modélisé par un écrouissage isotrope non linéaire (Figure III-46). Pour son identification, Forcier (2007) a considéré que les essais de traction avaient été faits à une vitesse déformation de 10^{-4} s^{-1} ce qui revient à diviser la contrainte d'écoulement statique identifiée par Hajjaj (2006) par 1,1. Seules les courbes à -50°C diffèrent légèrement. Le crochet de traction et le palier de Lüders, présents sur les courbes conventionnelles, ne sont pas pris en compte dans ces modélisations. Forcier

(2007) a donc calculé la limite d'élasticité en extrapolant, en dessous de 2% de déformation plastique, par la tangente à la courbe entre 2% et 3% de déformation plastique. Les valeurs obtenues ont été ajustées de manière à ce que la limite d'élasticité diminue avec l'augmentation de la température.

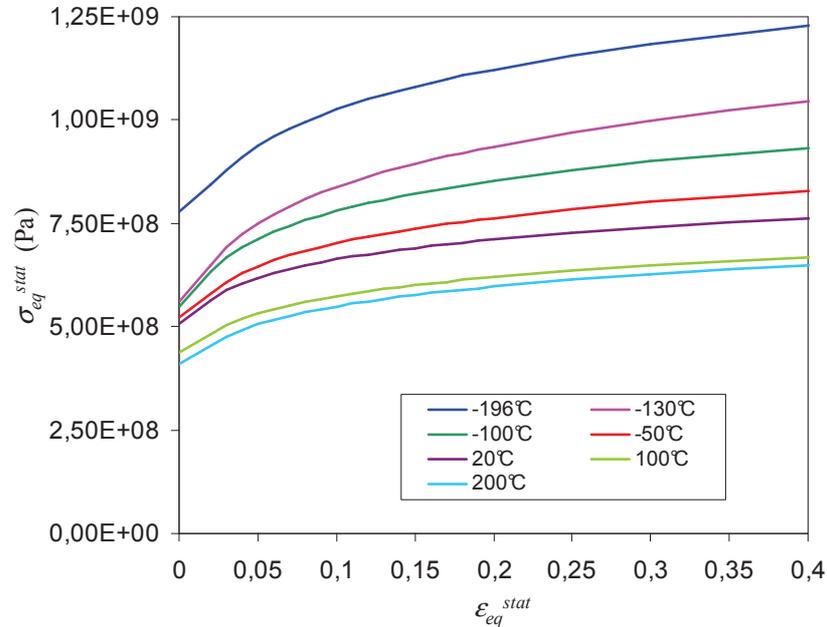


Figure III-46 : Courbes de traction pour l'acier 18MND5 identifiées par Forcier (2007)

III.4.2 Evaluation de la ténacité à l'amorçage et à l'arrêt

Pour les éprouvettes CT, l'intégrale J a été calculée par Yuritzinn et Le Grasse (2008) en appliquant le formalisme de la norme ASTM E1820 – 99a et la ténacité à l'amorçage, K_{JC} , est obtenue par l'équation (III.2).

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{EJ}{(1-\nu^2)}} \quad (III.2)$$

où E est le module de Young et ν est le coefficient de poisson. La ténacité à l'arrêt n'a pas été évaluée.

Pour les essais sur anneaux, la ténacité à l'amorçage a été évaluée à l'aide de calculs par éléments finis en élasticité linéaire isotrope pour les essais à -150°C et en élasticité non linéaire pour les températures supérieures (Essakkouhi, 2010). Le taux de restitution d'énergie, G , est évalué par la méthode de l'intégrale de contour et le facteur d'intensité des contraintes est calculé à l'aide de la formule d'Irwin en déformations planes (voir équation (III.3)).

$$K_J = \sqrt{\frac{EG}{(1-\nu^2)}} \quad (\text{III.3})$$

où E est le module de Young et ν est le coefficient de poisson. La ténacité à l'arrêt a aussi été évaluée pour les essais à -150°C .

Les ténacités à l'amorçage et à l'arrêt calculées pour les deux géométries d'essai sont comparées aux courbes correspondantes du RCC-M 2000 et aux résultats de la littérature présentés dans l'étude bibliographique (en vert Figure III-47 et Figure III-48). On constate tout d'abord que, pour les configurations pour lesquelles les ténacités à l'amorçage et à l'arrêt ont pu être calculées, on retrouve bien $K_{Ia} < K_{Jc}$ et la dispersion sur K_{Ia} est moins importante que celle obtenue sur K_{Jc} . De plus, les courbes du RCC-M 2000 sont bien des enveloppes inférieures des résultats expérimentaux obtenus. Néanmoins, la dispersion obtenue sur la ténacité à l'amorçage pour les essais à -50°C est importante et les valeurs de ténacités semblent très élevées. Il faut noter qu'à cette température, les essais sur CT présentent des fissures qui sortent du plan de symétrie et que les déformations plastiques sont très importantes pour les deux géométries. De plus, la présence de déchirure ductile avant la propagation en clivage pour les températures supérieures à -100°C rend délicate l'évaluation de la ténacité à l'amorçage.

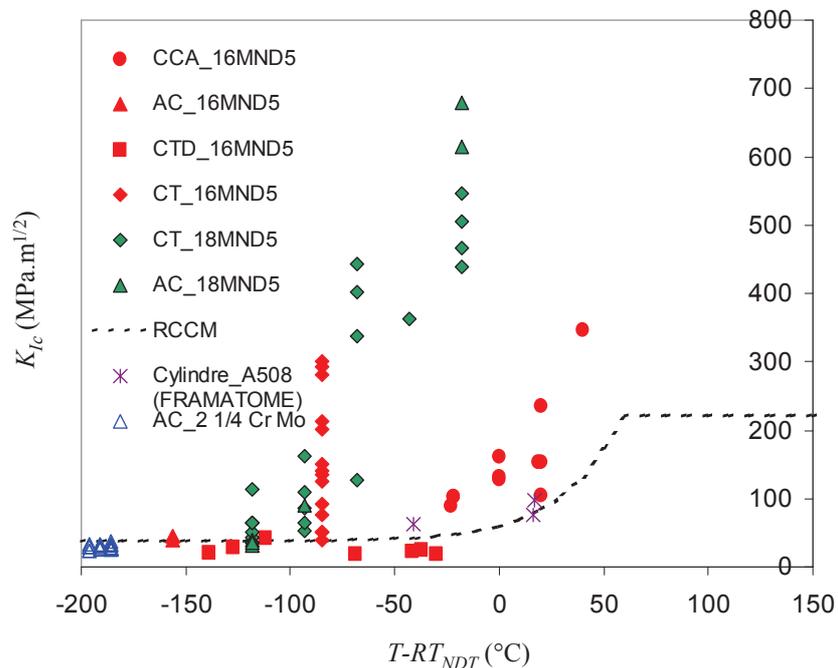


Figure III-47 : Ténacité à l'amorçage en fonction de la température indexée par la RT_{NDT} pour différents matériaux et différentes géométries. CT_18MND5 et AC_18MND5 sont les données obtenues lors de ce travail.

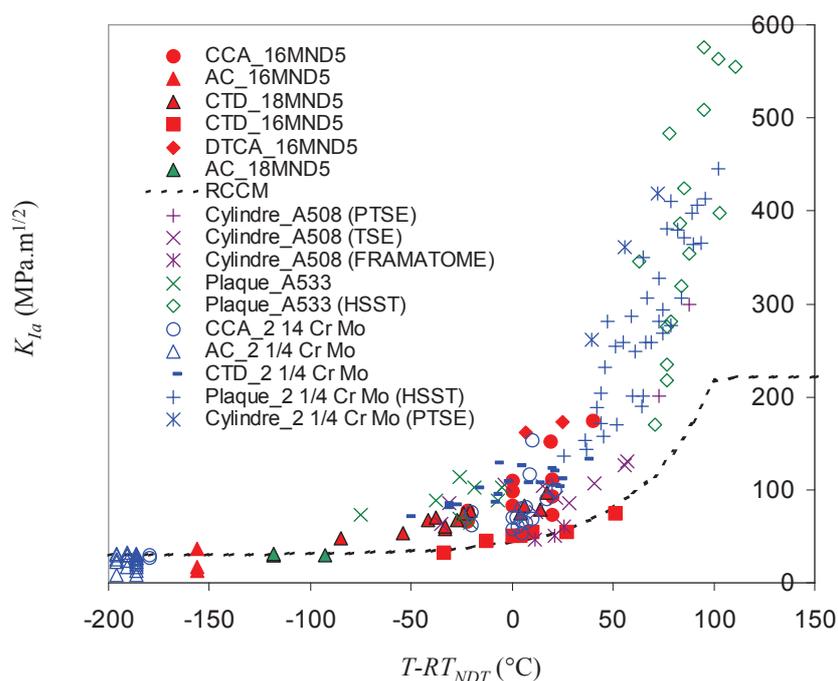


Figure III-48 : Ténacité à l'arrêt en fonction de la température indexée par la RT_{NDT} pour différents matériaux et différentes géométries. AC_18MND5 sont les données obtenues lors de ce travail.

L'étude bibliographique, basée sur des résultats obtenus sur des essais sur CT, des anneaux en compression et des essais de chocs thermiques sur disque, a montré que la vitesse moyenne de propagation augmente avec la ténacité à l'amorçage tant que la ténacité est inférieure à environ $60 \text{ MPa.m}^{1/2}$ mais qu'elle est relativement constante et indépendante de la ténacité au-delà. La valeur de cette vitesse semble dépendre de la géométrie. Cette étude peut être complétée en tenant compte des nouveaux essais présentés dans ce chapitre.

Pour les éprouvettes CT, en ajoutant les résultats obtenus sur nos essais (Figure III-49), on constate effectivement une augmentation de la vitesse de propagation avec la ténacité à l'amorçage tant que celle-ci est inférieure à $120 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Au-delà, la vitesse de propagation décroît lorsque la ténacité croît. Tant que la ténacité est inférieure à $120 \text{ MPa.m}^{1/2}$, on peut retenir l'explication mécanique pour justifier l'augmentation de la vitesse de propagation avec la ténacité : plus la ténacité à l'amorçage est grande, plus l'énergie emmagasinée par la structure (et donc disponible pour la propagation) est importante et donc plus la vitesse de propagation est importante. Pour les essais dont la ténacité est supérieure à $120 \text{ MPa.m}^{1/2}$, les observations fractographiques montrent que la rupture par clivage est précédée d'une propagation en déchirure ductile. Ainsi, une partie de l'énergie à l'amorçage est en fait consommée par la déformation plastique et la déchirure ductile.

Pour les anneaux, on ne met pas clairement en évidence d'augmentation de la vitesse de propagation avec la ténacité à l'amorçage pour des ténacités inférieures à $100 \text{ MPa.m}^{1/2}$, mais on

constate une diminution de la vitesse de propagation pour les fortes ténacités pour les deux régimes de propagation (phase 1 et phase 2) (Figure III-50).

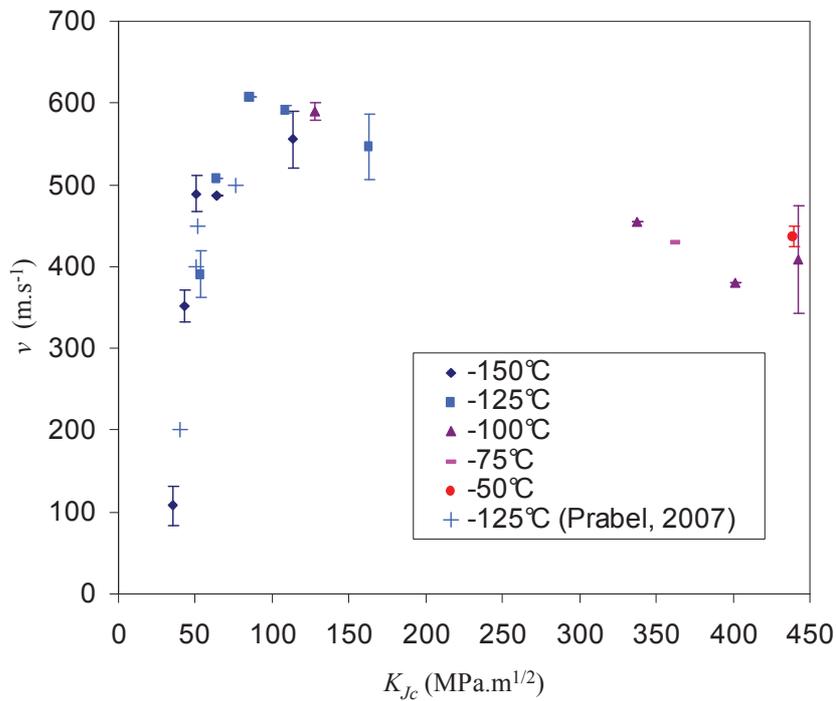


Figure III-49 : Vitesses de propagation mesurées sur les essais sur CT en fonction de K_{Jc} . Les écarts mesurés entre la face A et la face B sont représentés par des barres d'incertitudes.

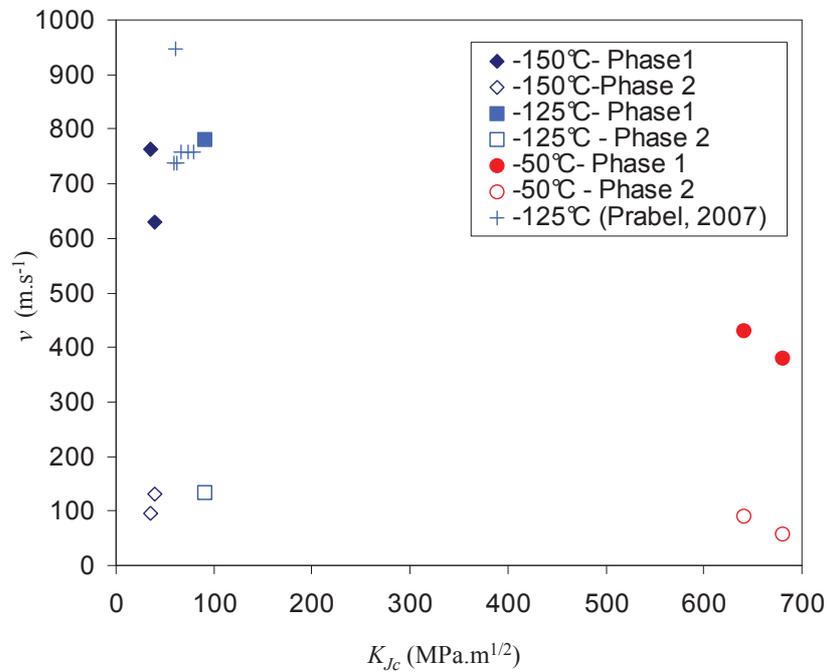


Figure III-50 : Vitesse de propagation mesurée face A, pour les deux phases de propagation, sur les essais sur anneaux en fonction de K_{Jc} .

Comme présenté dans l'étude bibliographique, des approches basées sur des considérations mécaniques conduisent à prévoir une augmentation du saut de fissure quand la ténacité à l'amorçage augmente car il y a plus d'énergie disponible pour la fissuration (Hajjaj, 2006), (Prabel, 2007). En se basant sur ces approches, on peut interpréter nos résultats de la manière suivante (Figure III-51 et Figure III-52) :

- Tant que la ténacité est inférieure à $65 \text{ MPa.m}^{1/2}$, le saut de fissure augmente avec la ténacité car l'énergie disponible pour la rupture augmente.
- Entre 65 et $500 \text{ MPa.m}^{1/2}$, l'énergie disponible pour le clivage est plus importante que l'énergie nécessaire pour rompre l'intégralité de l'éprouvette CT, donc on n'a pas d'arrêt.
- Au-delà de $500 \text{ MPa.m}^{1/2}$, l'énergie disponible pour la rupture par clivage n'est plus assez importante pour casser la totalité de l'éprouvette car une grande partie de l'énergie est en fait consommée par la déchirure ductile. On constate donc une diminution du saut de fissure.

La même argumentation est possible avec un critère de propagation de fissure en contrainte qui dépendrait de la température : une ténacité à l'amorçage plus élevée est équivalente à un niveau de contrainte globalement plus élevé dans l'éprouvette, augmentant à la fois la longueur de la fissure et la vitesse de celle-ci. Cependant, on note que pour une température fixée et en particulier à -125°C , lorsque la ténacité à l'amorçage augmente, la vitesse moyenne de fissuration augmente puis diminue, tandis que la longueur de la fissure à l'arrêt augmente jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. Ces résultats peuvent provenir d'une variation des caractéristiques à l'arrêt avec les caractéristiques à l'amorçage, mais également du développement de la plasticité lié à un chargement initial plus important et qui limite le niveau de contraintes.

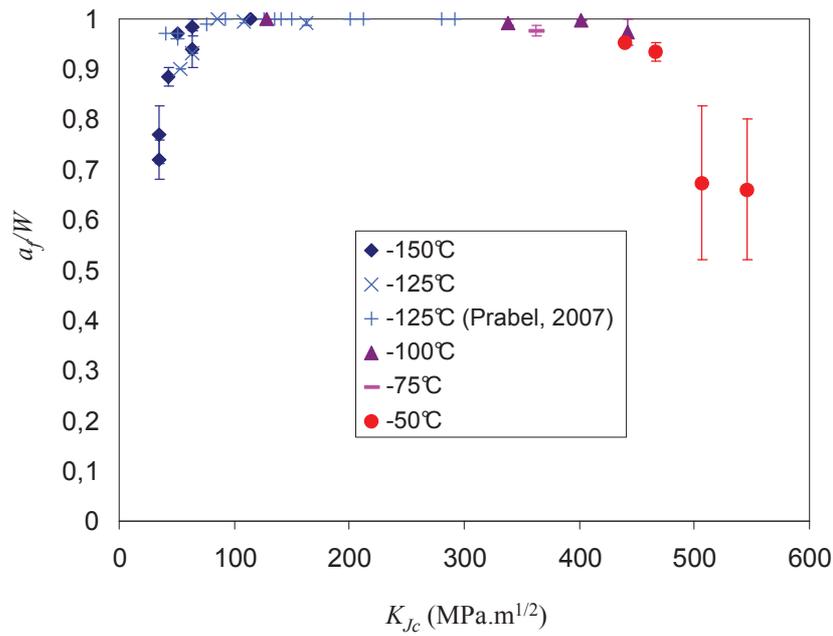


Figure III-51 : Avancée de fissure (a_f) mesurée sur les essais sur CT normalisée par la taille de l'éprouvette (W) en fonction de la ténacité à l'amorçage. Les écarts mesurés entre la face A et la face B sont représentés par des barres d'incertitudes.

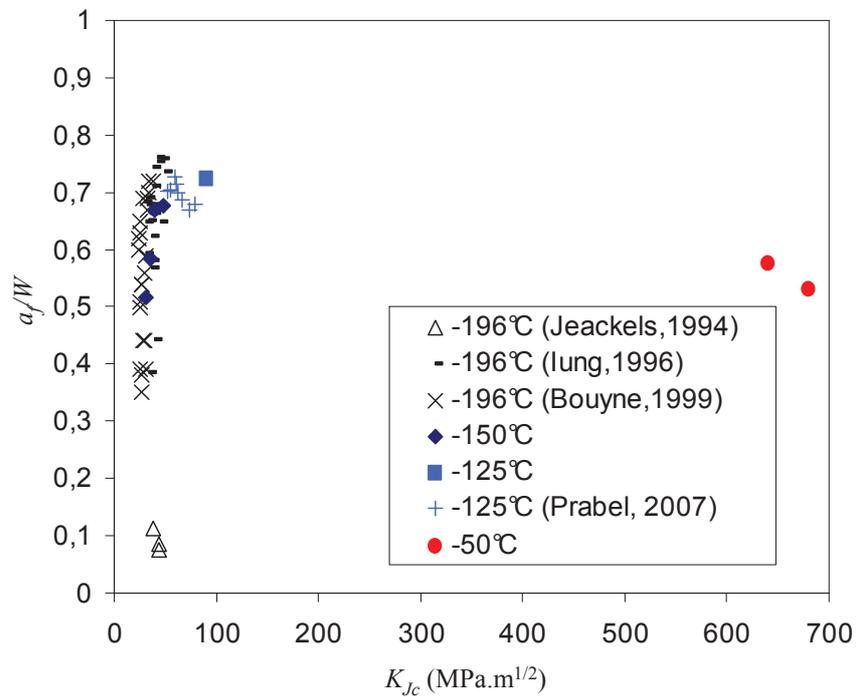


Figure III-52 : Avancée de fissure (a_f) mesurée sur les essais sur anneaux normalisée par la taille de l'éprouvette (W) en fonction de la ténacité à l'amorçage. Seules les mesures de la face A sont présentées mais les conclusions sont identiques pour la face B

III.4.3 Evaluation de la contrainte T

Afin d'essayer d'expliquer les reliefs importants observés sur les faciès de rupture ainsi que les bifurcations ou les propagations hors du plan de symétrie, nous nous sommes intéressés à l'évolution de la contrainte T au cours de la propagation pour les différentes géométries. En 2D, pour un matériau élastique linéaire, le champ de contrainte en pointe de fissure peut être décrit, à l'ordre 1, par l'équation (III.4) :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{K_I^{stat}}{\sqrt{2\pi r}} \underline{\underline{\Sigma}}_{\sigma}(\theta) + T \bar{e}_x \otimes \bar{e}_x + O(1) \quad (III.4)$$

où \bar{e}_x est le vecteur de base dans la direction de propagation de la fissure. La contrainte T , communément appelée T -stress, est une contrainte parallèle au plan de la fissure qui intervient uniquement sur σ_{xx} en 2D mais qui modifie le terme hydrostatique du tenseur des contraintes, la contrainte principale maximale et influence le taux de triaxialité des contraintes (Bauvineau, 1996).

De plus, pour un même facteur d'intensité des contraintes, le signe et la valeur de la contrainte T influence la position et la taille de la zone plastique en statique (Bauvineau, 1996) ou en propagation dynamique (Jayadevan et al., 2002) (Figure III-53) :

- si $T > 0$, la zone plastique est confinée et se positionne plutôt vers l'arrière de la fissure et, dans le cas d'une fissure qui se propage, la taille de la zone plastique augmente fortement avec la vitesse de propagation,
- si $T < 0$, la zone plastique est étendue et se positionne plutôt vers l'avant de la fissure et, dans le cas d'une fissure qui se propage, la taille de la zone plastique est peu affectée par la vitesse de propagation,
- plus $|T|$ est grande, plus la zone plastique est étendue.

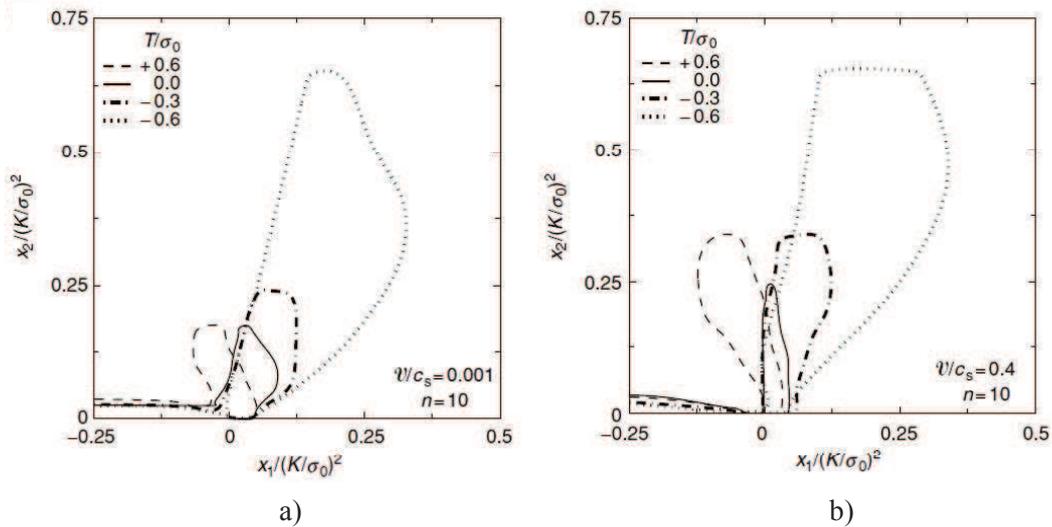


Figure III-53 : Illustration de l'influence du signe et de l'amplitude de la contrainte T sur la taille et la position de la zone plastique pour différentes vitesses de propagation v rapportée à la vitesse des ondes de cisaillement c_s - (a) Faible vitesse de propagation - (b) Forte vitesse de propagation (Jayadevan et al., 2002)

Cotterell et Rice (1980), Chen et Dillard (2001) et Becker et al. (2001) proposent d'utiliser la contrainte T comme critère de stabilité du chemin de fissuration. Ils montrent, sur les essais qu'ils étudient, que si $T < 0$, le chemin de fissuration est stable, et si $T > 0$, le chemin de fissuration est instable et la fissure a tendance à bifurquer. De plus Cotterell et Rice (1980) et Chen et Dillard (2001) montrent que plus la contrainte T est élevée, plus le chemin de fissuration est instable.

Les évolutions du facteur d'intensité des contraintes et de la contrainte T avec l'avancée de fissure ont été évaluées par Wang et al. (2011) (voir étude détaillée fournie en annexe L) sur les éprouvettes CT, sur les anneaux en compression et sur les essais de choc thermique sur disque de Hajjaj (2006). Pour comparer les résultats obtenus sur ces différentes géométries, nous avons utilisé le paramètre adimensionnel β^* , défini par l'équation (III.5), comme proposé par Cattet et al. (2007).

$$\beta^* = \frac{T}{\sigma_{xx}(r_c)} \quad (\text{III.5})$$

où r_c représente une distance critique à partir de la pointe de fissure. Dans nos applications, nous avons retenu $r_c = 300 \mu\text{m}$ comme proposé par Cattet et al. (2007).

Pour les essais sur CT (Figure III-54), l'évolution du facteur d'intensité des contraintes avec l'avancée de fissure varie énormément si l'on réalise le calcul à force ou à déplacement imposés. Les conditions aux limites réelles, imposées lors de l'essai, se situent probablement entre ces deux configurations. Pour les essais de compression sur anneau (Figure III-55), le facteur d'intensité des contraintes décroît avec l'avancée de fissure et s'annule pour une taille de fissure d'environ 20 mm (qui correspond à $a/W = 0,8$). Au-delà, la pointe de fissure est en compression donc la propagation est impossible. Sur ces essais, une fissure de clivage s'arrêtera toujours avec $a_f/W \leq 0,8$. Ceci est vérifié sur nos essais et sur les résultats bibliographiques obtenus sur des configurations identiques (voir paragraphe II.2.2). Pour les essais de choc thermique sur disque (Figure III-56), le facteur d'intensité des contraintes augmente avec l'avancée de fissure. Mais, à cause du gradient thermique, la ténacité du matériau augmente aussi avec l'avancée de fissure. Il est donc nécessaire d'imposer un gradient thermique assez important pour pouvoir arrêter la fissure.

À une échelle macroscopique, sur les éprouvettes CT et sur les anneaux en compression, nous avons observé des bifurcations de fissure contrairement à Hajjaj (2006) qui n'en observe aucune sur ses essais de choc thermique sur disque. À une échelle microscopique, le relief local sur les faciès de rupture des éprouvettes CT et sur des anneaux augmente quand la température augmente. Sur les essais de choc thermique sur disque, bien que la température varie de -196°C à -18°C , les faciès restent très plats. Ces observations peuvent être corrélées avec le paramètre β^* (Figure III-57). Pour les essais sur éprouvettes CT et sur anneaux, β^* est positif donc favorise les bifurcations à l'échelle macroscopique comme à l'échelle microscopique. Sur les essais de choc thermique sur disque, β^* est négatif donc prévoit un chemin de fissuration stable pour les essais de choc thermiques sur disque aussi bien aux deux échelles.

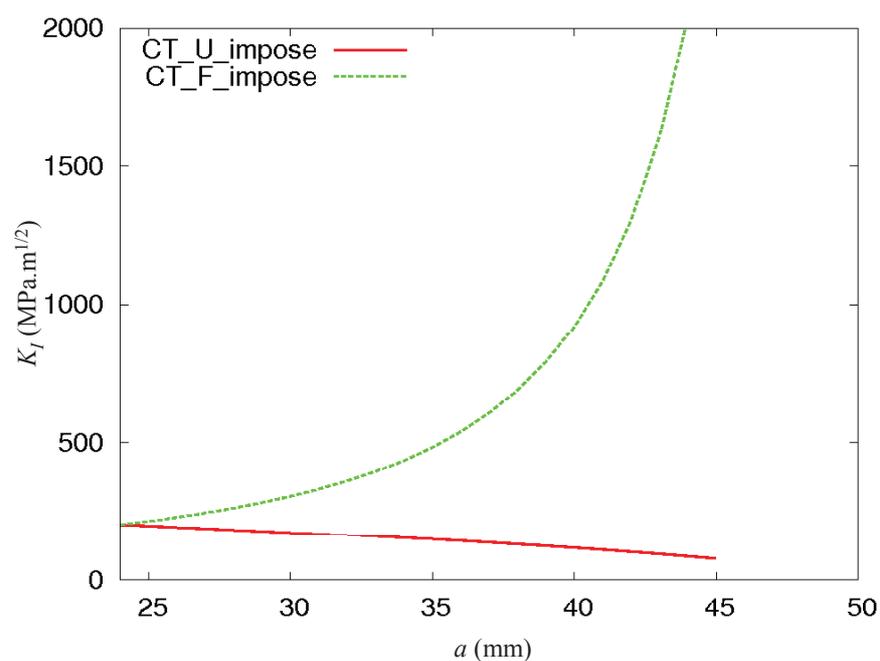


Figure III-54 : Evolution de K_I en fonction de l'avancée de fissure sur l'éprouvette CT25 à force et à déplacement imposés

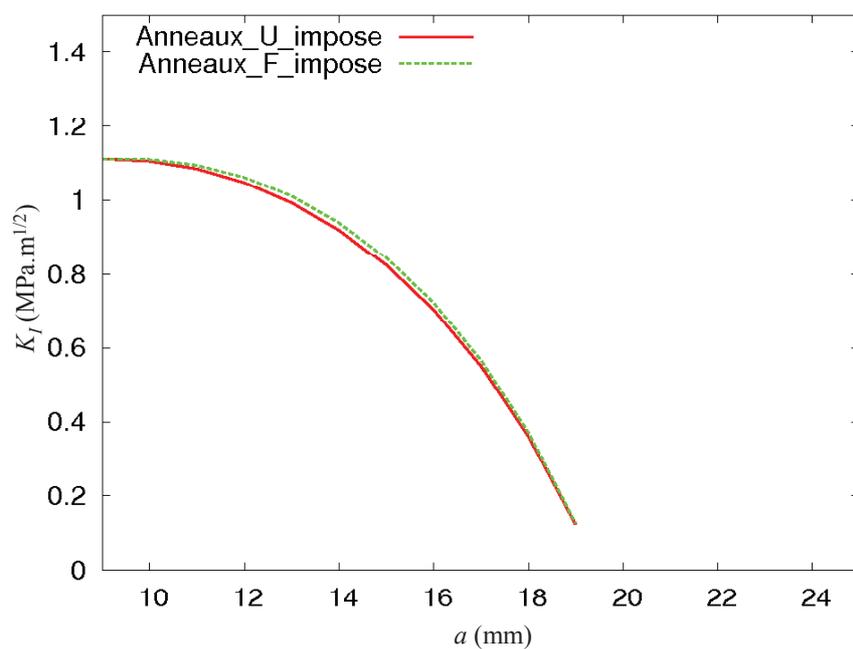


Figure III-55 : Evolution de K_I en fonction de l'avancée de fissure sur l'anneau en compression à force et à déplacement imposés

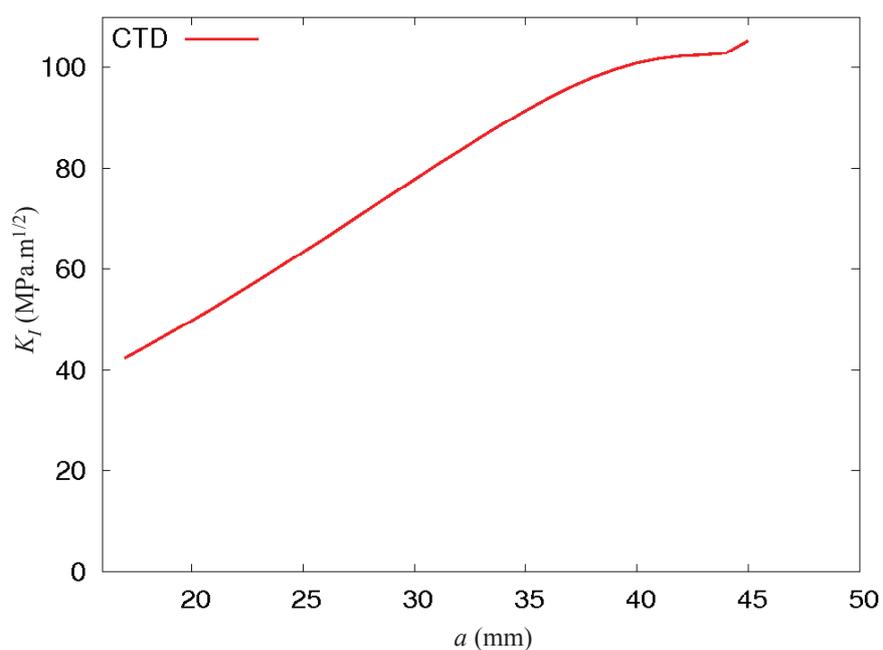


Figure III-56 : Evolution de K_I en fonction de l'avancée de fissure sur le disque de choc thermique

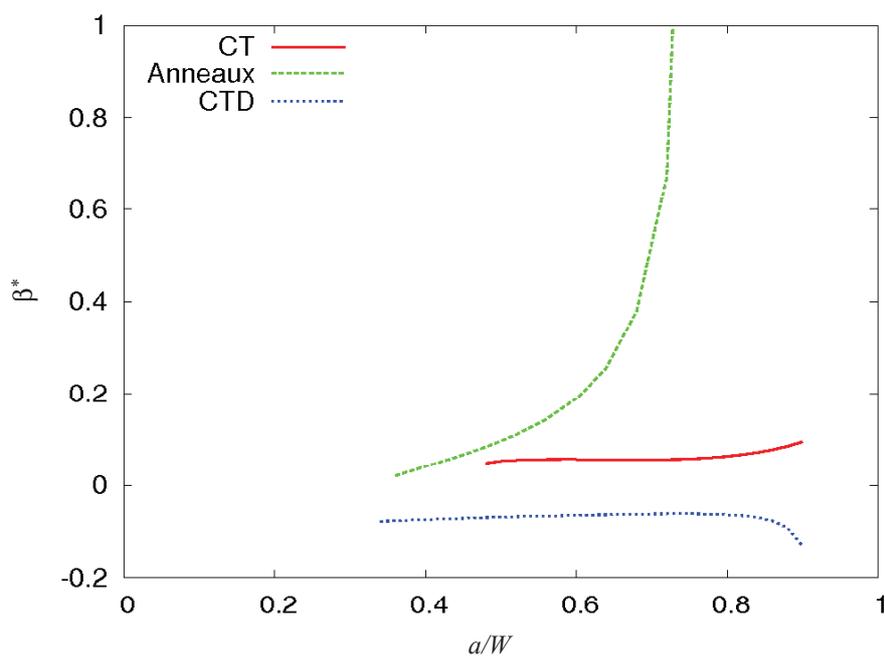


Figure III-57 : Evolution du paramètre β^* avec l'avancée de fissure, a , normalisée par l'épaisseur de l'éprouvette, W , pour les essais sur anneaux, les essais sur CT et les essais de choc thermique sur disque (CTD)

III.4.4 Modélisations 3D statiques des essais avant l'amorçage de la fissure

Dans ce paragraphe, afin de fixer les choix de modélisation pour les essais de propagation, des modélisations 2D et 3D de la mise en charge avant l'amorçage de la fissure ont été réalisées en utilisant soit un comportement élasto-plastique (ep), soit un comportement élastoviscoplastique (evp) (lois décrites au paragraphe III.4.1).

Eprouvettes CT

En 2D, pour des raisons de symétrie, seule la $\frac{1}{2}$ section d'une éprouvette CT a été modélisée. Le maillage est constitué de 6399 éléments linéaires à intégration complète (Figure III-58). Le long du ligament, la taille des éléments est fixée à $(50 \times 50) \mu\text{m}^2$. Le maillage 3D est obtenu par extrusion du maillage 2D sur la $\frac{1}{2}$ épaisseur de l'éprouvette (5 mm) avec des pas de 500 μm . Pour modéliser les conditions de symétrie, les déplacements U_Y sont bloqués le long du ligament et, pour les modélisations en 3D, les déplacements U_Z sont bloqués sur la face représentant le plan médian de l'éprouvette. Le chargement de l'éprouvette est effectué en imposant le déplacement U_Y au point P_CHAR et la $\frac{1}{2}$ ouverture est évaluée au point P_COD. Le contact entre la goupille et l'éprouvette CT n'est pas modélisé. Un comportement élastique avec un module de Young 100 fois plus élevé que celui de l'éprouvette CT est imposé pour le matériau de la goupille.

A chaque température, des simulations 3D élastoplastiques et élastoviscoplastiques des essais sur éprouvette CT ont été réalisées. La comparaison des courbes force-ouverture expérimentales et simulées (Figure III-59 à Figure III-62) montre que la modélisation élastoviscoplastique permet de bien modéliser les essais sur CT. On constate tout de même que, pour des températures inférieures à -100°C , les courbes simulées se situent sous les courbes expérimentales alors que c'est l'inverse pour des températures supérieures.

Pour des raisons de taille et de temps de calculs, les modélisations de propagation de fissure présentées dans le chapitre suivant seront réalisées en 2D. Afin de choisir entre une modélisation en déformations planes ou en contraintes planes, nous avons comparé ces modélisations avec une modélisation en 3D sur un essai testé à -125°C (Figure III-63 à Figure III-65). Les profils de contrainte en pointe de fissure dans l'épaisseur de l'éprouvette (relevés tous les mm du centre de l'éprouvette jusqu'au bord libre) ont été comparés aux profils obtenus en modélisation 2D avec l'hypothèse des déformations planes (DP) et l'hypothèse des contraintes planes (CP) pour la force (cercles verts Figure III-63) ou l'ouverture (cercles rouges Figure III-65) obtenues en 3D. En 3D, au centre de l'éprouvette et jusqu'à 3 mm du centre, le champ de contrainte est plus proche de celui obtenu par une modélisation en DP. Or, les observations fractographiques des faciès de rupture ont montré que les sites d'amorçage sont situés dans cette zone centrale de l'éprouvette. Pour les modélisations 2D de la propagation de fissure sur les éprouvettes CT, nous utiliserons donc une loi de comportement élastoviscoplastique et l'hypothèse des déformations planes.

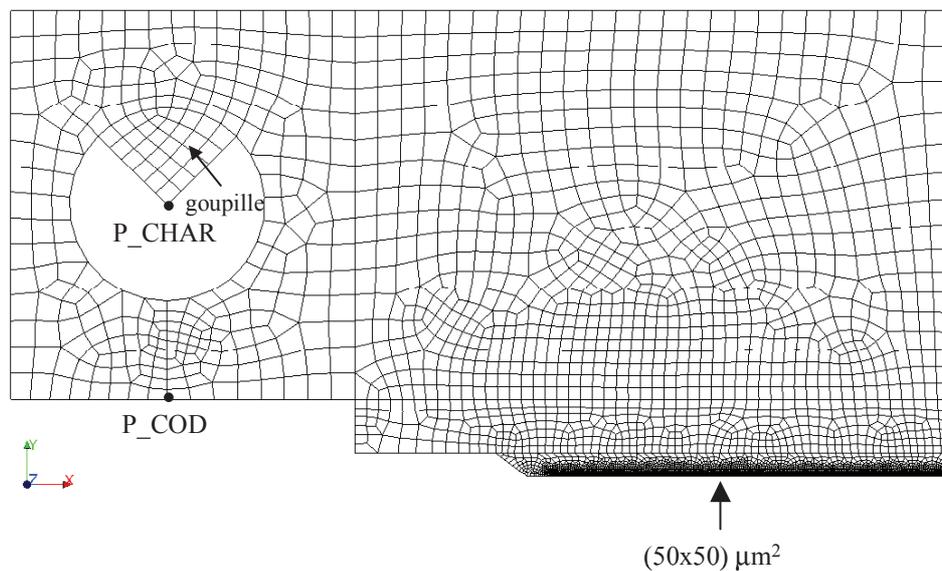


Figure III-58 : Maillage 2D de la 1/2 section d'une éprouvette CT

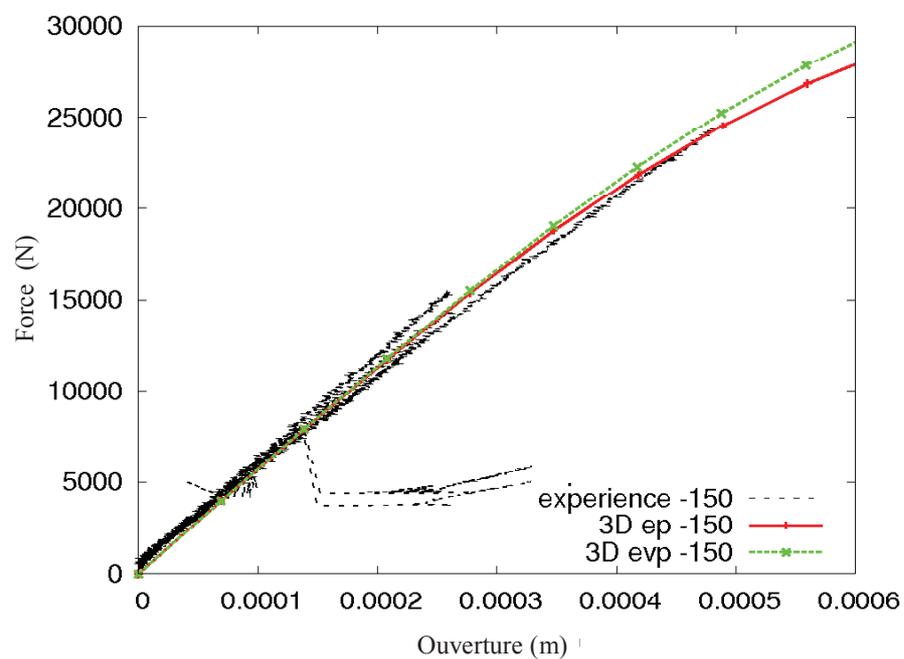


Figure III-59 : Comparaison des courbes force-ouvertures expérimentales et simulées à l'aide de modélisations 3D élastoplastique (ep) et élastoviscoplastique (evp) sur les éprouvettes CT à -150°C

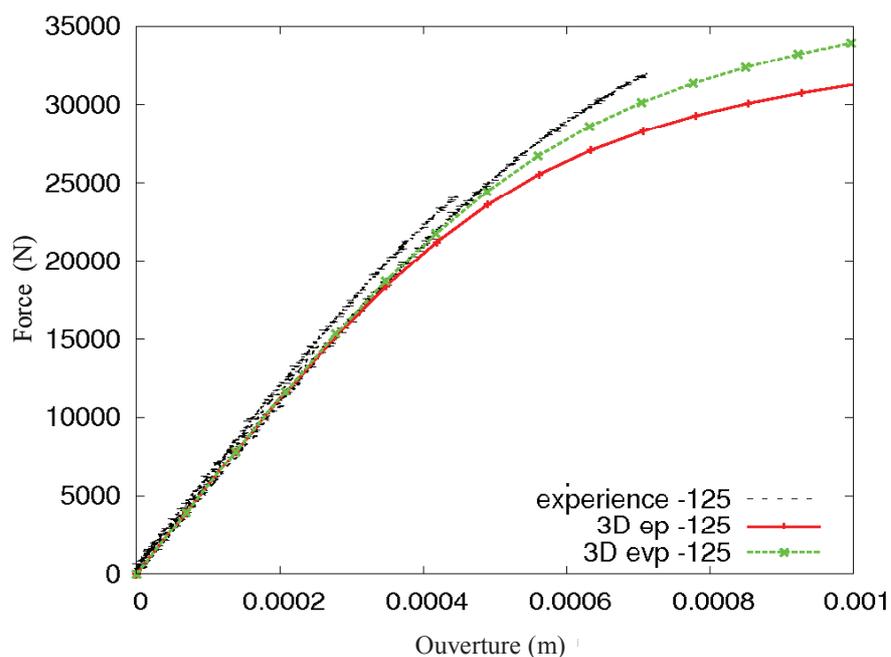


Figure III-60 : Comparaison des courbes force-ouverture expérimentales et simulées à l'aide de modélisations 3D élastoplastique (ep) et élastoviscoplastique (evp) sur les éprouvettes CT à -125°C

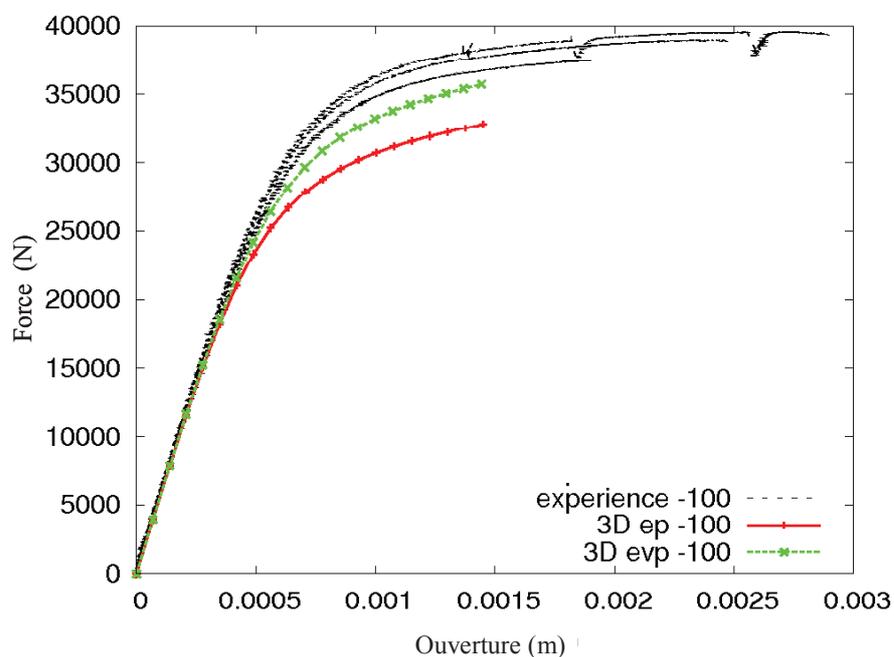


Figure III-61 : Comparaison des courbes force-ouverture expérimentales et simulées à l'aide de modélisations 3D élastoplastique (ep) et élastoviscoplastique (evp) sur les éprouvettes CT à -100°C

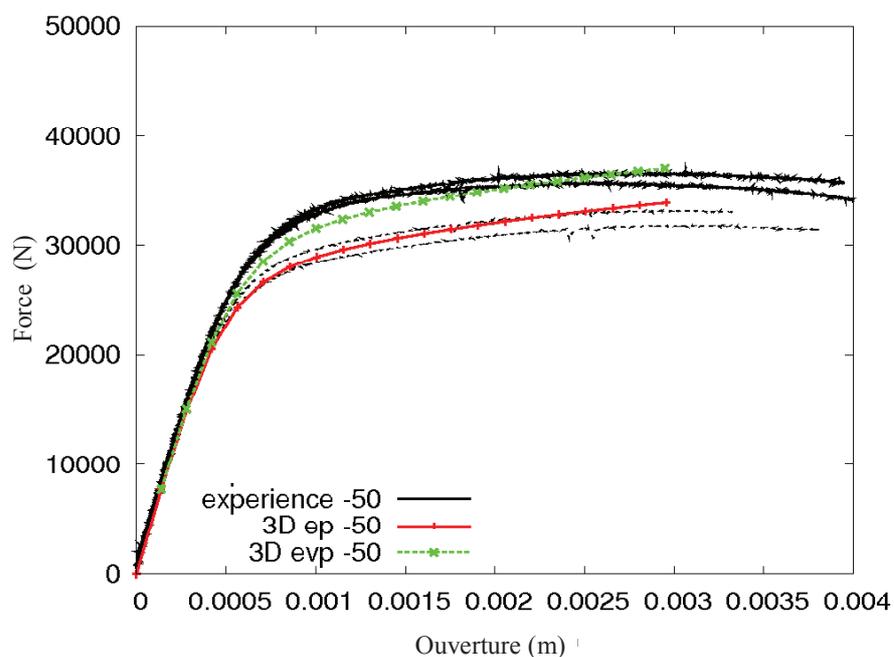


Figure III-62 : Comparaison des courbes force-ouverture expérimentales et simulées à l'aide de modélisations 3D élastoplastique (ep) et élastoviscoplastique (evp) sur les éprouvettes CT à -50°C

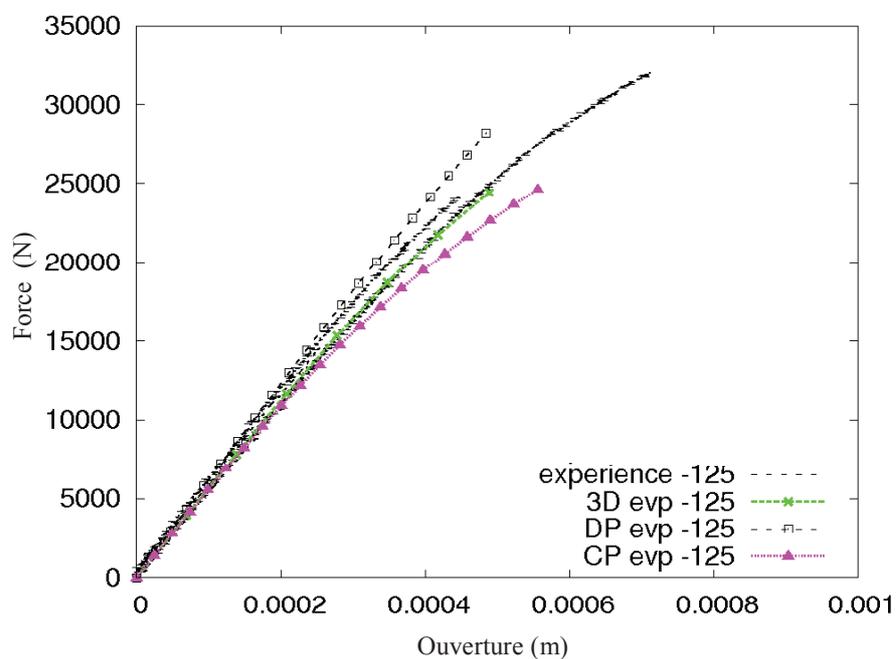


Figure III-63 : Comparaison des courbes force-ouverture simulées des essais sur CT à -125°C à l'aide de modélisations élastoviscoplastiques (evp) 3D et 2D avec l'hypothèse des déformations planes (DP) ou des contraintes planes (CP).

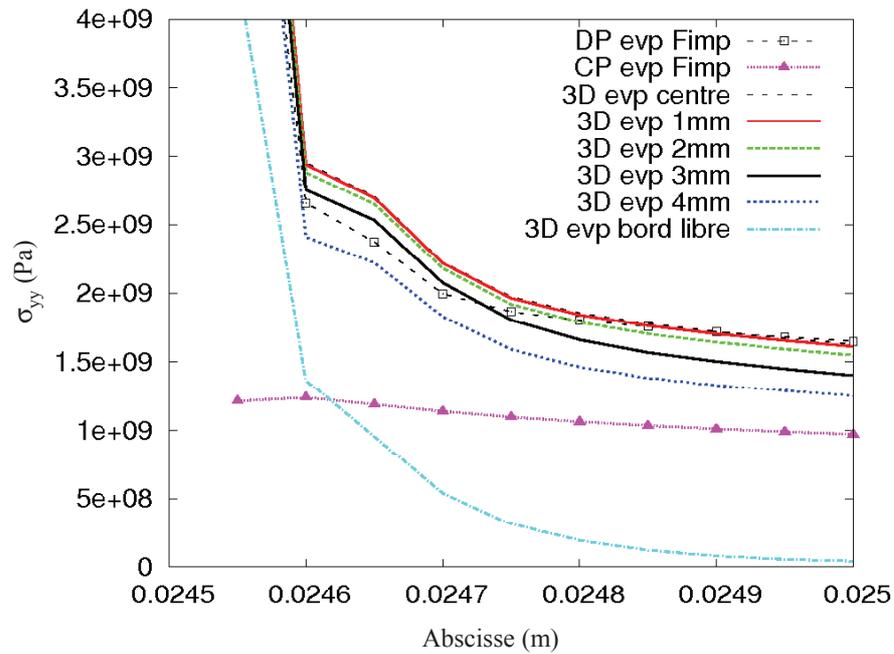


Figure III-64 : Comparaison des profils de contrainte d'ouverture en pointe de fissure obtenus dans l'épaisseur lors d'une modélisation 3D élastoviscoplastique (evp) d'une éprouvette CT testée à -125°C avec les profils obtenus par des modélisations 2D (CP et DP) pour un niveau de force identique

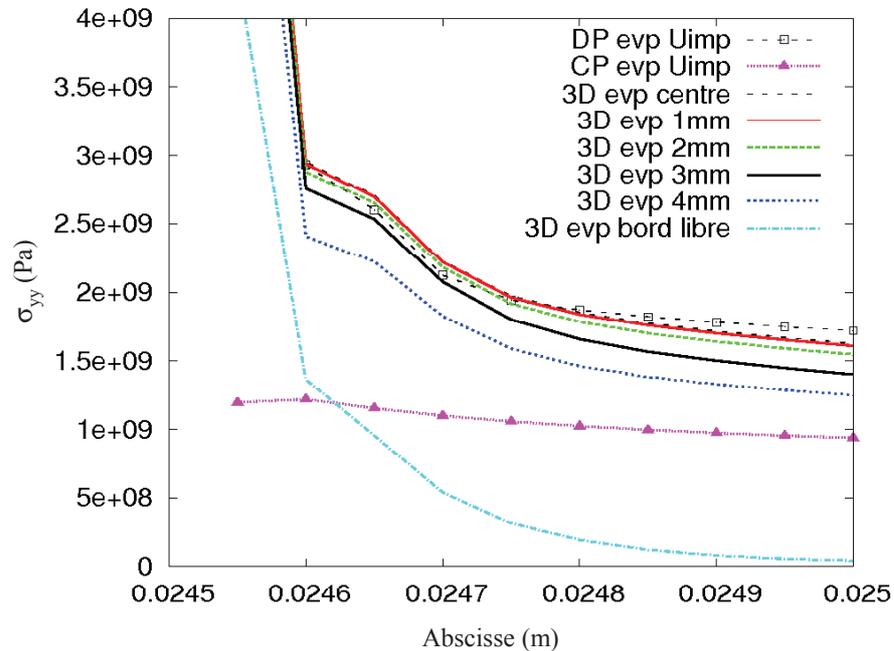


Figure III-65 : Comparaison des profils de contrainte d'ouverture en pointe de fissure obtenus dans l'épaisseur lors d'une modélisation 3D élastoviscoplastique (evp) d'une éprouvette CT testée à -125°C avec les profils obtenus par des modélisations 2D (CP et DP) pour un niveau d'ouverture identique

Anneaux

En 2D, pour des raisons de symétrie, seule la $\frac{1}{2}$ section d'un anneau a été modélisée. Le maillage est constitué de 2588 éléments linéaires à intégration complète (Figure III-66). Autour de la pointe de fissure, la taille des éléments est fixée à $(10 \times 10) \mu\text{m}^2$. Le maillage 3D est obtenu par extrusion, du maillage 2D sur la $\frac{1}{2}$ épaisseur de l'éprouvette (12,5 mm) avec des pas de 500 μm . Pour modéliser les conditions de symétrie, les déplacements U_Y sont bloqués pour tous les nœuds dont la coordonnée y est nulle sauf ceux situés sur les lèvres de la fissure. Pour les modélisations en 3D, les déplacements U_Z sont bloqués sur la face représentant le plan médian de l'éprouvette. Le chargement de l'éprouvette est effectué en imposant le déplacement U_Y au point P_CHAR et la $\frac{1}{2}$ ouverture est évaluée au point P_COD. Le contact entre le cylindre et l'anneau n'est pas modélisé. Un comportement élastique avec un module de Young 100 fois plus élevé que celui de l'anneau est imposé au cylindre.

A chaque température, des simulations 3D élastoplastiques et élastoviscoplastiques des essais sur anneaux ont été réalisées. La comparaison des courbes force-ouverture expérimentales et simulées (Figure III-67 à Figure III-69) montre que dans tous les cas, les courbes simulées se situent bien au-dessus des courbes expérimentales. Si l'on s'intéresse plus particulièrement au début de la courbe (Figure III-68), on constate que la pente simulée est proche de la pente initiale de la courbe expérimentale (3% d'écart pour l'essai à -125°C). Des simulations avec prise en compte du glissement entre le cylindre et l'anneau ont été réalisées afin d'essayer de reproduire, sans succès, la rupture de pente observée expérimentalement. Malgré un travail important autour de la simulation des ces essais, nous n'avons pu expliquer la rupture de pente observée expérimentalement. Afin de modéliser au mieux la courbe force-ouverture, nous avons retenu par la suite la loi élastoplastique pour simuler la mise en charge statique des essais sur anneaux.

Comme sur les géométries CT, les modélisations 2D en déformations planes et en contraintes planes ont été comparées avec la modélisation en 3D sur un essai testé à -125°C (Figure III-70 à Figure III-72). Les profils de contrainte en pointe de fissure dans l'épaisseur de l'éprouvette (relevés tous les 2 mm du centre de l'éprouvette jusqu'au bord libre) ont été comparés aux profils obtenus en modélisation 2D avec l'hypothèse des déformations planes (DP) et l'hypothèse des contraintes planes (CP) pour la force (cercles verts Figure III-70) ou l'ouverture (cercles rouges Figure III-70) obtenues en 3D. En 3D, au centre de l'éprouvette et jusqu'à 10 mm du centre, le champ de contrainte est très proche de celui obtenu par une modélisation en DP. Pour les modélisations 2D de la propagation de fissure sur les anneaux, nous utiliserons donc une loi de comportement élastoplastique et l'hypothèse des déformations planes.

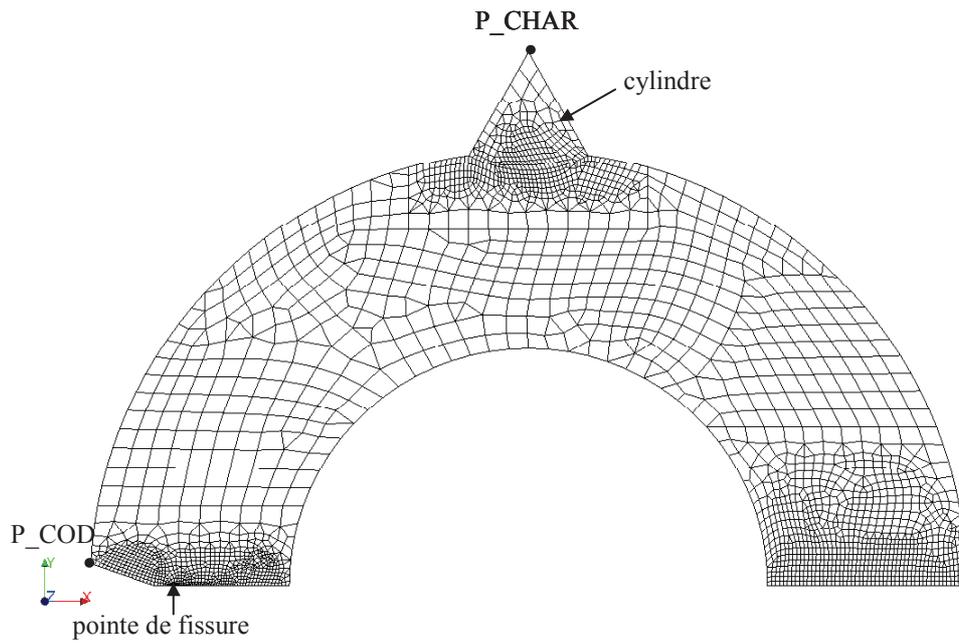


Figure III-66 : Maillage 2D de la 1/2 section d'un anneau

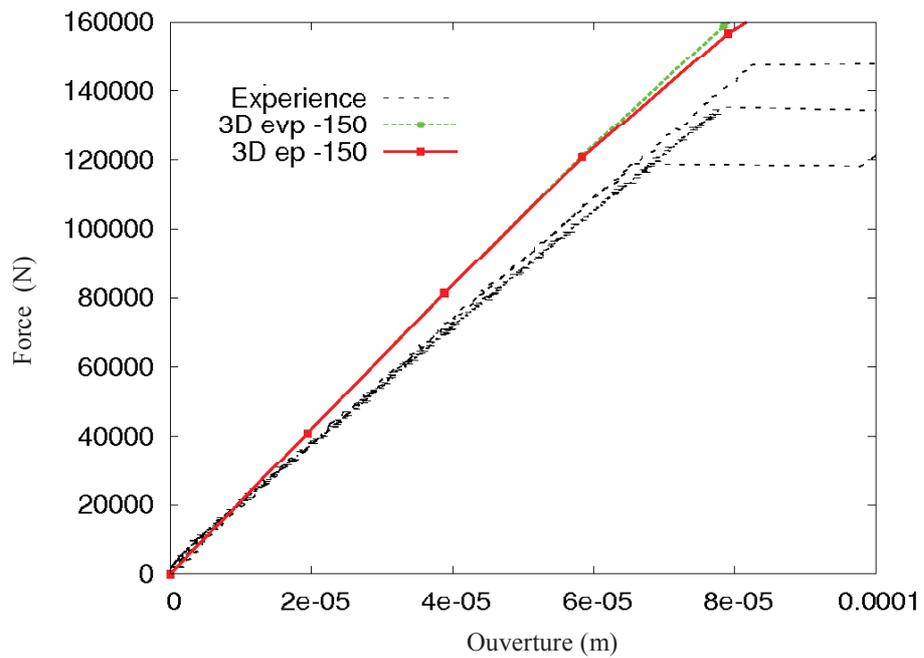


Figure III-67 : Comparaison des courbes force-ouverture expérimentales et simulées à l'aide de modélisations 3D élastoplastique (ep) et élastoviscoplastique (evp) sur les anneaux testés à -150°C

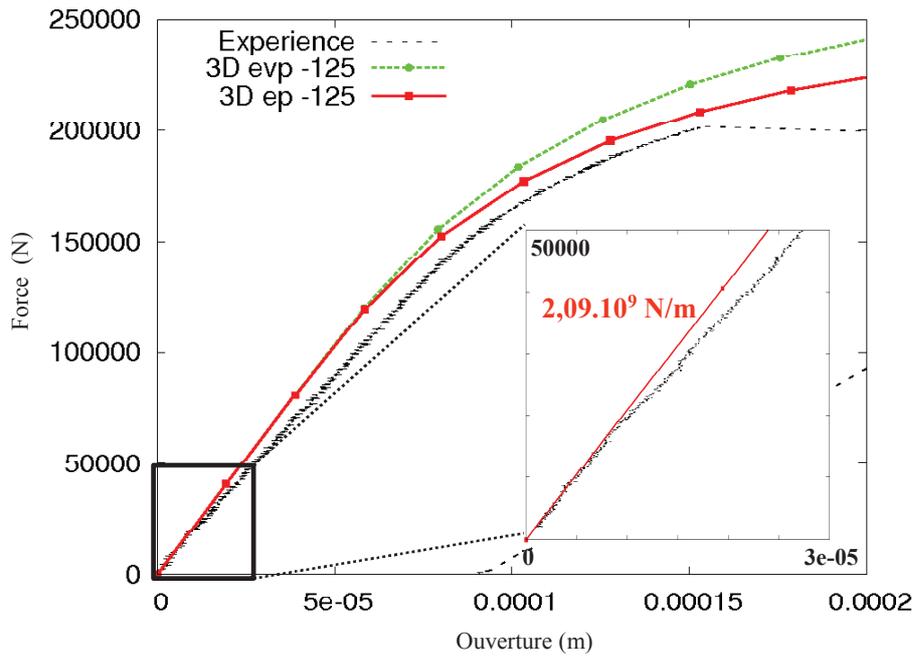


Figure III-68 : Comparaison des courbes force-ouverture expérimentales et simulées à l'aide de modélisations 3D élastoplastique (ep) et élastoviscoplastique (evp) sur les anneaux testés à -125°C

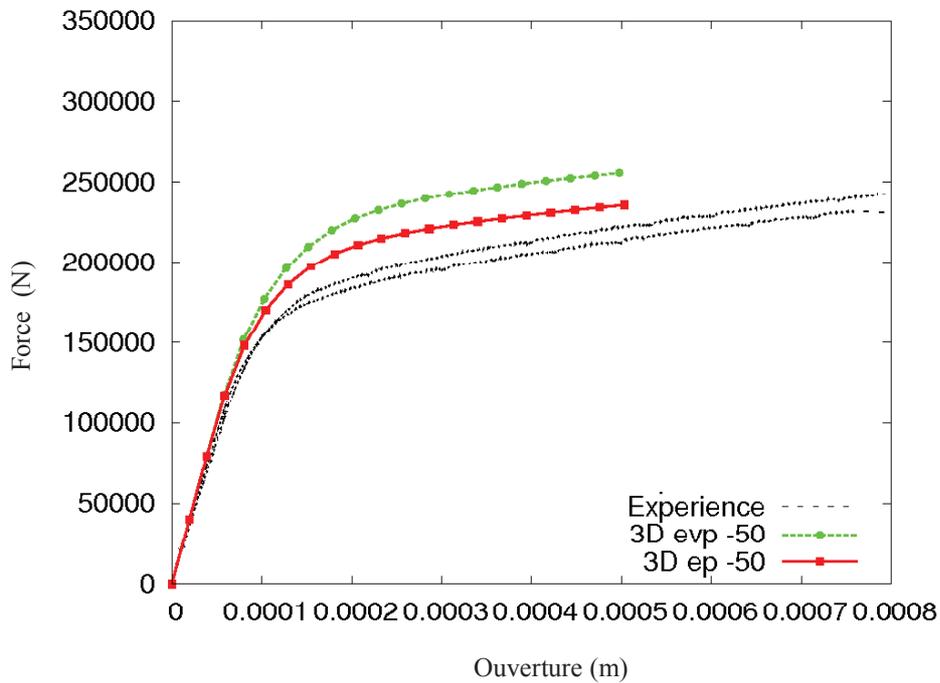


Figure III-69 : Comparaison des courbes force-ouverture expérimentales et simulées à l'aide de modélisations 3D élastoplastique (ep) et élastoviscoplastique (evp) sur les anneaux testés à -50°C

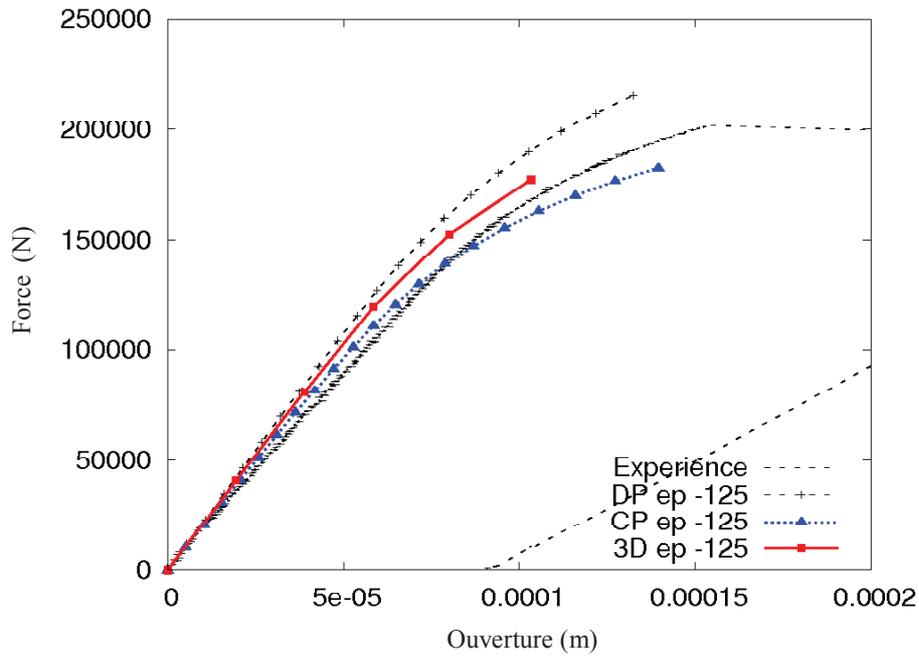


Figure III-70 : Comparaison des courbes force-ouverture simulées des essais sur anneaux à -125°C à l'aide de modélisations élastoviscoplastiques (evp) 3D et 2D avec l'hypothèse des déformations planes (DP) ou des contraintes planes (CP).

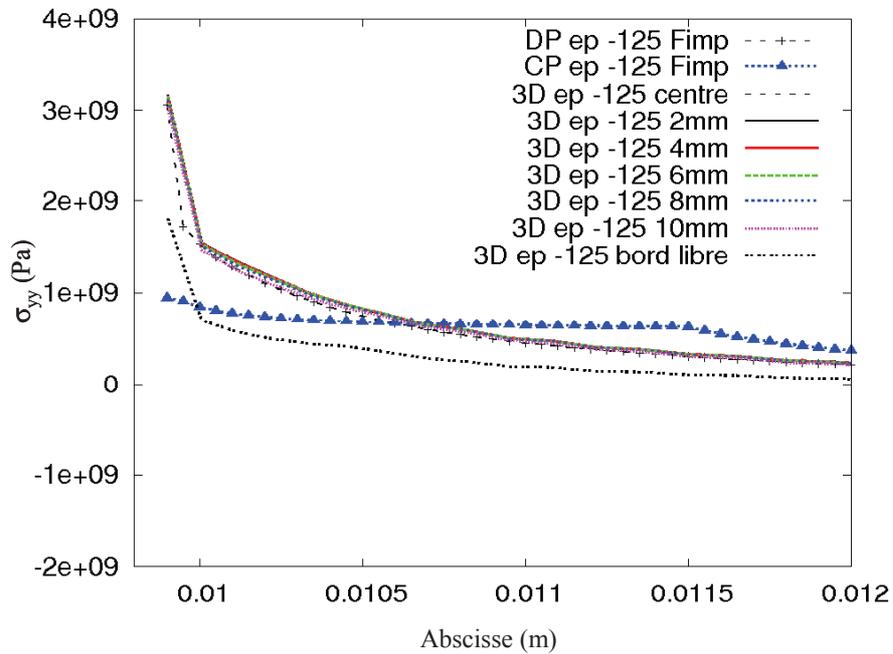


Figure III-71 : Comparaison des profils de contrainte d'ouverture en pointe de fissure obtenus dans l'épaisseur lors d'une modélisation 3D élastoviscoplastique (evp) d'un anneau testé à -125°C avec les profils obtenus par des modélisations 2D (CP et DP) pour un niveau de force identique

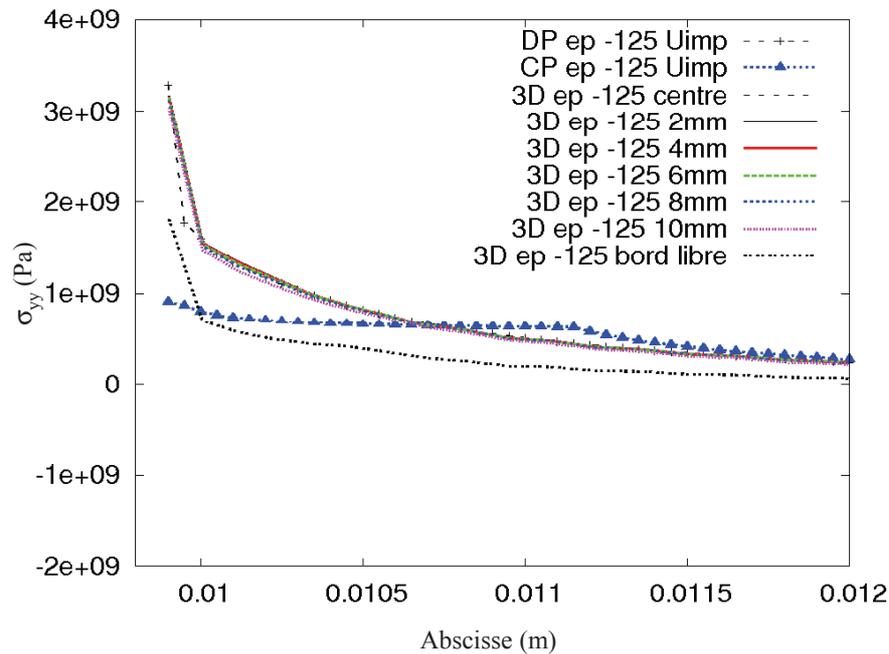


Figure III-72 : Comparaison des profils de contraintes en pointe de fissure obtenus dans l'épaisseur lors d'une modélisation 3D élastoviscoplastique (evp) d'un anneau testé à -125°C avec les profils obtenus par des modélisations 2D (CP et DP) pour un niveau d'ouverture identique

III.5 Conclusion

Dans ce chapitre, les essais isothermes d'arrêt de fissure réalisés par le CEA sur des éprouvettes CT (21 éprouvettes testées entre -150°C et -50°C) et sur des anneaux en compression (6 éprouvettes testées entre -150°C et -50°C) ont été présentés. Le matériau constituant ces éprouvettes est de l'acier 18MND5, représentatif d'un acier de cuve de réacteur à eau pressurisée du parc nucléaire français. Sur tous les essais de compression sur anneau, un arrêt a été obtenu quelle que soit la température de l'essai (-150°C , -125°C ou -50°C). Par contre, sur les essais sur éprouvettes CT, des arrêts ont été obtenus à -150°C , -125°C et -50°C mais pas à -100°C et -75°C . Des bifurcations de fissure à l'amorçage sont mises en évidence sur les deux géométries.

Des analyses fractographiques des éprouvettes ont montré que, à basse température ($< -125^{\circ}\text{C}$) les fissures se sont amorcées en clivage et que pour des températures plus élevées, l'amorçage en clivage est précédé de propagation en déchirure ductile. Dans tous les cas, la propagation et l'arrêt des fissures se font en clivage. Des marches de cisaillement, parallèles à la direction de propagation et dont la hauteur et le nombre augmentent au cours de la propagation et avec la température, sont mises en évidence sur les faciès de rupture. L'augmentation de la hauteur de ces marches avec la propagation peut être reliée à la contrainte d'ouverture qui diffère en début et en fin de propagation et l'augmentation avec la température peut être reliée à une augmentation éventuelle de la contrainte critique avec la température. L'observation attentive du

front d'arrêt n'a pas mis en évidence de ligament non rompu en arrière du front, ni de facette de clivage isolée en avant du front. On peut donc penser que contrairement à l'amorçage du clivage, les phénomènes de propagation et d'arrêt sont gouvernés par un comportement collectif des grains.

Des simulations statiques des essais ont ensuite été réalisées afin d'analyser les résultats expérimentaux et de les comparer aux résultats de la littérature. Les ténacités à l'amorçage et à l'arrêt que nous avons évaluées à partir de ces essais sont en accord avec les courbes codifiées dans le code RCC-M 2000. L'analyse de la dépendance de la vitesse de propagation et de la longueur du saut de fissure avec la ténacité à l'amorçage, K_{Jc} , montre que la vitesse de propagation et le saut de fissure augmentent avec l'augmentation de la ténacité pour des niveaux de ténacité inférieurs à $120 \text{ MPa.m}^{1/2}$ mais ce n'est plus le cas au-delà. Ces résultats peuvent provenir d'une variation des caractéristiques à l'arrêt avec les caractéristiques à l'amorçage, mais également du développement de la plasticité lié à un chargement initial plus important et qui limite le niveau de contraintes. Des modélisations 3D, prenant en compte les non linéarités du matériau, nous ont ensuite amenés à retenir une modélisation élastoviscoplatique pour simuler la mise en charge des essais sur CT et une modélisation élastoplastique pour simuler la mise en charge des essais sur anneaux. A partir de ces calculs 3D, l'hypothèse des déformations planes est retenue pour les analyses 2D.

IV MODELISATION NUMERIQUE DE LA PROPAGATION ET DE L'ARRET DE FISSURE DE CLIVAGE

Dans ce chapitre, dédié à la simulation numérique de la propagation de fissure, nous présentons tout d'abord le critère local en contrainte critique utilisé, sa mise en œuvre dans le code éléments finis Code_Aster ainsi qu'une première application en élastostatique servant à discuter les simplifications de mise en œuvre du critère. Les modélisations dynamiques de la propagation et de l'arrêt de fissure prenant en compte les non-linéarités du matériau sont ensuite présentées ainsi que l'identification des paramètres du modèle avec la température.

IV.1 Critère local en contrainte critique

IV.1.1 Définition du critère local en contrainte critique

Les analyses fractographiques ayant montré que le clivage était le mode de rupture pour la propagation et l'arrêt de fissure, le critère en contrainte critique proposé par Hajjaj (2006) et Berdin et al. (2008) peut donc être mis en œuvre. Ce critère local, basé sur une contrainte critique, se formule de la manière suivante : il y a propagation de la fissure lorsque la contrainte principale maximale σ_1 , sur un volume caractérisé par la longueur λ_c , atteint une contrainte critique σ_c (équations (IV.1) et (IV.2)).

$$f(\underline{\underline{\sigma}}) = \sigma_1 - \sigma_c(T) = 0 \quad \dot{a} > 0 \quad (\text{IV.1})$$

$$f(\underline{\underline{\sigma}}) < 0 \quad \dot{a} = 0 \quad (\text{IV.2})$$

où $\underline{\underline{\sigma}}$, σ_1 , σ_c , \dot{a} sont respectivement le tenseur des contraintes, la contrainte principale maximale, la contrainte critique et la vitesse de propagation de la fissure. Comme nous l'avons rappelé dans le paragraphe II.3.4, ce critère est inspiré du modèle RKR (Ritchie et al., 1973) proposé pour prédire l'amorçage d'une fissure de clivage. La différence réside dans le fait que le critère doit être satisfait sur un volume caractéristique alors que pour le critère RKR, il doit être satisfait à une certaine distance critique de la pointe de fissure. De plus, il faut noter que le critère proposé porte sur la propagation et l'arrêt de la fissure mais pas sur l'amorçage. On ne présuppose pas que la contrainte critique soit la même. En effet, même si ces contraintes sont associées à la même distribution de défauts, ce qui n'est pas prouvé, dans le cas de l'amorçage c'est le défaut le plus critique qui déclenche le clivage. Le comportement collectif observé à l'arrêt laisse penser que c'est une contrainte critique moyenne qui rend compte des propriétés de résistance à la propagation du clivage.

IV.1.2 Mise en œuvre dans *Code_Aster*

Ce critère, initialement développé dans Abaqus, a été implémenté dans *Code_Aster*. Les choix concernant la mise en œuvre numérique sont ceux de la simplicité. Il s'agit essentiellement dans ce travail d'étudier le phénomène d'arrêt de fissure et d'utiliser la simulation numérique comme un support à la compréhension du phénomène en faisant l'hypothèse d'un critère en contrainte. L'endommagement volumique, dont le principe a été présenté au paragraphe II.3.1, est utilisé pour simuler la propagation de la fissure : quand le critère est atteint dans un élément fini, la propagation de fissure est obtenue en faisant chuter la raideur de cet élément. De plus, la mise en œuvre numérique de ce critère est réalisée de manière explicite. Pour un élément donné ayant un module de Young égal à E_0 , si le critère est atteint à l'instant t , le module de Young à l'instant $t+dt$ devient $E^* \ll E_0$ et cette valeur est ensuite conservée pour la suite du calcul. Les avantages de cette formulation sont la simplicité de sa mise en œuvre et la stabilité de la solution. Par contre, un des inconvénients est que l'égalité stricte n'est pas respectée. Il est donc nécessaire d'avoir un pas de temps petit afin de ne pas trop dépasser la contrainte critique et on peut avoir une dépendance à la discrétisation temporelle.

Au cours de ce travail, la méthode d'évaluation du critère a évolué. Dans un premier temps, l'évaluation du critère était réalisée à chaque point de Gauss de l'élément et dès qu'un point de Gauss avait atteint le critère, le module de Young était modifié sur tout l'élément. Cette méthode d'évaluation a notamment été utilisée pour l'analyse élastostatique présentée au paragraphe IV.2. Par la suite, pour les modélisations élastoviscoplastiques dynamiques de la propagation, l'évaluation du critère a été effectuée sur la contrainte principale maximale du tenseur des contraintes moyenné sur l'élément comme cela est fait dans les modélisations de l'amorçage du clivage avec des éléments quadratiques à intégration réduite (Besson et al., 2001). En effet, en élastoplasticité, lorsque les déformations plastiques deviennent largement supérieures aux déformations élastiques, le comportement du matériau est quasi-incompressible. Dans ce cas, les éléments linéaires à intégration complète présentent de fortes variations dans le calcul de la pression hydrostatique.

Dans un premier temps, l'implémentation du critère a été réalisée en post-traitement à chaque pas de temps sans modifier les sources du code. A chaque pas de temps, le calcul était arrêté, le critère était évalué et le pas de temps suivant était relancé en modifiant le comportement des éléments qui avaient atteint le critère. Cette méthode permettait bien de modéliser la propagation dynamique des fissures mais elle était très coûteuse en temps de calcul. Par la suite, nous avons mis au point une autre méthode d'implémentation du critère nécessitant de modifier les fichiers sources de *Code_Aster*. L'évaluation du critère se fait lors de l'évaluation de la loi de comportement et entraîne la modification d'une variable interne dédiée si le critère est atteint. Cette méthode d'implémentation a permis de gagner un facteur 6 sur les temps des calculs réalisés dans le dernier tiers de la thèse.

Le critère n'étant pas écrit de façon non-locale ni en temps, ni en espace, contrairement à ce que proposent Petrov et Bratov (2007), on fixera la taille et le type d'élément, ainsi que le pas de temps, dans les calculs par éléments finis.

IV.2 Modélisation statique de la propagation sur géométrie DCB

Afin d'étudier la discrétisation spatiale et temporelle du critère en contrainte critique, un calcul élasto-statique sur une éprouvette Double-Cantilever-Beam (DCB) a été réalisé avec ce modèle. En effet, cette configuration possède une solution analytique qui va être comparée à notre solution numérique. Ce travail permet de discuter les hypothèses de mise en œuvre numérique du critère.

IV.2.1 Approche analytique

Une approximation de l'essai sur éprouvette DCB consiste à considérer l'éprouvette DCB comme deux poutres en flexion encastées au niveau de la surface S_p (Figure IV-1). Cette hypothèse d'encastement de la surface S_p est une approximation qui facilite le calcul analytique mais qui n'est pas une modélisation fidèle de l'essai sur éprouvette DCB. En effet, au cours de l'essai réel, cette surface n'est pas encastée.

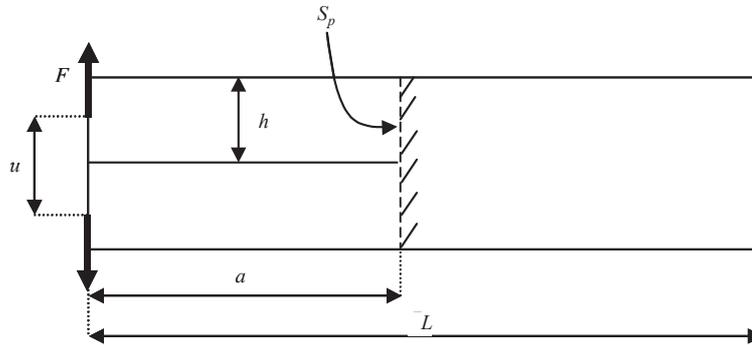


Figure IV-1 : Schéma de l'éprouvette DCB où a est la longueur de fissure, h la demi hauteur de l'éprouvette, L la longueur de l'éprouvette, S_p la surface normale au plan de fissuration contenant la pointe de fissure, B l'épaisseur de l'éprouvette, u l'ouverture de l'éprouvette et F la force appliquée pour ouvrir l'éprouvette

La théorie des poutres de type Bernoulli-Euler permet d'établir la relation suivante entre la force F appliquée et l'ouverture u :

$$F = \frac{3EI}{2a^3} u \quad (\text{IV.3})$$

avec a , la longueur de fissure, $I = \frac{Bh^3}{12}$, E le module de Young de l'éprouvette, B et h , l'épaisseur et la $\frac{1}{2}$ hauteur de l'éprouvette. La complaisance de l'éprouvette s'écrit :

$$C(a) = \frac{u}{F} = \frac{2a^3}{3EI} \quad (IV.4)$$

Le taux de restitution d'énergie de l'éprouvette s'écrit :

$$G(a) = \frac{F^2}{2B} \frac{dC}{da} = \frac{a^2 F^2}{EIB} \quad (IV.5)$$

La prise en compte de la fissuration se fait par l'intermédiaire du critère de Griffith ; Il existe une valeur critique, G_c , du taux de restitution d'énergie telle que :

- $G < G_c$: pas de propagation de fissure ($\Delta a = 0$)
- $G = G_c$: propagation de fissure ($\Delta a > 0$)

En élastostatique, ce critère est équivalent à un critère en ténacité $K_I = K_{Ic}$ et donc un critère local en contrainte $\sigma_I = \sigma_c$ à $d = d_c$.

Solution avant la rupture :

Avant l'amorçage : $a = a_0$, selon l'équation (II.3), la relation entre F et u est linéaire :

$$F = \frac{3EI}{2a_0^3} u \quad (IV.6)$$

Solution au moment de l'amorçage :

Au moment de l'amorçage $G = G_c$ et $a = a_0$. Les équations (IV.5) et (IV.6) permettent de déterminer la force à l'amorçage, F_c , et l'ouverture associée, u_c :

$$F_c = \frac{1}{a_0} \sqrt{G_c EIB} \quad (IV.7)$$

$$u_c = \frac{2}{3} a_0^2 \sqrt{\frac{G_c B}{EI}} \quad (IV.8)$$

Solution au cours de la propagation :

Si au cours de la propagation, on suppose que $G = G_c$, les équations (II.3) et (IV.5) permettent d'exprimer la force, F , et l'avancée de fissure, a , en fonction de l'ouverture, u , de la manière suivante :

$$a = \left[\frac{9}{4} \frac{EIu^2}{BG_c} \right]^{1/4} \quad (IV.9)$$

$$F = \sqrt{\frac{2}{3u}} \left(EIB^3 G_c^3 \right)^{1/4} \quad (IV.10)$$

IV.2.2 Description de la modélisation par éléments finis

Un calcul par éléments finis en élastostatique mettant en œuvre le critère en contrainte critique a été réalisé à l'aide du code de calcul EDF *Code_Aster*. Pour ce calcul, une modélisation bidimensionnelle en contraintes planes a été mise en œuvre en utilisant des éléments linéaires à intégration complète.

Pour des raisons de symétrie, seule une 1/2 section d'éprouvette a été maillée. Une vue du maillage est présentée en annexe M (Figure M-1). Ce maillage a été réalisé à l'aide de GIBI, mailleur du code éléments finis du CEA CASTEM. Il est composé essentiellement d'éléments quadrangles à 4 nœuds. Quelques triangles à 3 nœuds sont utilisés pour déraffiner le maillage. Les éléments situés le long du ligament ont une taille de $(500 \times 500) \mu\text{m}^2$, il y a 30 éléments le long du ligament.

Le Tableau IV-1 précise les paramètres géométriques, les paramètres matériau ainsi que le taux de restitution d'énergie critique, G_c , choisis pour l'application.

Données géométriques				Paramètres du matériau		Paramètre pour le critère
L (m)	a_0 (m)	h (m)	B (m)	E_0 (Pa)	ν	G_c (J.m ⁻²)
0,3	0,15	0,015	1	2.10^{11}	0,3	174

Tableau IV-1 : Paramètres géométriques, matériau et taux de restitution d'énergie critique choisis pour les calculs de DCB en se basant sur l'étude réalisée par Adouani (2008)

Comme précisé au paragraphe IV.2.1, l'approche analytique utilise l'hypothèse d'encastrement sur la surface S_p (Figure IV-1) bien que celle-ci ne soit pas encadrée dans la réalité. Pour les calculs éléments finis, cette hypothèse d'encastrement n'est pas imposée. La fissure est représentée par une ligne dont tous les nœuds sont libres de se déplacer dans le plan (X, Y) . La fissure étant toujours sollicitée en ouverture, il n'est pas nécessaire de définir des conditions de contact. Le déplacement des nœuds situés sur le ligament (S_{lig} Figure IV-2) est bloqué dans la direction Y afin de représenter le plan de symétrie. Afin d'éviter les déplacements de corps rigides, le déplacement des nœuds appartenant à la section S_{enc} est bloqué dans la direction X .

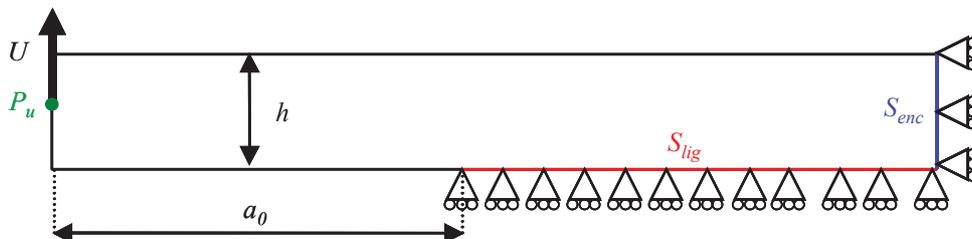


Figure IV-2 : Schématisation des conditions aux limites imposées à la 1/2 section de l'éprouvette DCB

Le calcul par élément finis se divise en deux étapes. Une première étape de calcul de l'amorçage. En effet, le critère utilisé n'ayant pas pour objectif de prédire l'amorçage, celui-ci est imposé au cours d'une première étape de calcul statique. Cette étape nous permet aussi d'évaluer la contrainte critique σ_c correspondant au G_c imposé : quand les conditions d'amorçage sont atteintes, les contraintes sont évaluées dans l'élément situé en pointe de fissure et la valeur retenue pour σ_c est la contrainte obtenue sur le point de Gauss le plus chargé. La propagation de la fissure est modélisée lors d'une seconde étape de chargement au cours de laquelle le critère de rupture est vérifié à chaque pas de temps, pour chaque élément le long du ligament.

IV.2.3 Calcul de l'amorçage

Le calcul sur l'éprouvette DCB étant élastique, cette première étape de calcul peut être réalisée en un seul pas de temps. L'amorçage étant imposé pour $G_c = 174 \text{ J.m}^{-2}$, les équations (IV.7) et (IV.8) permettent d'évaluer analytiquement la force à l'amorçage $F_c = 20856 \text{ N}$ ainsi que l'ouverture à l'amorçage $u_c = 8,34.10^{-4} \text{ m}$. Or, la différence de conditions aux limites imposées sur la section S_p entre la modélisation analytique (section S_p encastree) et la modélisation numérique (section S_p non encastree), conduit à une différence sur la pente élastique de l'ordre de 20%. Numériquement, on impose un premier incrément de temps de sorte à satisfaire le critère quand la force atteint F_c ce qui conduit à une ouverture 0,001 m et un taux de restitution d'énergie de 194 J.m^{-2} (Tableau IV-2). Les contraintes induites dans l'élément situé en pointe de fissure à l'issue de ce pas de temps (Tableau IV-2) nous permettent de fixer la valeur de la contrainte critique $\sigma_c = 240 \text{ MPa}$.

u_c (m)	F_c (N)	G_c (J.m ⁻²)	Contrainte principale maximale (MPa)			
			P1	P2	P3	P4
0,001	20784	194	243	193	165	117

Tableau IV-2 : Valeurs, à l'amorçage de la fissure, de l'ouverture, u_c , de la force, F_c , du taux de restitution d'énergie, G_c , et des contraintes principales maximales obtenues aux points de Gauss P1, P2, P3 et P4 (Figure IV-3) de l'élément en pointe de fissure

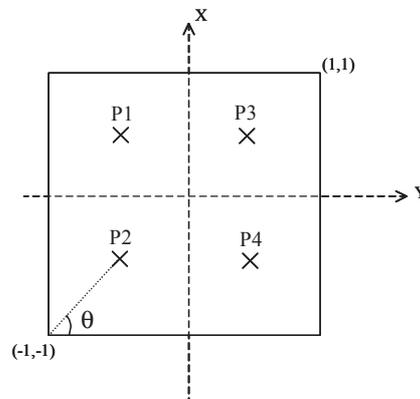


Figure IV-3 : Schématisation d'un élément fini

IV.2.4 Simulation de la propagation par éléments finis : étude paramétrique

Une étude paramétrique a été réalisée sur la simulation de la propagation. Différentes configurations de calcul ont été testées afin d'évaluer l'influence de la valeur du module de Young endommagé, E^* , de la discrétisation du pas de chargement, Δu , de la valeur de la contrainte critique, σ_c , et de la taille de maille de long du ligament, h_m . Dans ces calculs, l'évaluation du critère se fait à chaque point de Gauss de l'élément et dès qu'un point de Gauss a atteint le critère, le module de Young est modifié sur tout l'élément. L'ensemble des calculs réalisés, présentés en détail dans l'annexe N, nous a permis de mettre en évidence les points suivants :

- Le module E^* doit être choisi de sorte que la force transmise pas la zone « rompue » reste faible devant celle transmise par le ligament. En pratique E^* doit être le plus faible possible sans poser de problème numérique.
- Il existe une dépendance au maillage inhérente au modèle : la modification de la taille de maille entraîne une modification de la longueur critique λ_c et donc nécessite d'adapter la contrainte critique σ_c . Mais on a montré qu'en adaptant correctement les couples (λ_c, σ_c) , on trouve des solutions très proches pour des tailles de mailles différentes. Néanmoins, en présence de plasticité, le résultat peut être modifié.

IV.2.5 Influence de la discrétisation temporelle : approche incrémentale analytique

Le critère est implanté dans le code de calcul par éléments finis de façon explicite : il est évalué à chaque début de pas de temps à partir des résultats obtenus au pas de temps précédent. Il est donc résolu avec une approximation qui dépend du pas de temps. Afin d'étudier la dépendance du résultat à la discrétisation temporelle, une approche analytique incrémentale a été menée. Cette approche se base sur les équations analytiques établies au paragraphe IV.2.1 mais la résolution est calquée sur l'implémentation numérique du critère.

La résolution du critère étant explicite, cela signifie qu'il faut évaluer les grandeurs à $(t + dt)$ en fonction des grandeurs connues à t . Commençons par évaluer l'ouverture, u , (équation (IV.11)) ainsi que l'avancée de fissure, a , (équation (IV.12)) :

$$u(t + dt) = u(t) + du \quad (IV.11)$$

$$a(t + dt) = a(t) + da \quad (IV.12)$$

où du est l'incrément d'ouverture et da l'avancée de fissure au cours de l'incrément de temps dt . En utilisant les solutions classiques en pointe de fissure sur le ligament, on obtient :

$$da = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I(t)}{\sigma_c} \right)^2 = r_c(t + dt) \quad (IV.13)$$

où $K_I(t)$ est le facteur d'intensité des contraintes évalué au pas de temps précédent. On définit ainsi une distance critique du critère r_c à $t+dt$ qui est reliée au valeur des grandeurs à t . On calcule la force à partir de l'ouverture et de l'avancée de fissure en se basant sur l'équation (IV.4) :

$$F(t+dt) = \frac{3}{2} EI \frac{u(t+dt)}{a(t+dt)^3} \quad (IV.14)$$

En élasticité et avec l'hypothèse des contraintes planes le facteur d'intensité des contraintes s'exprime de la façon suivante :

$$K_I = \sqrt{EG} \quad (IV.15)$$

En combinant les équations (IV.5) et (IV.15), le facteur d'intensité des contraintes s'exprime de la façon suivante :

$$K_I(t+dt) = \frac{a(t+dt)F(t+dt)}{\sqrt{IB}} \quad (IV.16)$$

En écrivant les équations ainsi, on note que le résultat va dépendre de $r_c(t+dt)$ qui varie au cours du temps en fonction de $K_I(t)$. Dans ce cas, le critère en contrainte critique $\sigma = \sigma_c$ n'est pas équivalent à un critère en ténacité $K_I = K_{Ic}$. De plus, le résultat dépend du pas de temps comme on l'observe sur le calcul INCR1 (Figure IV-4 et Figure IV-5) défini dans le Tableau IV-3.

Pour retrouver une équivalence entre ces deux critères, il faut fixer r_c . Ceci est possible en introduisant une longueur critique, r_{crit} , en-dessous de laquelle il n'y a pas de propagation : il est ensuite nécessaire d'imposer un pas de temps suffisamment fin pour que $r_c = \left(\frac{K_I(t)}{\sqrt{2\pi\sigma_c}} \right)^2 \leq r_{crit}$.

Il se trouve que, dans les calculs par éléments finis, cette distance r_{crit} existe naturellement : elle est directement reliée à la taille des éléments finis. Dans le calcul par éléments finis, si la distance r_c est inférieure à la distance de la pointe de fissure au premier point de Gauss, r_{crit} , la fissure ne se propage pas. De plus, quand un élément est cassé, la fissure avance sur toute la longueur de l'élément. Pour tenir compte de ces deux conditions liées aux calculs par éléments finis, l'équation (IV.12) est donc remplacée par :

$$a(t+dt) = \begin{cases} a(t) + h_m & \text{si } r_c(t+dt) \geq r_{crit} \\ a(t) & \text{si } r_c(t+dt) < r_{crit} \end{cases} \quad (IV.17)$$

avec r_{crit} , la distance entre la pointe de fissure et le premier point de Gauss et h_m , la taille de maille en pointe de fissure.

Les calculs avec la méthode analytique incrémentale ont été réalisés à l'aide de scripts en langage python. Pour toutes les configurations testées (Tableau IV-3), l'instant d'amorçage est fixé comme précisé au paragraphe IV.2.3. Pour la propagation de fissure, les calculs ont été réalisés pour différentes discrétisations temporelles. Or le calcul étant statique, un incrément de temps est équivalent à un incrément de déplacement. Les différents incréments de déplacement retenus pour les calculs sont $2 \cdot 10^{-5}$ m, $4 \cdot 10^{-6}$ m, $2 \cdot 10^{-6}$ m, $4 \cdot 10^{-7}$ m et $2 \cdot 10^{-7}$ m.

	h_m (μm)	r_{crit} (μm)	σ_c (MPa)
INCR1	-	-	200
INCR2	500	106	229
INCR3	100	21	512

Tableau IV-3 : Configurations des calculs réalisés avec l'approche analytique incrémentale. h_m est la taille de maille, r_{crit} , la distance critique liée à cette taille de maille, σ_c , la contrainte critique.

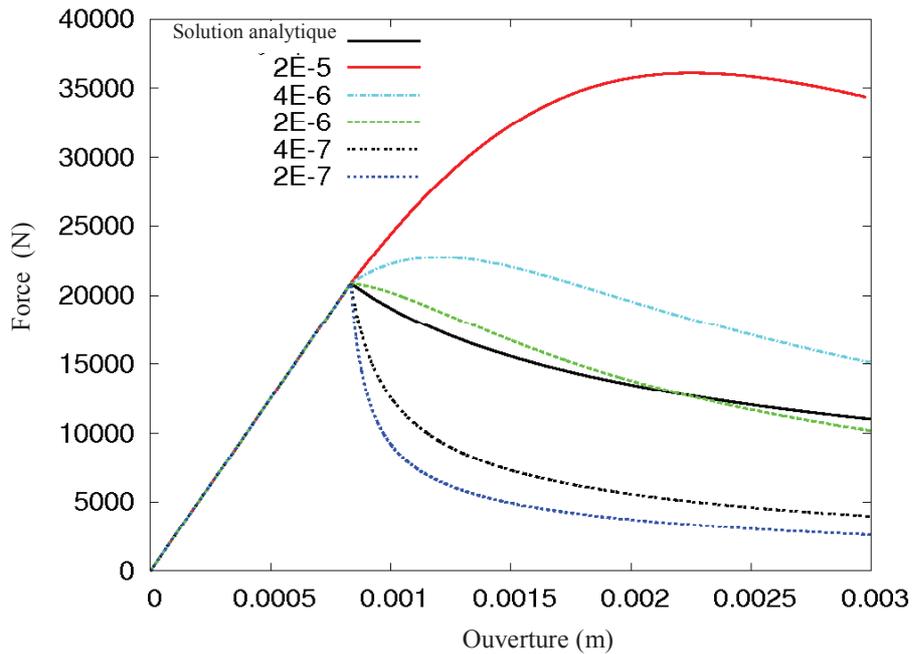


Figure IV-4 : Calcul incrémental INCR1 – Courbe force-ouverture pour différents incréments de déplacement

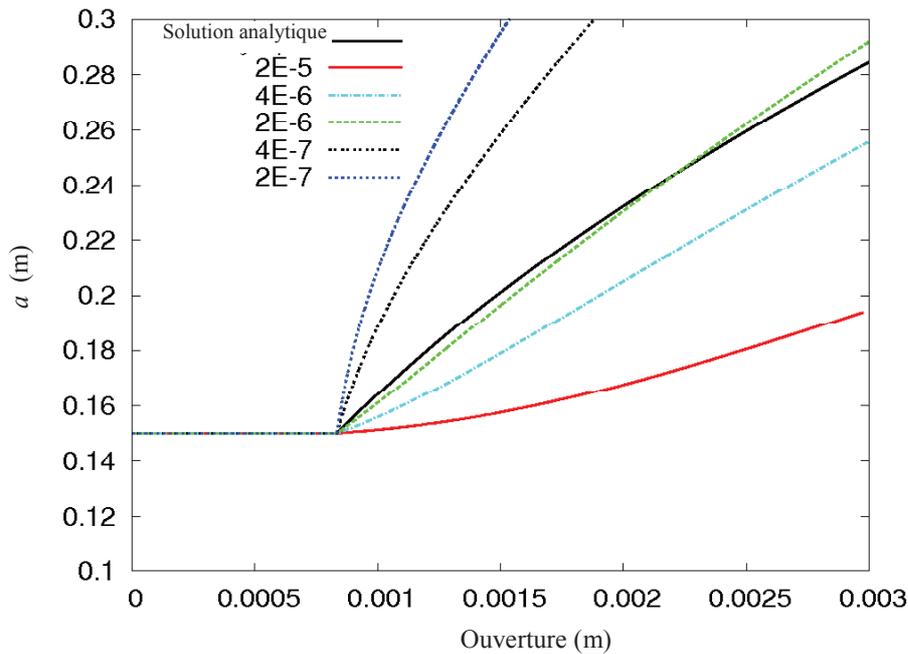


Figure IV-5 : Calcul incrémental INCR1 – Avancée de fissure en fonction de l'ouverture pour différents incréments de déplacement

Les résultats obtenus pour les configurations INCR2 et INCR3, pour lesquelles une limite inférieure est imposée sur r_c ($r_{crit} = 106 \mu\text{m}$ pour INCR2 et $21 \mu\text{m}$ pour INCR3), sont maintenant comparés à la solution analytique (Figure IV-6 et Figure IV-7). On observe que si le découpage temporel est assez fin (incrément de déplacement inférieur à 4.10^{-6} m pour INCR2 et 4.10^{-7} m pour INCR3), il n'y a pas de dépendance au temps et on retrouve bien la solution analytique implicite. En effet, si l'on impose une contrainte critique σ_c et une distance critique r_{crit} , l'équation (IV.13) permet de calculer un incrément de temps Δt_{crit} pour lequel la contrainte σ_c est atteinte à la distance critique r_{crit} . Quand le découpage temporel est plus fin, la distance à laquelle le critère est atteint est plus faible que r_{crit} donc le critère n'est pas atteint et un incrément de temps supplémentaire est imposé. La solution converge ainsi vers la solution analytique avec Δt_{crit} . Par contre, quand le découpage temporel est plus grossier que Δt_{crit} , on retrouve une dépendance au temps semblable à celle décrite dans la configuration INCR1.

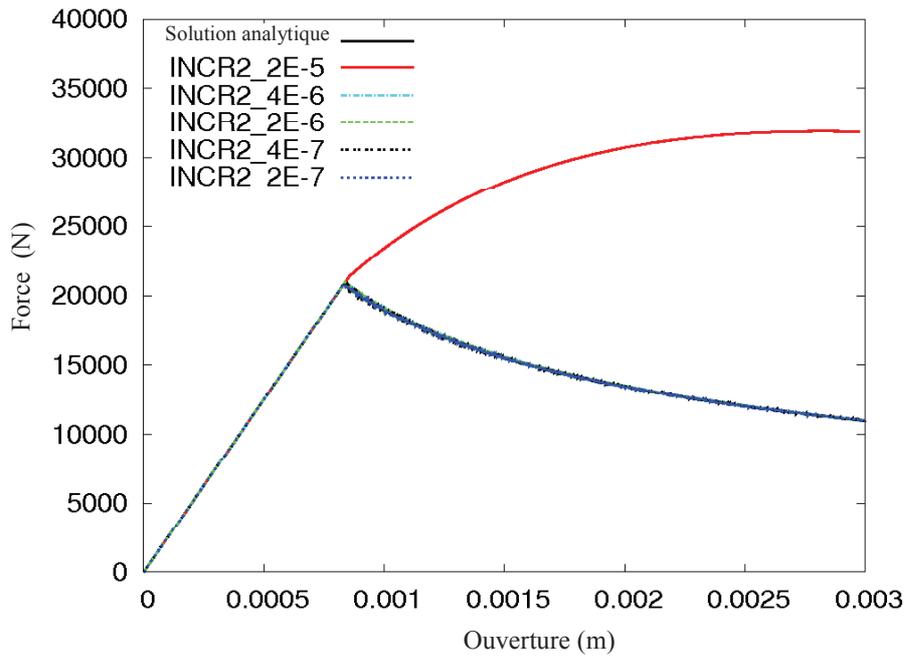


Figure IV-6 : Calcul incrémental INCR2 – Courbe force-ouverture pour différents incréments de déplacement

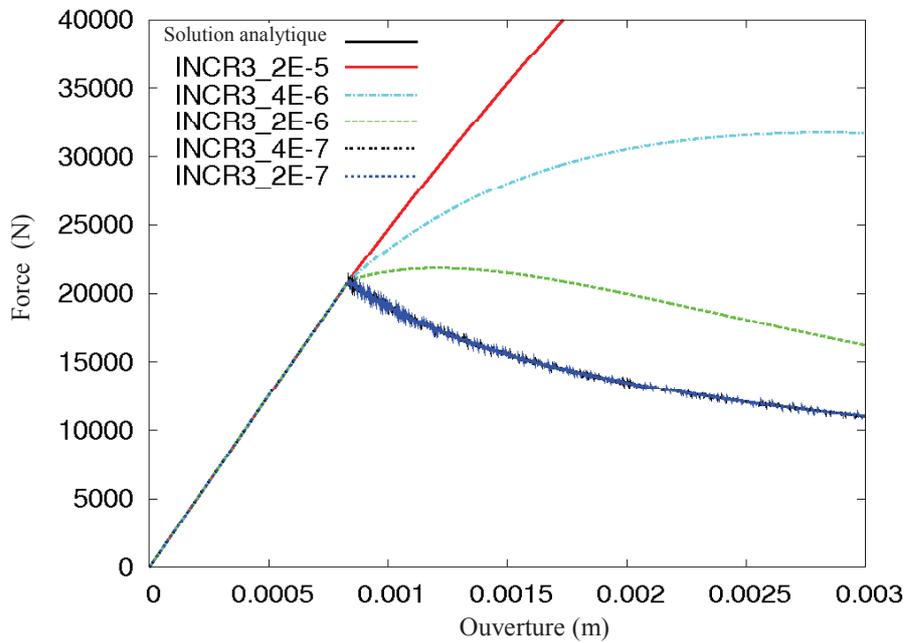


Figure IV-7 : Calcul incrémental INCR3 – Courbe force-ouverture pour différents incréments de déplacement

Le chargement étant linéaire, un incrément de déplacement ΔU_{crit} peut être associé à l'incrément de temps Δt_{crit} . On cherche donc à évaluer ΔU_{crit} tel que $r_c(t) = r_{crit}$. A l'aide de l'équation (IV.13), on peut écrire :

$$K(t) = \sqrt{2\pi r_{crit}} \sigma_c \quad (IV.18)$$

De plus, le critère en ténacité implique :

$$K(t) = K(t + dt) = \sqrt{2\pi r_{crit}} \sigma_c \quad (IV.19)$$

Or, en considérant les équations (IV.14) et (IV.16), le facteur d'intensité des contraintes peut s'exprimer en fonction de l'ouverture et de l'avancée de fissure de la manière suivante :

$$K(t) = \frac{3}{2} E \sqrt{\frac{I}{B}} \frac{u(t)}{(a(t))^2} \quad (IV.20)$$

En considérant les équations (IV.18) et (IV.20), l'ouverture peut s'exprimer en fonction de l'avancée de fissure de la manière suivante :

$$u(t) = \frac{\sqrt{2\pi r_{crit}} \sigma_c}{\frac{3}{2} E \sqrt{\frac{I}{B}}} (a(t))^2 \quad (IV.21)$$

En combinant les équations (IV.11) et (IV.21), on obtient :

$$\Delta U_{crit} = \frac{\sqrt{2\pi r_{crit}} \sigma_c}{\frac{3}{2} E \sqrt{\frac{I}{B}}} \left[(a(t+dt))^2 - (a(t))^2 \right] \quad (IV.22)$$

Si, de plus, on introduit l'équation (IV.17), on obtient :

$$\Delta U_{crit} = \frac{\sqrt{2\pi r_{crit}} \sigma_c}{\frac{3}{2} E \sqrt{\frac{I}{B}}} h_m [2a(t) + h_m] \quad (IV.23)$$

On constate que ΔU_{crit} dépend de l'avancée de fissure et donc du temps. Or c'est une fonction positive monotone croissante qui a donc un minimum en $t = 0$:

$$\min(\Delta U_{crit}) = \frac{\sqrt{2\pi r_{crit}} \sigma_c}{\frac{3}{2} E \sqrt{\frac{I}{B}}} h_m [2a_0 + h_m] \quad (IV.24)$$

On a donc mis en évidence une valeur minimale de ΔU_{crit} au-dessous de laquelle, le calcul converge vers la solution analytique. Cette valeur minimale peut être calculée pour les différentes configurations étudiées (Tableau IV-4). La valeur trouvée pour la configuration INCR2 est cohérente avec les constatations faites en annexe N sur la comparaison des calculs

par éléments finis DCB2 ($\Delta U = 2.10^{-6}$ m), DCB5 ($\Delta U = 2.10^{-5}$ m) et DCB6 ($\Delta U = 2.10^{-7}$ m) pour les mailles de (500 μm x500 μm). En effet, pour $\Delta U < 5.10^{-6}$ m, il n'y a pas de dépendance à la discrétisation temporelle alors qu'il y en a une quand $\Delta U > 5.10^{-6}$ m. Le pas de temps minimal trouvé en statique dépend de la taille de maille (Tableau IV-4).

	h_m (μm)	r_{crit} (m)	σ_c (MPa)	$\min(\Delta U_{crit})$ (m)
INCR2	500	106.10^{-6}	229	5.10^{-6}
INCR3	100	21.10^{-6}	512	1.10^{-6}

Tableau IV-4 : Evaluation de la valeur minimale de ΔU_{crit} pour différents maillages étudiés

L'approche incrémentale analytique a permis d'expliquer les points suivants :

- Le critère étant implémenté de manière explicite, si aucune borne inférieure n'est imposée à r_c , la solution dépend de la discrétisation temporelle. Dans les calculs par éléments finis, cette borne inférieure existe naturellement (r_{crit}) : elle est directement reliée à la taille des éléments finis.
- En élastostatique, on peut associer à r_{crit} un incrément de temps critique Δt_{crit} tel que le critère en contrainte critique σ_c soit identique à un critère en taux de restitution d'énergie critique G_c . Toute discrétisation temporelle avec des incréments de temps inférieurs à Δt_{crit} converge vers la solution analytique.

L'existence d'un temps critique associé à une distance critique n'a pas été étudiée en élastoviscoplastique, ni en dynamique. Dans nos applications élastoviscoplastiques du critère faites par la suite, nous fixons donc la taille de mailles ainsi que le pas de temps.

IV.3 Modélisation dynamique des essais d'arrêt de fissure

Les modélisations dynamiques de la propagation de fissure dans les essais sur CT et sur anneaux à l'aide du critère en contrainte critique sont présentées dans ce sous-chapitre. Ces modélisations bidimensionnelles sont réalisées avec l'hypothèse des déformations planes comme discuté au paragraphe III.4.4.

IV.3.1 Maillages et conditions aux limites

Pour l'application du critère en contrainte critique, nous avons choisi $\lambda_c=50 \mu\text{m}$, comme préconisé par Hajjaj (2006) sur le même matériau, ce qui nous impose une taille de maille de $(50 \times 50) \mu\text{m}^2$ sur le trajet de fissuration. Pour les deux géométries étudiées (éprouvette CT et anneau), les symétries nous permettent de ne considérer qu'une $\frac{1}{2}$ section des éprouvettes (Figure III-58 et Figure IV-9). Le maillage est constitué de 6399 éléments linéaires à intégration complète pour l'éprouvette CT et 6477 pour l'anneau. La fissure étant sollicitée en mode I, perpendiculairement au plan de symétrie, le trajet de fissuration est imposé sur le ligament le long du plan de symétrie. On ne traitera pas des problèmes de bifurcations La raideur des montages expérimentaux est prise en compte dans les calculs par l'intermédiaire d'un ressort (voir calcul de la raideur du ressort pour chaque montage en annexe K). Le chargement de l'éprouvette est effectué en imposant le déplacement U_V au point P_CHAR_R et la $\frac{1}{2}$ ouverture est évaluée au point P_COD. Les autres conditions sont identiques à celles présentées en III.4.4.

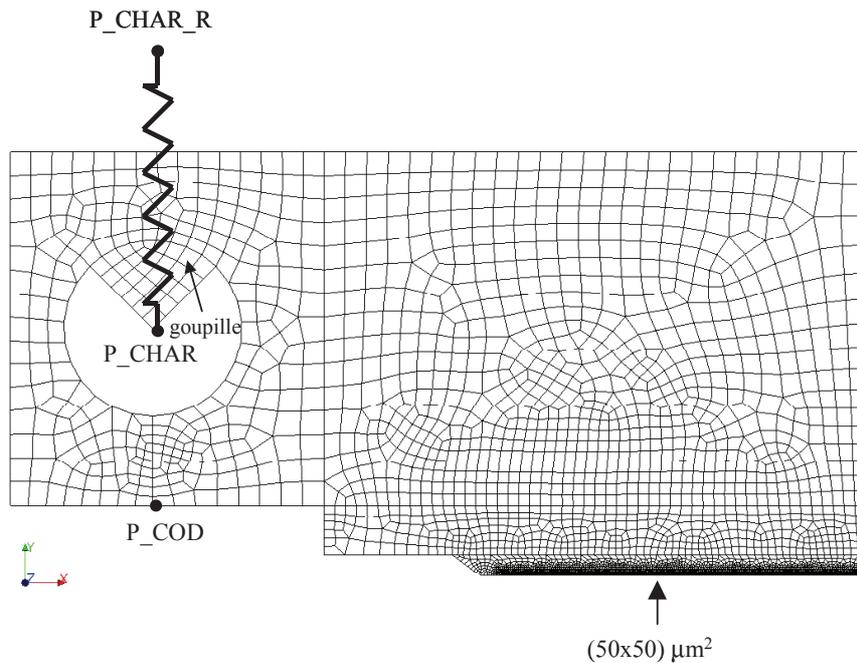


Figure IV-8 : Maillage 2D de la $\frac{1}{2}$ section d'une éprouvette CT

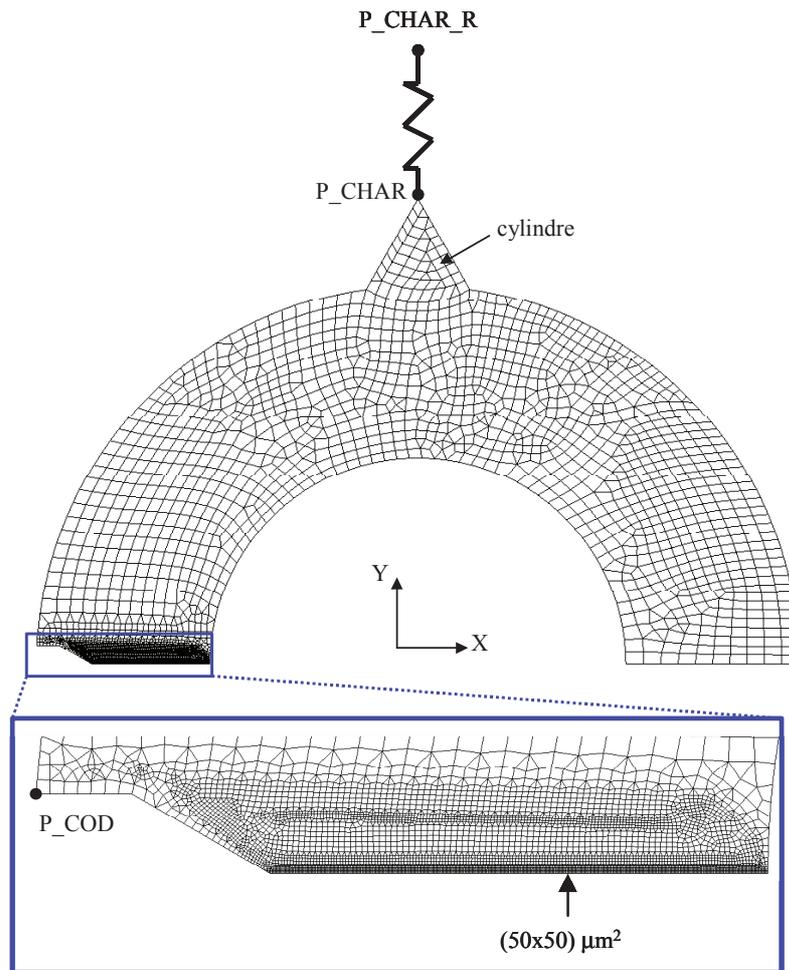


Figure IV-9 : Maillage 2D de la 1/2 section d'un anneau

IV.3.2 Choix de modélisation

Dans la modélisation par éléments finis, une première étape de calcul de l'amorçage est réalisée à l'aide d'une simulation statique. En effet, le critère utilisé n'ayant pas pour objectif de prédire l'amorçage, celui-ci est imposé en se basant sur les résultats expérimentaux. La propagation de la fissure est ensuite modélisée à l'aide d'une simulation dynamique.

Les simulations étant réalisées en 2D avec l'hypothèse des déformations planes, la courbe force-ouverture simulée n'est pas confondue avec la courbe expérimentale. L'amorçage numérique peut donc être imposé en se basant soit sur la force, soit sur l'ouverture obtenues au moment de l'amorçage expérimental de la fissure (Figure IV-10). Les deux valeurs obtenues constituent ainsi un encadrement de la contrainte critique réelle. Il faut noter que plus on a de déformation plastique, plus la différence entre l'amorçage fixé sur la force ou sur l'ouverture expérimentale est importante. Pour les essais sur les anneaux, l'écart sur la raideur dans le domaine linéaire, mis en évidence dans le paragraphe III.4.4, induit une différence encore plus importante.

Le comportement du matériau est modélisé par la loi élastoviscoplastique présentée au paragraphe III.4.1. Pour les essais sur anneaux, les calculs 3D présentés au paragraphe III.4.4,

ont montré que, pour mieux représenter la courbe force-ouverture expérimentale, il était nécessaire d'utiliser une modélisation élastoplastique du comportement lors de la mise en charge jusqu'à l'amorçage. Par contre, nous souhaitons conserver une loi élastoviscoplastique pour la modélisation de la propagation de fissure. Nous avons imposé une vitesse de chargement très faible (un coefficient 10^{-12} a été appliqué à la vitesse réelle) afin de rendre négligeable l'effet visqueux. Dans la première étape du calcul, la modélisation étant statique, le changement de vitesse de chargement n'affecte que le comportement du matériau.

Le schéma d'intégration temporelle utilisé dans les calculs dynamiques est un schéma implicite de type HHT (Hilber Hugues Taylor) qui est une variante d'un schéma de Newmark (équation (IV.25)).

$$\begin{aligned}\Phi(t + \Delta t) &\approx \Phi(t) + \Delta t \dot{\Phi}(t) + \frac{\Delta t^2}{2} [(1 - 2\beta)\ddot{\Phi}(t) + 2\beta\ddot{\Phi}(t + \Delta t)] \\ \dot{\Phi}(t + \Delta t) &\approx \dot{\Phi}(t) + \Delta t [(1 - \gamma)\ddot{\Phi}(t) + \gamma\ddot{\Phi}(t + \Delta t)]\end{aligned}\quad (\text{IV.25})$$

avec $\gamma = \frac{1}{2} - \alpha$, $\beta = \frac{(1 - \alpha)^2}{4}$ et $\alpha = -0.3$ et où Φ représente la configuration, c'est-à-dire le paramétrage du système par les degrés de liberté des éléments finis. C'est un schéma dissipatif, c'est à dire qu'il existe un amortissement numérique non nul. Aucun amortissement numérique supplémentaire n'est ajouté dans les calculs.

Le critère étant implémenté avec une formulation explicite, il est nécessaire d'imposer un petit incrément de temps pour s'assurer de ne pas trop dépasser la contrainte critique au cours d'un pas de temps (voir paragraphe IV.1.2). Dans nos calculs, bien que les schémas de résolution dynamique soient implicites, nous retenons la condition de stabilité nécessaire pour la résolution globale par un schéma explicite en dynamique pour imposer notre incrément de temps. Ce temps est équivalent au temps minimal que met une onde de pression pour traverser le plus petit élément fini du maillage. En pratique, on choisit une approximation de cette valeur en calculant le minimum, pour tous les éléments finis, de l'incrément de temps, δt , défini par l'équation (IV.26).

$$\delta t = \frac{D}{c_p} \quad (\text{IV.26})$$

où D est le diamètre de la plus grande sphère inscrite dans l'élément considéré et c_p la célérité des ondes élastiques de compression dans le matériau. Dans nos calculs, la plus petite taille de maille étant de $50 \cdot 10^{-6}$ m et la vitesse des ondes de pression de 6000 m.s^{-1} , cela nous conduit à fixé $\delta t \approx 10^{-8}$ s. Une telle discrétisation temporelle induit des temps de calculs importants. Cela explique que les modélisations sont réalisées en 2D.

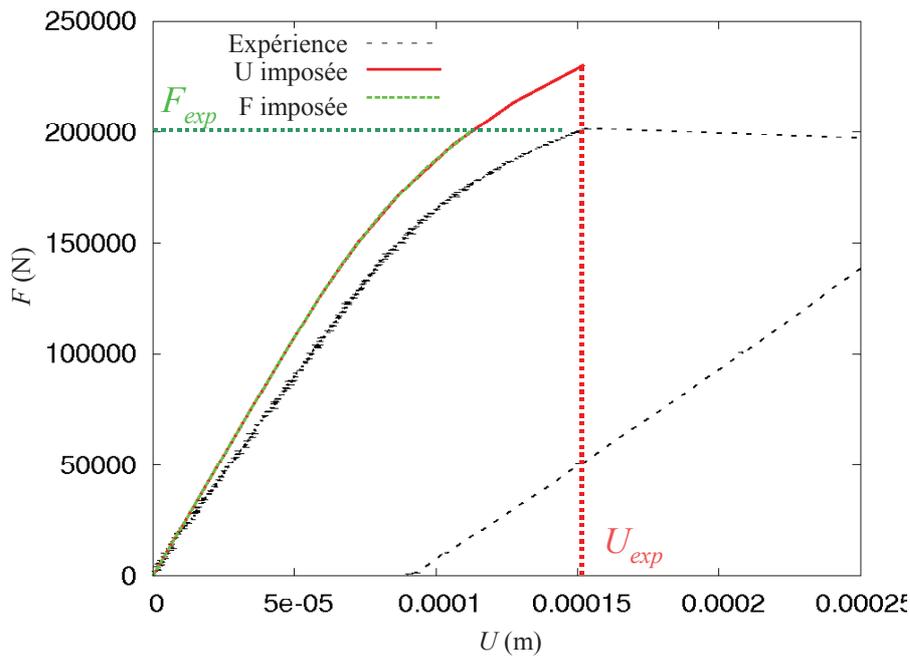


Figure IV-10 : Illustration de l'écart entre l'amorçage imposé numériquement en se basant sur la force ou sur l'ouverture expérimentale pour l'essai sur anneau 136D testé à -125°C

Influence de la méthode d'évaluation du critère

Deux méthodes d'évaluation du critère ont été mises en œuvre dans les simulations : l'une basée sur l'évaluation du critère aux points de Gauss et l'autre basée sur l'évaluation du critère par rapport à la moyenne sur les points de Gauss de l'élément (voir méthodes présentées au paragraphe IV.1.2). L'essai 138F (éprouvette CT testée à -150°C) a été modélisé avec les deux méthodes en imposant une contrainte critique de 1950 MPa (Figure IV-11). On constate que la méthode d'évaluation basée sur la moyenne sur les points de Gauss de l'élément (en vert) permet de bien simuler la vitesse de propagation alors que l'autre méthode (en rouge) surestime la vitesse de propagation.

Par la suite, les simulations ont été réalisées en utilisant la méthode d'évaluation du critère basée sur la moyenne sur les points de Gauss de l'élément.

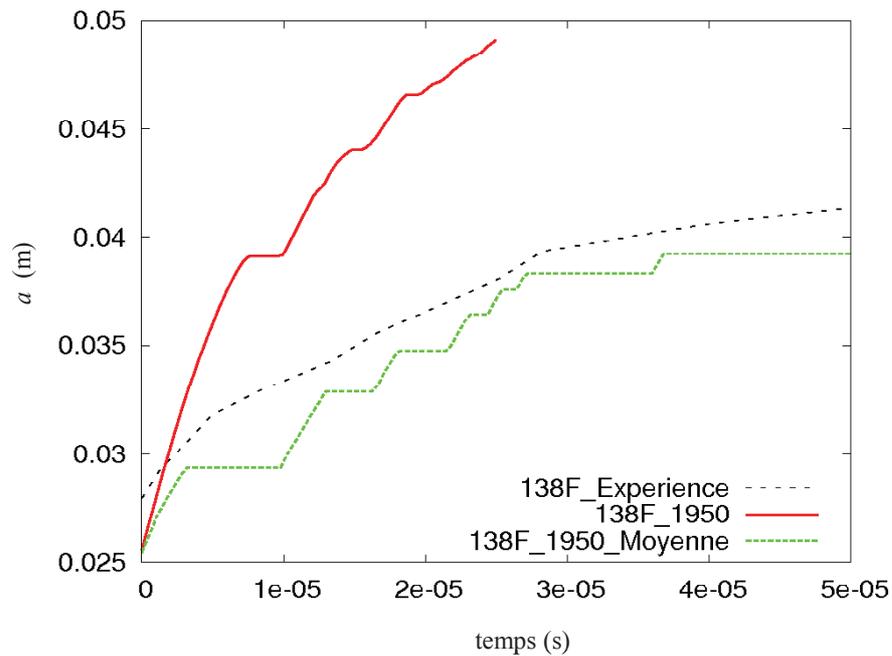


Figure IV-11 : Evolution de l'avancée de fissure en fonction du temps – Comparaison des résultats obtenus avec les deux méthodes d'évaluation du critère testées sur l'essai 138F pour une contrainte critique fixée à 1950 MPa

Influence de la modélisation de la raideur du montage

Afin d'évaluer l'influence de la raideur du montage, l'essai 138L (éprouvette CT testée à -125°C) a été simulé avec et sans prise en compte de la raideur du montage pour une contrainte critique fixée à 2000 MPa. Les calculs de raideurs, présentés en annexe K, montrent que la raideur de l'éprouvette CT est de 54.10^6 N.m^{-1} et que celle du montage est de 47.10^6 N.m^{-1} . Lors de la simulation de l'essai, la prise en compte de la raideur expérimentale conduit à une augmentation de la longueur à l'arrêt (Figure IV-12). Quand on ne modélise pas la raideur du montage par un ressort, cela revient à considérer une raideur infinie. L'éprouvette ne peut donc quasiment pas s'ouvrir même quand la fissure se propage (Figure IV-14). La modélisation de la raideur du montage à l'aide d'un ressort permet à l'éprouvette de s'ouvrir au cours de la propagation de fissure comme cela est observé expérimentalement (Figure IV-14). Cette amplitude plus importante sur l'ouverture de l'éprouvette favorise la propagation de fissure. On constate aussi que quand la raideur du montage n'est pas modélisée, la condition très restrictive sur l'ouverture de fissure conduit à des oscillations importantes de la force (Figure IV-13).

Par la suite, les calculs ont été effectués en prenant en compte la raideur du montage, car cette modélisation représente mieux la situation expérimentale et a une influence considérable sur la prédiction de l'arrêt de fissure.

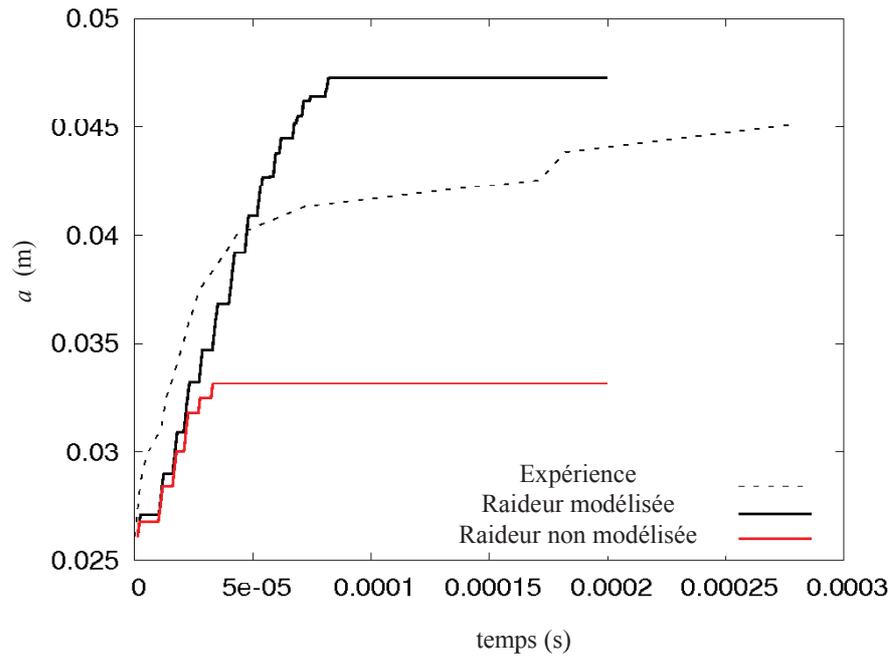


Figure IV-12 : Evolution de l'avancée de fissure en fonction du temps – Comparaison des résultats obtenus avec modélisation ou non de la raideur du montage pour l'essai 138L pour une contrainte critique fixée à 2000 MPa

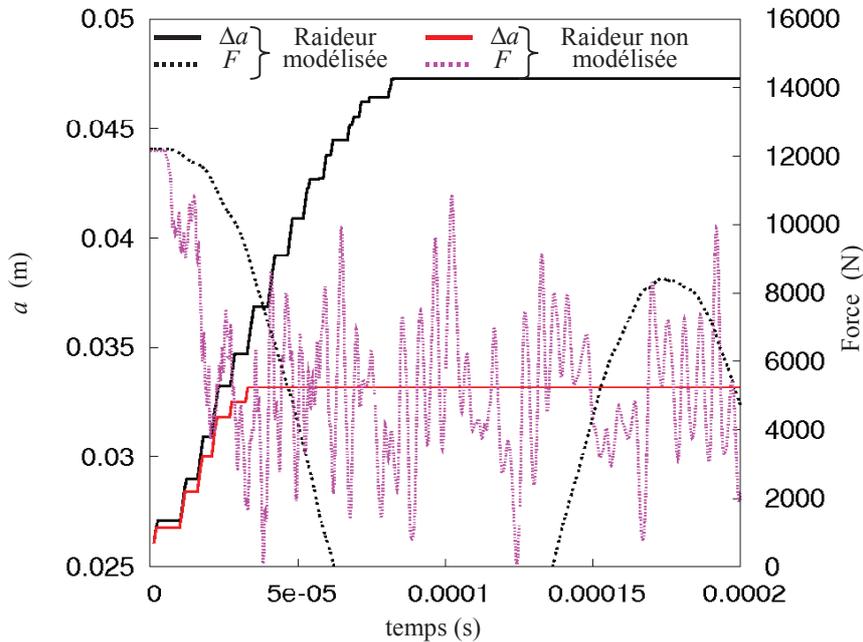


Figure IV-13 : Evolution de l'avancée de fissure et de la force en fonction du temps – Comparaison des résultats obtenus avec modélisation ou non de la raideur du montage pour l'essai 138L pour une contrainte critique fixée à 2000 MPa

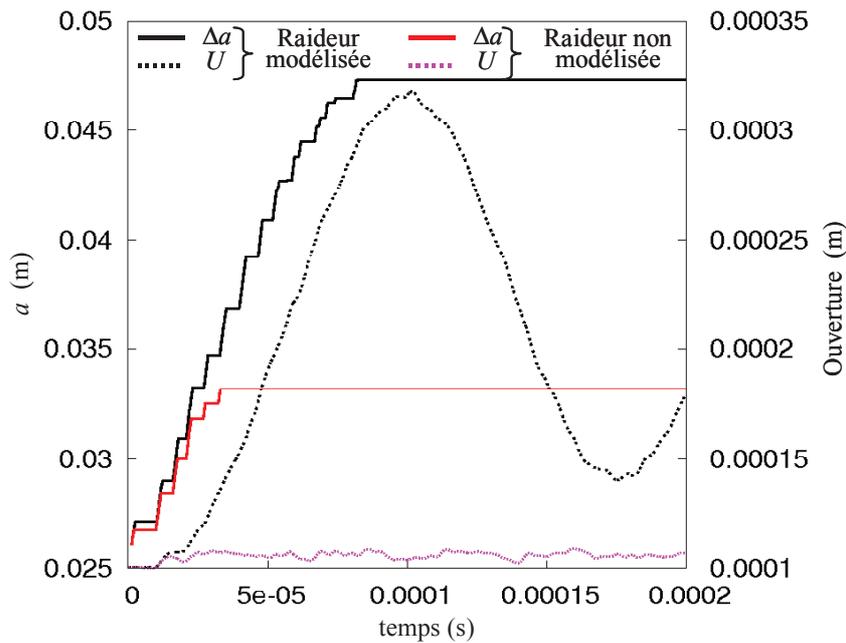


Figure IV-14 : Evolution de l'avancée de fissure et de l'ouverture en fonction du temps – Comparaison des résultats obtenus avec modélisation ou non de la raideur du montage pour l'essai 138L pour une contrainte critique fixée à 2000 MPa

Transition amorçage/propagation

Une des difficultés de la modélisation, due au fait que le critère utilisé ne gère pas l'amorçage, est la transition entre l'amorçage et la propagation. En effet, la contrainte d'ouverture dans les premiers éléments en pointe de fissure à l'amorçage peut être inférieure à la contrainte critique pour la propagation. Cela pourrait s'expliquer par le fait que l'amorçage du clivage est piloté par les valeurs faibles de la distribution de résistance, alors que la propagation et l'arrêt du clivage semblent pilotés par une valeur moyenne. En effet, les simulations réalisées Berdin et al. (2009) en considérant une réparation aléatoire de la contrainte critique confirme un comportement collectif des grains lors de la propagation et l'arrêt de fissure (voir paragraphe II.3.4) et les observations fractographiques présentées au paragraphe III.3 vont dans le même sens. Dans cette situation, il n'est pas possible d'obtenir un amorçage de la fissure avec la contrainte retenue pour la propagation.

Pour pallier ce problème, le début de la propagation de la fissure est imposé par une méthode de relâchement de nœuds, sur une certaine distance. La vitesse imposée est $1000 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$, valeur classiquement observée pour la propagation par clivage dans l'acier de cuves (voir paragraphe II.2.3). Des simulations réalisées sur l'essai 138AB (éprouvette CT testée à -150°C) en imposant une vitesse de fissuration initiale sur des distances allant de 1 à 4 mm (Figure IV-15) illustrent bien cette difficulté d'amorçage. Pour une contrainte critique fixée à 2000 MPa, quand la vitesse de fissuration est imposée sur 1mm, la fissure ne poursuit pas sa propagation au-delà de cette distance. Par contre, quand on impose la vitesse de fissuration sur une plus grande

distance, la fissure poursuit sa propagation au-delà. Dans ce cas, les vitesses de propagation et les sauts de fissure obtenus sont très proches, même si la propagation de la fissure a un peu plus de mal à se mettre en place pour les distances les plus courtes. Par la suite, une vitesse de fissuration de 1000 m.s^{-1} est toujours imposée au début de la propagation sur au moins 1 mm. Cette distance peut être plus importante pour les cas où la propagation a du mal à se mettre en place.

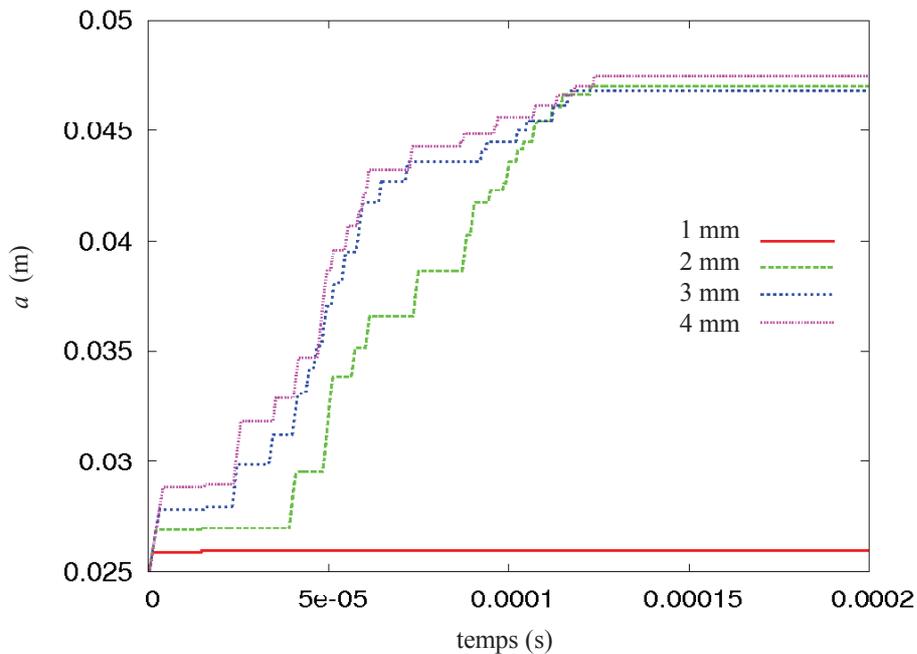


Figure IV-15 : Evolutions de l'avancée de fissure en fonction du temps obtenues sur l'essai 138AB pour une contrainte critique fixée à 2000 MPa en imposant une vitesse initiale à la fissure de 1000 m.s^{-1} sur 1mm, 2mm, 3mm et 4mm

IV.3.3 Identification de la contrainte critique avec la température

La déchirure ductile n'étant pas modélisée dans nos simulations, la contrainte critique n'a été identifiée que sur les essais ne présentant pas ou présentant très peu de déchirure ductile. Pour simuler la déchirure ductile il aurait fallu déterminer les paramètres d'un modèle de déchirure et les modélisations 3D auraient été incontournables étant donnée la forte courbure du front de déchirure. L'identification a donc été réalisée sur l'ensemble des essais sur anneaux car même à -50°C , une déchirure peu importante (de l'ordre de $170 \mu\text{m}$) est observée, sur les éprouvettes CT testées à -150°C et à -125°C et sur l'éprouvette 138P, testée à -100°C , mais sur laquelle on n'observe pas de déchirure ductile (voir paragraphe III.3.2).

Pour identifier la contrainte critique à une température donnée, on réalise plusieurs simulations des essais à cette température avec différentes valeurs de σ_c . On retient ensuite la valeur de σ_c qui permet de bien simuler la vitesse de propagation de la fissure et le saut de fissure mesurés expérimentalement sur les différents essais. Comme le critère choisi ne modélise pas

l'amorçage, il faut imposer celui-ci en se basant sur les résultats expérimentaux en force ou en ouverture.

Les valeurs de contraintes critiques identifiées sur nos essais sont synthétisées dans le Tableau IV-5. Pour identifier une contrainte critique sur l'essai sur CT testé à -100°C , comme aucun arrêt n'a été obtenu expérimentalement, nous avons retenu la valeur de contrainte critique la plus faible permettant de simuler une rupture complète de l'éprouvette (Figure IV-16). Cette valeur est donc une borne basse de la valeur réelle de la contrainte critique. Conformément aux résultats de la littérature (voir paragraphes II.3.3 et II.3.4), la valeur de la contrainte critique augmente avec la température. Cette augmentation semble moins importante à basse température ($<-100^{\circ}\text{C}$), notamment sur les essais sur anneaux qui présentent un palier pour les températures inférieures à -125°C . Pour les différentes températures, les identifications de la contrainte critique basées sur la force et sur l'ouverture expérimentales conduisent à des écarts relatifs qui varient de 5% à 11%. Pour chaque température, les valeurs de contraintes critiques identifiées sur anneaux sont plus faibles que celles identifiées sur CT. Nous discuterons ce dernier point dans le paragraphe IV.3.4.

Eprouvette	Température ($^{\circ}\text{C}$)	σ_c (MPa)		$\Delta\sigma_c/\sigma_c$
		Force	Ouverture	
CT	-150	2000	2225	11%
	-125	2100	2200	5%
	-100	2150	2250	5%
Anneaux	-150	1700	1850	8%
	-125	1700	1850	8%
	-50	2100	2250	7%

Tableau IV-5 : Contraintes critiques identifiées en fonction de la température sur les essais sur CT et sur anneaux en se basant sur la force ou sur l'ouverture expérimentale pour imposer l'amorçage

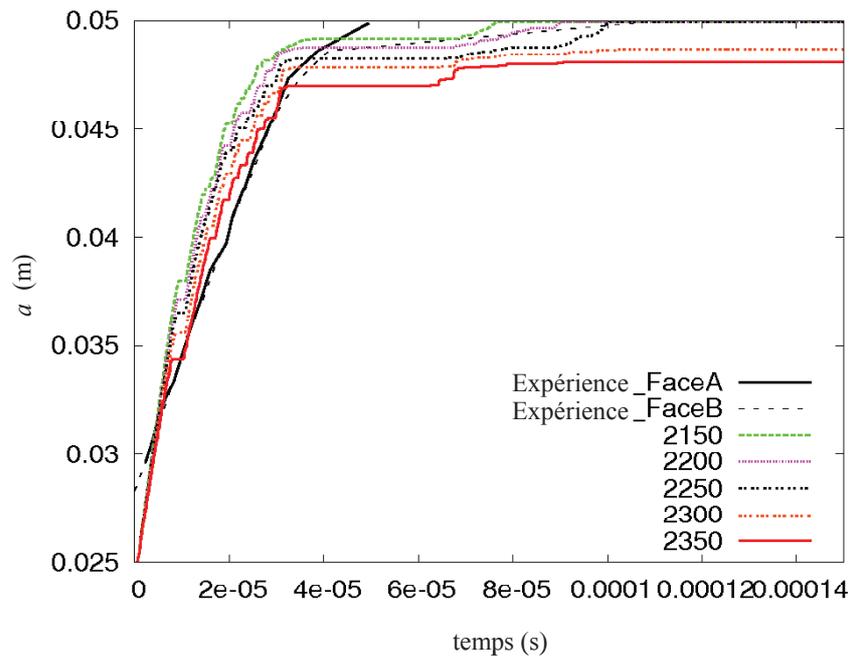


Figure IV-16 : Avancée de fissure en fonction du temps avec un amorçage basé sur l'ouverture expérimentale pour l'essai sur l'éprouvette CT 138P testée à -100°C , en considérant des contraintes critiques allant de 2150 MPa à 2350 MPa.

L'ensemble des courbes présentant les avancées de fissure simulées pour ces différentes contraintes comparées aux résultats expérimentaux est présenté Figure IV-17 à Figure IV-23. Sur certains essais, notamment ceux pour lesquels la ténacité à l'amorçage est faible, l'amorçage de la fissure dans la simulation intervient avec un décalage de quelques microsecondes par rapport à l'expérience (par exemple Figure IV-24). Ce décalage est dû à la fois aux incertitudes de mesures mais aussi au fait que l'amorçage n'est pas modélisé par le critère. La pente et la forme des courbes obtenues restent, malgré tout, correctement prédites.

On remarque que les courbes des avancées de fissure simulées en fonction du temps présentent des paliers : la propagation de fissure est une succession de séquence propagation-arrêt-réamorçage jusqu'à l'arrêt définitif. Ces résultats sont en accord avec les observations expérimentales de propagation de fissures faites, par exemple, par Kobayashi et Giovanola (1989) ou par Ravi-Chandar (2004). Il faut tout de même noter que ces paliers ont probablement aussi une origine numérique : ils dépendent du type d'élément et de la manière dont les champs de contraintes sont évalués dans ces éléments.

Ainsi la fissure avance par sauts successifs à des vitesses importantes. La mesure de la vitesse de fissuration par les jauges à brins ne permet pas de mettre en avant ce phénomène. En effet, la vitesse mesurée par les jauges étant une vitesse moyenne entre deux brins, elle représente une moyenne de la vitesse instantanée de la fissure.

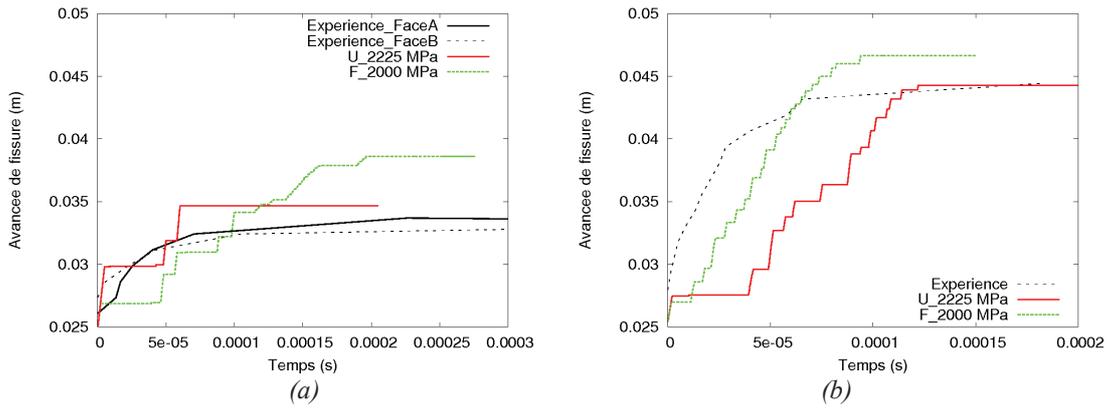


Figure IV-17 : Avancées de fissure en fonction du temps expérimentales et simulées en se basant soit sur la force à l'amorçage, soit sur l'ouverture à l'amorçage. (a) Epreuve CT 138AB testée à -150°C , (b) Epreuve CT 138F testée à -150°C

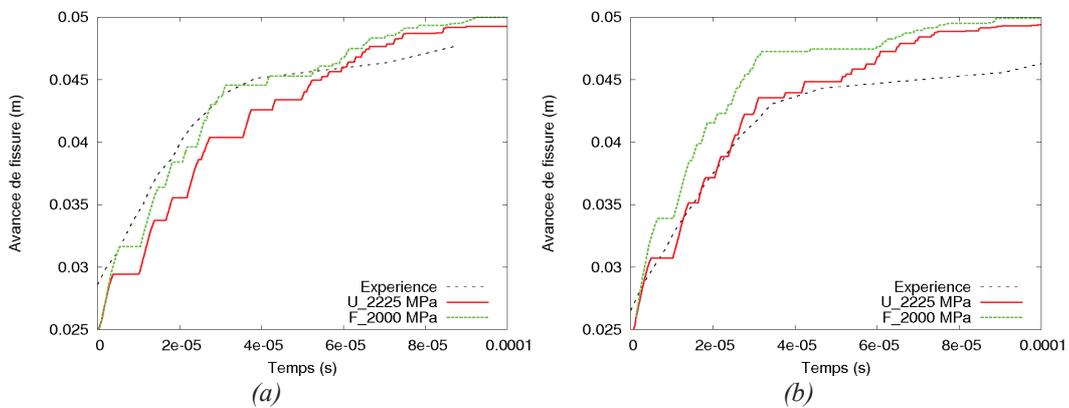


Figure IV-18 : Avancées de fissure en fonction du temps expérimentales et simulées en se basant soit sur la force à l'amorçage, soit sur l'ouverture à l'amorçage. (a) Epreuve CT 138J testée à -150°C , (b) Epreuve CT 138M testée à -150°C

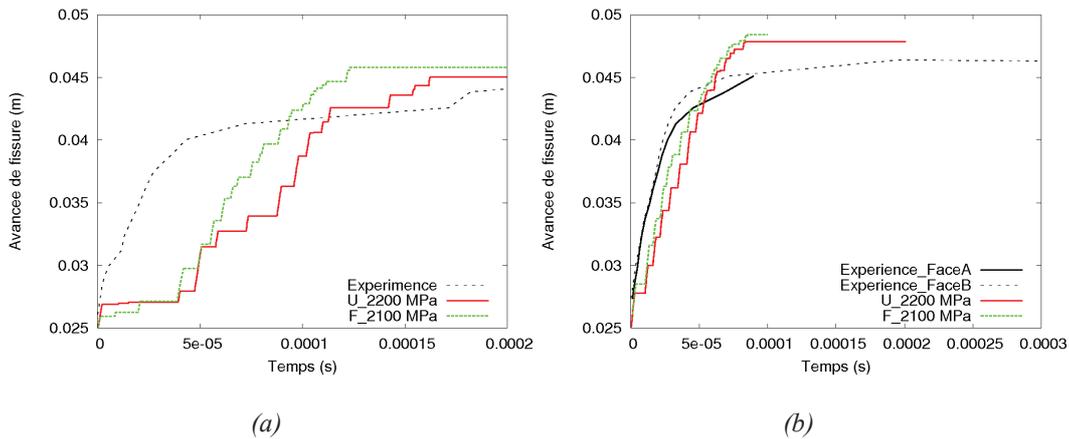


Figure IV-19 : Avancées de fissure en fonction du temps expérimentales et simulées en se basant soit sur la force à l'amorçage, soit sur l'ouverture à l'amorçage. (a) Epreuve CT 138L testée à -125°C , (b) Epreuve CT 138T testée à -125°C

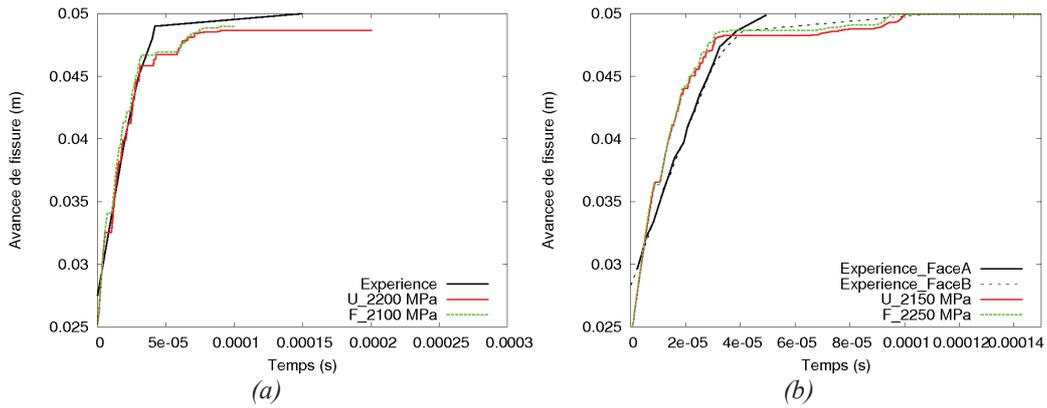


Figure IV-20 : Avancées de fissure en fonction du temps expérimentales et simulées en se basant soit sur la force à l'amorçage, soit sur l'ouverture à l'amorçage. (a) Epreuve CT 138H testée à -125°C , (b) Epreuve CT 138P testée à -100°C

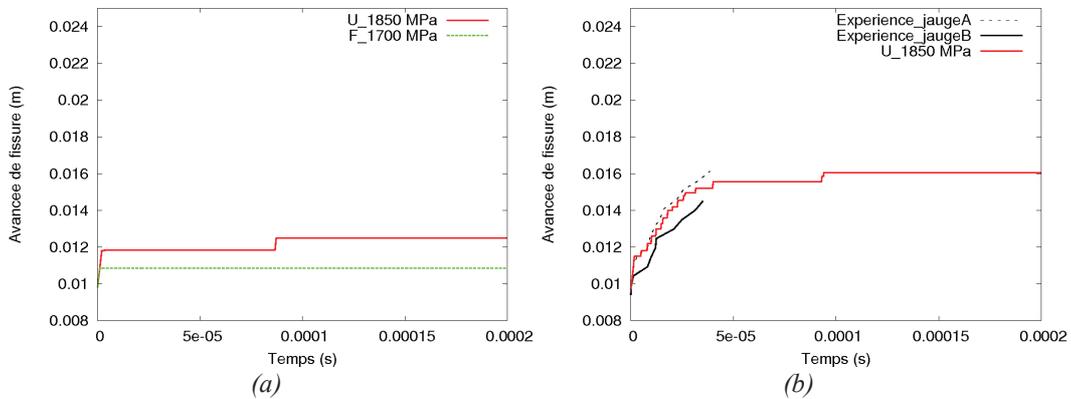


Figure IV-21 : Avancées de fissure en fonction du temps expérimentales et simulées en se basant soit sur la force à l'amorçage, soit sur l'ouverture à l'amorçage. (a) Anneau 136B testé à -150°C , (b) Anneau 136C testé à -150°C

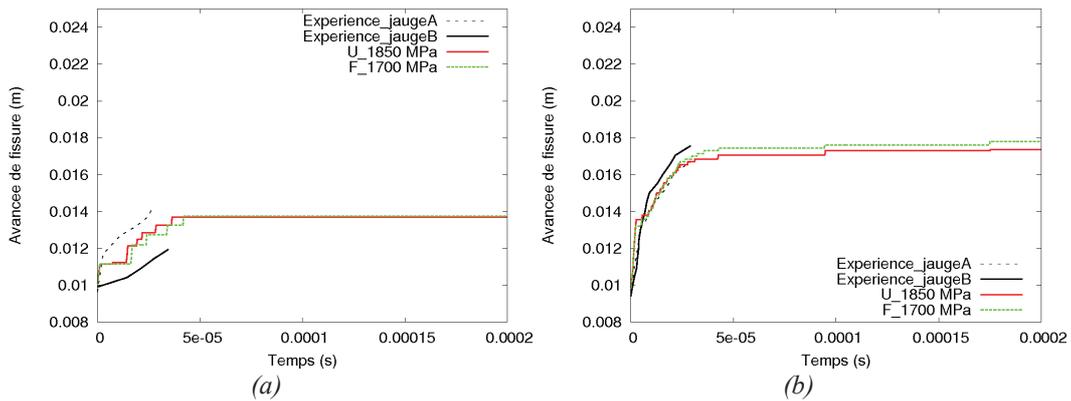


Figure IV-22 : Avancées de fissure en fonction du temps expérimentales et simulées en se basant soit sur la force à l'amorçage, soit sur l'ouverture à l'amorçage. (a) Anneau 136E testé à -150°C , (b) Anneau 136D testé à -125°C

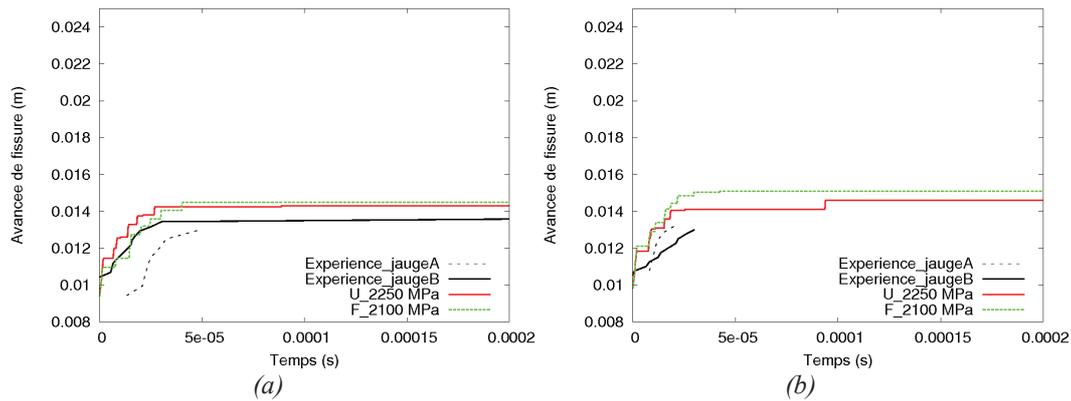


Figure IV-23 : Avancées de fissure en fonction du temps expérimentales et simulées en se basant soit sur la force à l'amorçage, soit sur l'ouverture à l'amorçage. (a) Anneau 136F testé à -50°C (b) Anneau 136G testé à -50°C

La synthèse des vitesses et des avancées de fissures simulées est présentée dans le Tableau IV-6 pour les éprouvettes CT et dans le Tableau IV-7 pour les anneaux. La vitesse moyenne de propagation simulée est évaluée en interpolant linéairement la courbe de l'avancée de fissure en fonction du temps (exemple Figure IV-24 et Figure IV-25). Tous les essais sur CT n'ont pas été simulés car certains sont très semblables. Une sélection a été faite afin de couvrir l'ensemble des résultats obtenus. On constate que le critère retenu permet de bien simuler les vitesses de propagation même pour des valeurs de vitesse très différentes. Par exemple, pour les essais sur CT à -150°C , avec une valeur unique de contrainte critique ($\sigma_c = 2000 \text{ MPa}$ quand l'amorçage est imposé avec la force expérimentale), le critère est capable de prévoir des vitesses allant de 84 m.s^{-1} à 547 m.s^{-1} selon les essais comme observé expérimentalement. De manière générale, l'ordre de grandeur de la valeur de la vitesse de propagation est bien simulé par le critère même si on sous-estime plutôt les vitesses sur les éprouvettes CT alors qu'on les sur-estime sur les essais sur anneaux.

En ce qui concerne l'arrêt de fissure, on constate tout d'abord que la simulation des essais 138J et 138H, pour lesquels il n'y a pas d'arrêt expérimental (ou un arrêt très proche du bord arrière de l'éprouvette), ne prévoit pas d'arrêt. En conséquence, la simulation des essais 138K et 138I (respectivement 138O et 138Z), pour lesquels la ténacité à l'amorçage est supérieure à celle obtenue sur l'essai 138J (respectivement 138H) conduiront forcément, eux aussi, à une rupture complète de l'éprouvette. Ces résultats sont bien en accord avec les résultats expérimentaux. Dans le cas où on obtient un arrêt expérimentalement, l'erreur sur l'arrêt prédit est toujours inférieure à 4%.

T(°C)	Nom	Résultats expérimentaux		Simulations			
		a_f (mm)	V_f (m.s ⁻¹)	amorçage	σ_c (MPa)	a_f (mm)	v (m.s ⁻¹)
-150	138F	43,3< a_f <45,1	333< V_f <371	F	2000	46,6	271
				U	2225	44,3	188
	138J	48,6	467< V_f <551	F	2000	Pas d'arrêt	547
				U	2225	49,25	363
	138AB	36	84< V_f <132	F	2000	38,6	84
				U	2225	34,6	81
138M	45,2< a_f <48,8	486	F	2000	Pas d'arrêt	610	
			U	2225	49,4	495	
-125	138L	45	362< V_f <420	F	2100	45,8	211
				U	2200	45,05	162
	138H	Pas d'arrêt	607	F	2100	49	589
				U	2200	48,65	582
	138T	46,6	509	F	2100	48,4	380
				U	2200	47,85	296
-100	138P	Pas d'arrêt	580< V_f <600	F	2250	Pas d'arrêt	639
				U	2150	Pas d'arrêt	789

Tableau IV-6 : Comparaison des vitesses et des sauts de fissure expérimentaux et simulés sur les éprouvettes CT avec T, la température, a_f la longueur de fissure finale, V_f la vitesse de propagation, σ_c contrainte critique et dans la colonne « amorçage » : F, l'amorçage est imposé avec la force expérimentale, U, l'amorçage est imposé avec l'ouverture expérimentale

T(°C)	Nom	Résultats expérimentaux			Simulations				
		a_f (mm)	V_{f1} (m.s ⁻¹)	V_{f2} (m.s ⁻¹)	amorçage	σ_c (MPa)	a_f (mm)	V_{f1} (m.s ⁻¹)	V_{f2} (m.s ⁻¹)
-150	136B	12,9< a_f <13,2	-	-	F	1700	-	-	-
					U	1850	12,5	-	-
	136C	14,9< a_f <16,7	629< V_f <756	12< V_f <132	F	1700	-	-	-
					U	1850	16,05	-	142
136E	13,3< a_f <14,6	60< V_f <764	60< V_f <961	F	1700	13,75	-	68	
				U	1850	13,7	-	80	
-125	136D	18,1	654< V_f <780	133< V_f <153	F	1700	17,8	1500	159
					U	1850	17,35	1473	148
-50	136F	13,3< a_f <14,84	129< V_f <380	57< V_f <64	F	2100	14,5	1034	103
					U	2250	14,3	1063	123
	136G	14,4< a_f <15,06	83< V_f <430	83< V_f <90	F	2100	15,1	1173	158
					U	2250	14,6	1063	124

Tableau IV-7 : Comparaison des vitesses et des sauts de fissure expérimentaux et simulés sur les anneaux avec T, la température, a_f la longueur de fissure finale, V_{f1} la vitesse de propagation phase 1, V_{f2} la vitesse de propagation phase 2, σ_c contrainte critique et dans la colonne « amorçage » : F, l'amorçage est imposé avec la force expérimentale, U, l'amorçage est imposé avec l'ouverture expérimentale

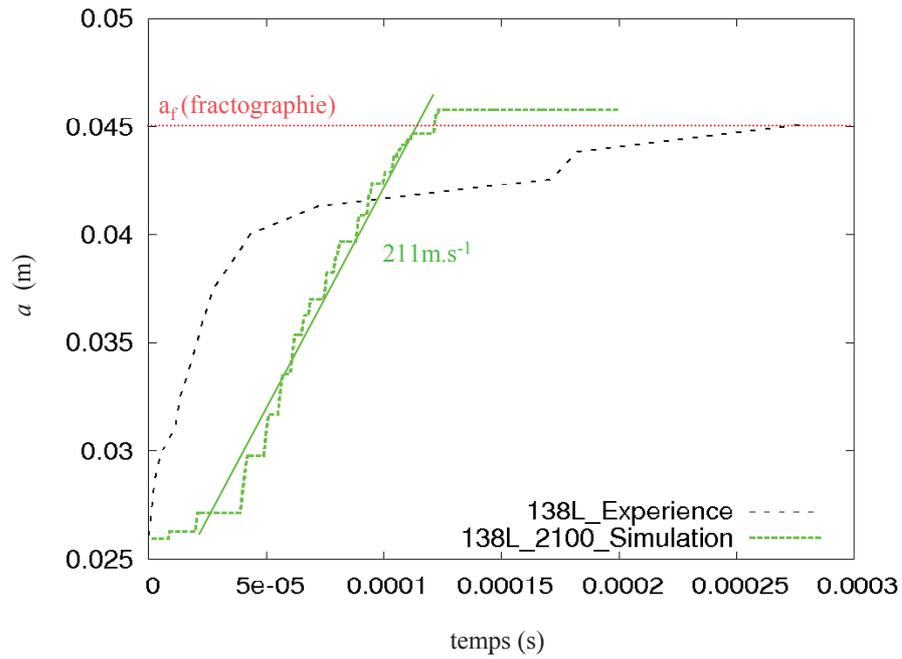


Figure IV-24 : Avancée de fissure en fonction du temps avec un amorçage basé sur la force expérimentale pour l'essai sur l'éprouvette CT 138L testée à -125°C en considérant une contrainte critique 2100 MPa.

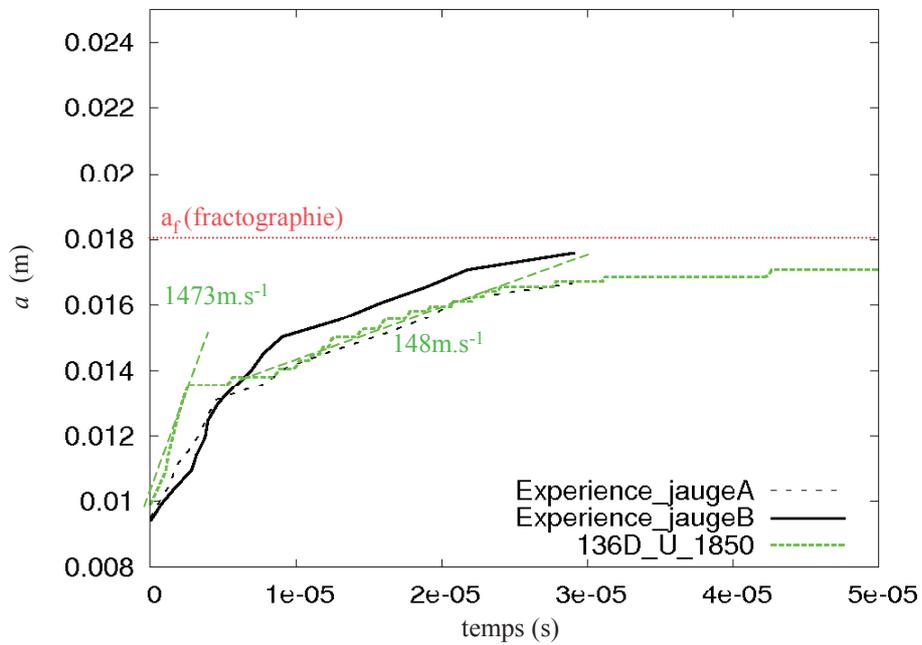


Figure IV-25 : Avancée de fissure en fonction du temps avec un amorçage basé sur l'ouverture expérimentale pour l'essai sur anneau 136D testée à -125°C en considérant une contrainte critique 1850 MPa.

La relation entre l'arrêt de fissure et la dynamique globale de la structure a été étudiée sur les deux géométries (Figure IV-26 et Figure IV-27). Dans les deux cas, on constate que l'arrêt et la fermeture de la fissure interviennent approximativement au même instant. Ces observations sont semblables à celles de Hajjaj (2006). Le phénomène d'arrêt de fissure est donc fortement lié à la dynamique globale de la structure. Il est donc nécessaire de faire des calculs dynamiques avec les bonnes vitesses de propagation pour simuler le phénomène d'arrêt de fissure. On constate, de plus, qu'après l'arrêt de la fissure, l'ouverture continue à osciller ce qui est en accord avec les observations de la littérature présentées au paragraphes II.2.6. C'est l'activation du premier mode propre en ouverture du système. On note que la fréquence de ce mode dépend de la raideur de l'éprouvette mais aussi de celle du montage.

Pour compléter ces analyses, une étude de sensibilité du critère à différents paramètres est proposée en annexe O. L'influence de la valeur de la contrainte critique, de la discrétisation temporelle et la loi de comportement du matériau ont notamment été évaluées.

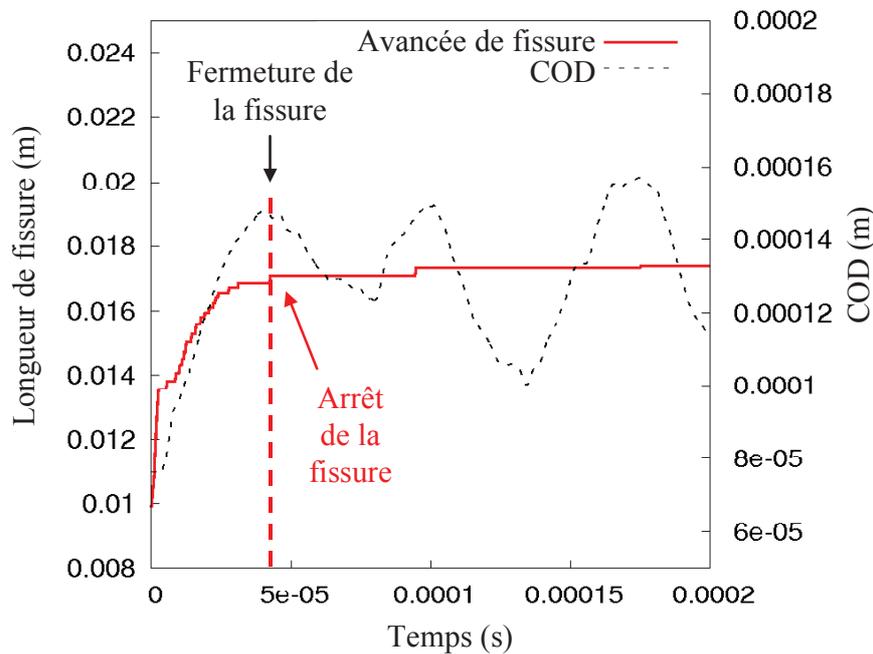


Figure IV-26 : Avancée de fissure et ouverture simulées en fonction du temps pour l'essai sur l'anneau 136D testé à -125°C avec un amorçage basé sur l'ouverture expérimentale et en considérant une contrainte critique 1850 MPa.

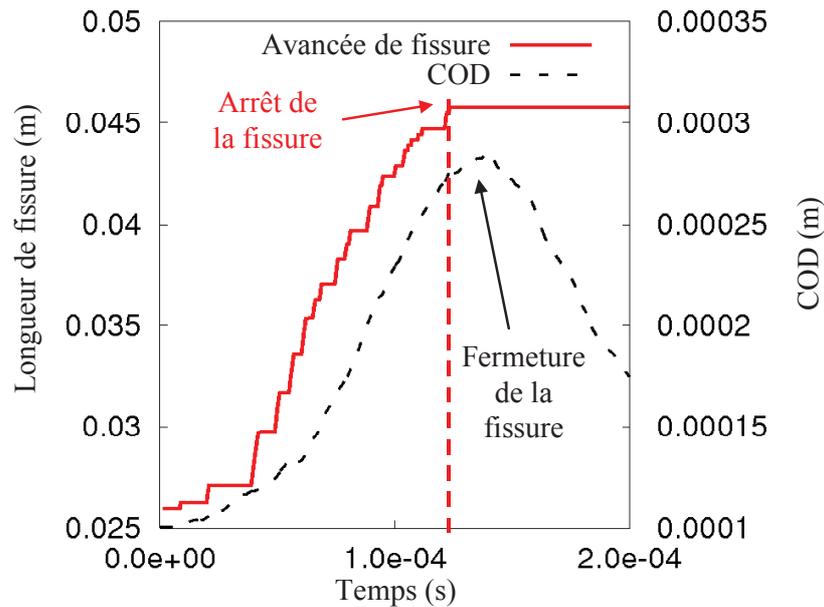


Figure IV-27 : Avancée de fissure et ouverture simulées en fonction du temps pour l'essai sur éprouvette CT 138L testée à -125°C en considérant une contrainte critique 2100 MPa (Dahl et al., 2011)

IV.3.4 Discussion

Dans ce paragraphe, différents points, liés au modèle en contrainte critique vont être discuté.

Les premières analyses réalisées au paragraphe III.4.2 sur l'influence de la ténacité à l'amorçage sur l'arrêt de fissure peuvent être complétées à l'aide des simulations. Nous nous limitons ici à l'étude des éprouvettes CT testées à -150°C et -125°C . A ces températures, l'absence de déchirure ductile nous permet d'évaluer la ténacité à l'amorçage élastique, K_c^{el} , à partir de la formule en élasticité linéaire suivante :

$$K_c^{el} = \sqrt{\frac{EJ_{el}}{(1-\nu^2)}} \quad (\text{IV.27})$$

où J_{el} est l'énergie de surface associée à l'aire élastique (Figure IV-28) (Yuritzinn et Le Grasse, 2009). Cette valeur représente l'énergie disponible pour la rupture fragile. On note que pour les cas étudiés, la différence entre cette valeur et la ténacité à l'amorçage K_{Jc} est faible : de l'ordre de 1% pour les valeurs inférieures à $60\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 14% pour $130\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

La longueur de la fissure à l'arrêt et la vitesse moyenne de fissuration mesurée expérimentalement et obtenue par la simulation numérique (basée sur l'ouverture à l'amorçage) sont reportées en fonction d'une ténacité à l'amorçage élastique, K_c^{el} . Les résultats (Figure IV-29) montrent que l'on a deux courbes distinctes fonctions de la température d'essai pour la longueur de la fissure à l'arrêt. Cette grandeur augmente avec la ténacité à l'amorçage mais est d'autant plus faible que la température est élevée. Il est difficile de dire si cela témoigne d'une augmentation de la résistance à la propagation de fissure avec la température ou d'une

diminution du chargement en pointe de fissure induite par la baisse de la contrainte d'écoulement du matériau. Néanmoins, le critère en contrainte critique fonction de la température rend bien compte de ces deux observations. Pour ce qui concerne la vitesse moyenne à fissuration (Figure IV-30), les résultats expérimentaux sont moins clairs en ce qui concerne l'influence de la température sur l'évolution de cette grandeur avec l'énergie disponible à l'amorçage. Le critère identifié conduit bien à une augmentation de la vitesse moyenne avec l'énergie disponible, mais cette évolution dépend de la température. On retient néanmoins que le critère en contrainte critique permet de rendre compte des principaux aspects mécaniques observés dans ce travail.

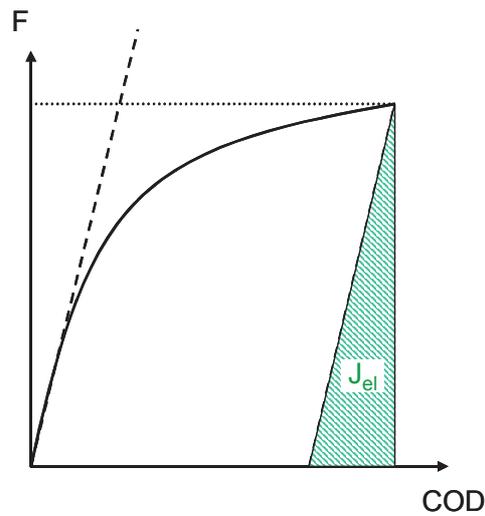


Figure IV-28 : Schéma indiquant l'aire utilisée pour le calcul de l'énergie de surface J_{el}

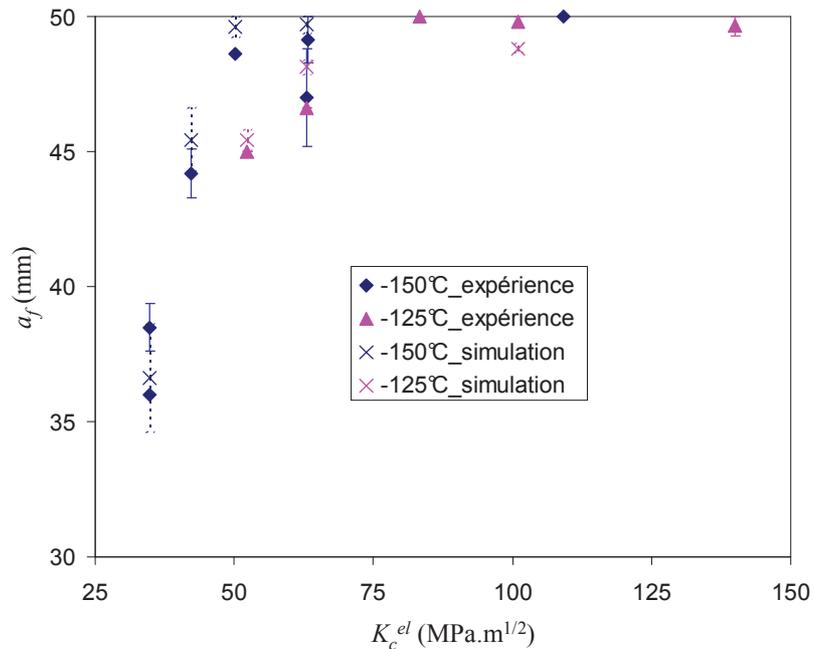


Figure IV-29 : Longueurs de fissure à l'arrêt expérimentales et simulées en fonction de la ténacité à l'amorçage élastique pour les éprouvettes CT testées à -150°C et -125°C

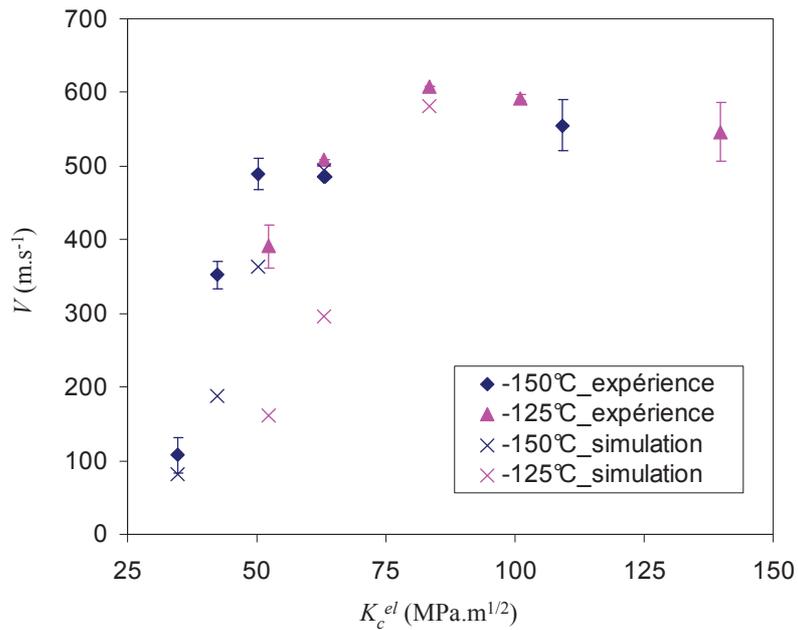


Figure IV-30 : Vitesses de fissuration moyennes expérimentales et simulées en fonction de la ténacité à l'amorçage élastique pour les éprouvettes CT testées à -150°C et -125°C

Les valeurs de σ_c identifiées sur nos essais ont le même ordre de grandeur que celles identifiées par Hajjaj (2006) (Figure IV-31). Il faut noter que Hajjaj a identifié les contraintes critiques avec des mailles de plus grande taille et de géométrie différente (100 μm de longueur et 50 μm de hauteur au lieu de 50 μm x 50 μm) ce qui peut expliquer les différences. En effet, on a montré dans le paragraphe IV.2.4, sur les calculs sur éprouvette DCB en élastique, que la taille et la géométrie des mailles influence la valeur de la contrainte critique.

Néanmoins, nous ne trouvons pas la même valeur de contrainte critique pour les essais isothermes sur CT et sur anneaux en suivant pourtant une procédure identique pour la simulation. Or, la sensibilité de la simulation de la propagation de fissure à la valeur de la contrainte critique est telle que la simulation des anneaux avec la contrainte critique identifiée sur les CT (et vice-versa) n'est pas possible ou non satisfaisante. Cette inadéquation entre les deux identifications peut trouver ses origines dans des hypothèses erronées concernant, soit la simulation numérique du problème mécanique, soit le choix du critère en contrainte critique.

Pour ce qui concerne la simulation du problème mécanique, nous notons tout d'abord qu'elle est réalisée en deux dimensions avec l'hypothèse des déformations planes alors que les modélisations tridimensionnelles (paragraphe III.4.4) montrent clairement que cette hypothèse bidimensionnelle surestime la courbe force-ouverture et les contraintes mécaniques en pointe de fissure le long du front de fissure. Cette surestimation n'est pas du même ordre de grandeur pour les éprouvettes CT et les anneaux. Les éprouvettes CT étant plus minces que les anneaux, l'hypothèse de déformations planes est plus critiquable pour les CT, et il est probable que le

niveau de contrainte soit ainsi surestimé conduisant à une contrainte critique plus haute que celle nécessaire lors d'une simulation 3D. Une telle simulation fait l'objet d'un travail en cours.

Dans les modélisations réalisées, nous ne prenons pas en compte l'effet d'épaisseur sur la valeur de la contrainte critique. Or, il est bien connu que pour l'amorçage, il existe un effet d'épaisseur lié à la probabilité de trouver un défaut critique en avant du front de fissure. Dans le cadre du modèle de Beremin et en supposant un champ mécanique en point de fissure de type HRR, cet effet s'écrit :

$$\left(K_{Ic}^{(1)}\right)^4 B^{(1)} = \left(K_{Ic}^{(2)}\right)^4 B^{(2)} \quad (\text{IV.28})$$

avec $B^{(1)}, B^{(2)}$ les deux épaisseurs et $K_{Ic}^{(1)}, K_{Ic}^{(2)}$ les ténacités correspondantes à une probabilité de rupture donnée. Une telle écriture ne peut être directement utilisée pour la contrainte critique caractérisant la résistance à la propagation dynamique de fissure. Cependant, on peut envisager que la résistance d'un élément est fonction de son volume selon la théorie du maillon le plus faible. Dans ce cas, la contrainte critique calculée en 2D correspondrait à la résistance moyenne du front de fissure en tenant compte de la largeur du front et serait d'autant plus faible que le front de fissure est large. Cette tendance irait dans le bon sens pour expliquer les valeurs des contraintes critiques obtenues sur les éprouvettes CT (épaisseur 10 mm) et sur les anneaux (épaisseur 25 mm). Cependant, des simulations 2D et 3D (Berdin et al., 2007) sur les éprouvettes de choc thermique sur disque d'épaisseur 20mm et 50mm montrent qu'une telle dépendance de la contrainte critique au volume est peu probable : la même contrainte critique peut être utilisée pour les simulations des disques des 2 épaisseurs, et les simulations 3D avec une largeur de front discrétisée sont réalisées avec des contraintes critiques indépendantes du volume de l'élément. En conclusion, s'il existe une distribution de contrainte critique relative à la propagation dynamique de fissure, le comportement semble se résumer à celui de la valeur moyenne de la distribution indépendamment du volume.

On peut alors discuter le choix d'un critère en contrainte critique ne dépendant que de la température. En effet, Prabel (2007) propose une dépendance du critère à la vitesse de déformation plastique. Il s'appuie sur la simulation des essais à vitesse de propagation de fissure imposée selon la cinétique mesurée. Nous n'avons pas fait ce choix en nous basant sur ce qui est connu de l'amorçage du clivage. L'étude bibliographique (voir chapitre II) montre que les effets de vitesse de déformation plastique semblent négligeables pour ce qui concerne les paramètres du modèle de Beremin. Par contre, des effets de température sont clairement mis en évidence. Cependant, l'évaluation de la contrainte T (paragraphe III.4.3) sur les différentes géométries étudiées montre que les états mécaniques dans les éprouvettes sont très différents. Nous avons réalisé une première étude en évaluant la vitesse de déformation plastique au moment de la rupture sur les différentes géométries d'essais d'arrêt de fissure. Pour cela, nous avons donc extrait différentes grandeurs mécaniques de deux calculs réalisés sur une éprouvette CT et un anneau sollicités à -125°C avec le critère en contrainte critique (calculs avec amorçage basé sur l'ouverture expérimentale pour l'éprouvette CT 138L et pour l'anneau 136D). Ces résultats sont complétés par deux calculs de choc thermique sur disque (Berdin, 2011) : l'un en appliquant le

critère de Hajjaj, le second en imposant la vitesse de fissuration selon la cinétique mesurée expérimentalement. Ces deux calculs sont réalisés sur Abaqus avec des éléments à intégration réduite et un contrôle du mode de déformation en sablier (Berdin et al., 2007). On note que la vitesse de fissuration est surestimée avec le critère (Figure IV-32), mais que la décélération est correctement rendue. Cela amènera un point intéressant.

On extrait de ces calculs : la contrainte principale maximale lorsque le critère de rupture est satisfait (que ce soit en contrainte ou en cinétique de fissure) et la vitesse de déformation plastique. Tout d'abord, l'étude des deux simulations de choc thermique sur disque montre que la fissuration se produit à très haute vitesse de déformation, et que le critère ne dépendant que de la température permet de simuler une décélération mais que celle-ci se produit sans modification de la vitesse de déformation (Figure IV-32 et Figure IV-33). Ceci est dû aux phénomènes « d'arrêt-réamorçage » successifs que nous avons déjà évoqué : la fissure se propage par saut à vitesse importante, conduisant à des vitesses de déformation plastique toujours très élevées. Les effets dynamiques avec les propagations d'ondes sont ici en cause pour expliquer ces arrêts. En particulier, on note sur la courbe de cinétique de fissuration obtenu avec le critère (Figure IV-32) un premier phénomène d'arrêt à environ 10ns, ce qui correspond à 25mm de longueur de fissure a , pour la cinétique imposée. Or, on note que la vitesse de déformation plastique évaluée avec la cinétique de fissuration imposée, chute lorsque $a=25\text{mm}$. Ceci correspond donc à un phénomène indépendant de la vitesse de fissuration (puisqu'elles sont différentes dans les deux simulations), probablement un retour d'onde conduisant à une diminution du chargement en pointe de fissure. Le critère permet naturellement d'en rendre compte. Les mêmes phénomènes pourraient être à l'origine des chutes de vitesse de déformation calculée avec la cinétique imposée. Ces chutes de vitesse de déformation se retrouvent alors dans l'évaluation de la contrainte principale maximale par l'intermédiaire de la loi élasto-viscoplastique (Figure IV-34). Ainsi, dans un cas la contrainte critique ne dépend que de la température (critère de Hajjaj), dans le second cas (cinétique imposée) cela conduit à une dépendance de la contrainte critique avec la vitesse de déformation plastique et la température, alors que l'on simule une décélération dans les deux cas.

L'étude de différentes variables locales devrait également être entreprise. En effet, comme l'indique Aihara et Tanaka (2011), les contraintes secondaires peuvent avoir une influence sur les plans cristallins éligibles pour le clivage et donc sur la création des marches de cisaillement, phénomène consommateur de l'énergie.

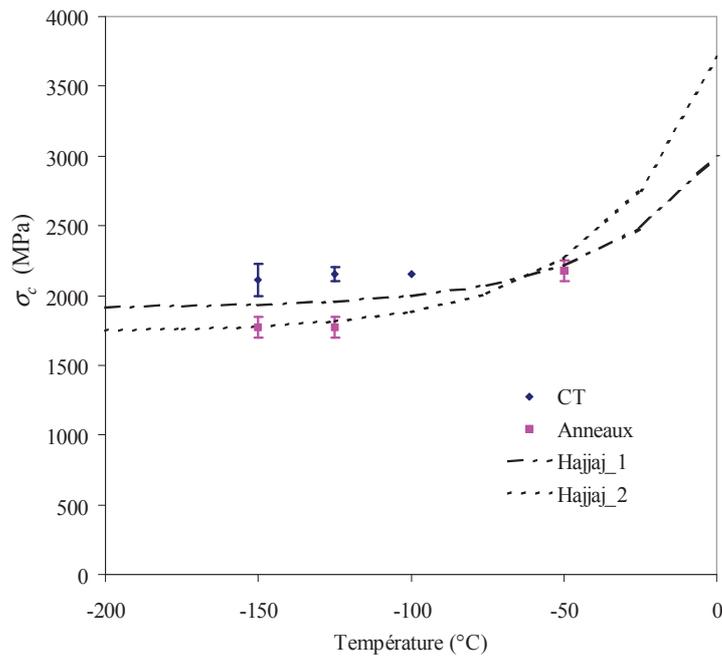


Figure IV-31 : Comparaison des contraintes critiques identifiées sur nos essais avec celles identifiées par Hajjaj (2006) sur des essais de chocs thermiques sur disque sur le même matériau. Pour les résultats sur CT et anneaux, les barres d'incertitude permettent de représenter l'écart entre la valeur identifiée en basant l'amorçage sur la force à rupture (borne basse) ou sur l'ouverture à rupture (borne haute)

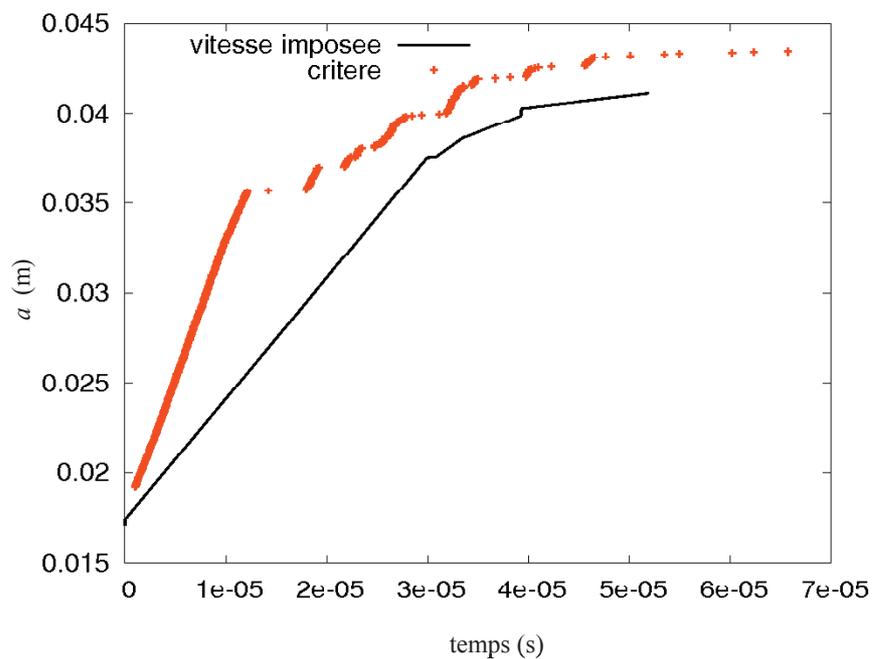


Figure IV-32 : Evolution de l'avancée de fissure en fonction du temps pour l'essai de choc thermique sur Disque D02-1 de Hajjaj (2006) en imposant la vitesse de propagation expérimentale ou en propageant la fissure avec le critère en contrainte critique

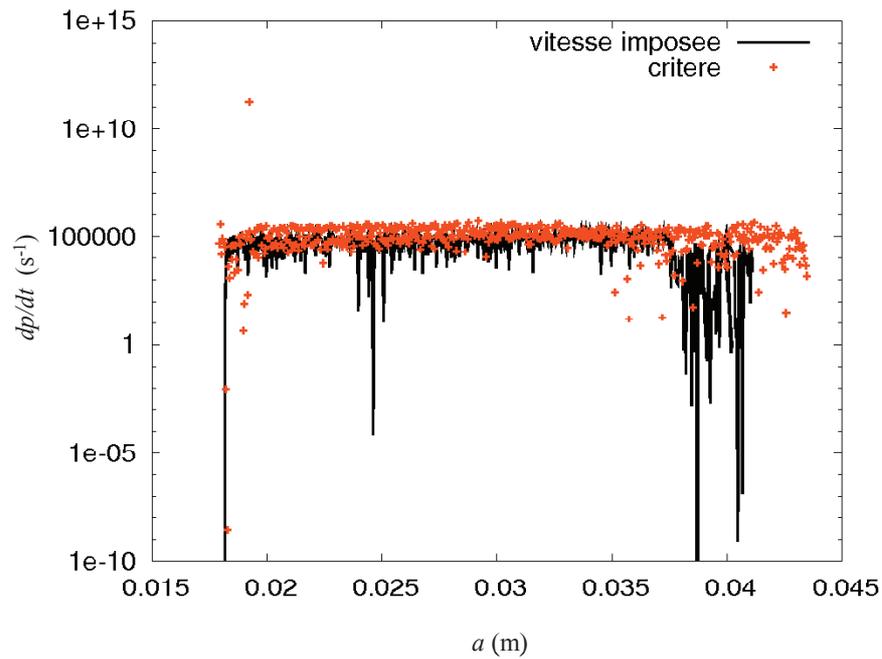


Figure IV-33 : Evolution de la vitesse de déformation plastique au moment de la rupture en fonction de l'avancée de fissure pour l'essai de choc thermique sur Disque D02-1 de Hajjaj (2006) en imposant la vitesse de propagation expérimentale ou en propageant la fissure avec le critère en contrainte critique

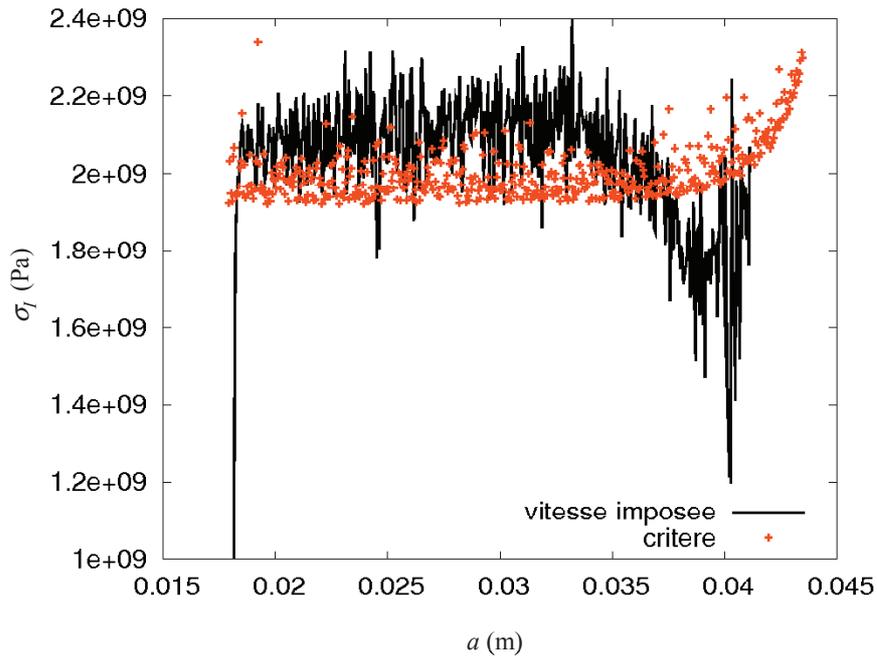


Figure IV-34 : Evolution de la contrainte principale maximale au moment de la rupture en fonction de l'avancée de fissure pour l'essai de choc thermique sur Disque D02-1 de Hajjaj (2006) en imposant la vitesse de propagation expérimentale ou en propageant la fissure avec le critère en contrainte critique

Pour le critère utilisé, l'évaluation de la loi de comportement aux faibles déformations plastiques est un point important. La présence d'un palier de Lüders non pris en compte, ne facilite pas le travail. On pourrait alors se poser la question de l'utilisation d'une loi cohésive incluant tous les aspects dissipatifs de la rupture pour représenter la propagation d'une fissure dans un milieu de comportement élastique linéaire bien connu. Pour cela, nous avons calculé l'énergie de déformation plastique volumique dans chaque élément au moment de la rupture. En multipliant cette énergie par la hauteur de maille, nous en déduisons une énergie surfacique. Les valeurs sont assez erratiques, comme celles de la déformation plastique et de la contrainte. Néanmoins, on note que les ordres de grandeur sont bien supérieurs à l'énergie de surface du Fe (1J/m^2) : le critère en contrainte donne alors une énergie de rupture composée essentiellement de l'énergie de déformation plastique volumique accompagnant la propagation de fissure. La partie associée aux ligaments ductiles est à évaluer. On note que le critère en contrainte conduit à une énergie de rupture qui augmente avec la température (Figure IV-35) mais dépend de la géométrie de l'éprouvette (Figure IV-36 et Figure IV-37) probablement par l'intermédiaire du confinement de la plasticité qui n'est pas le même d'une éprouvette à l'autre. La différence sur les valeurs de l'énergie à rupture est aussi liée à la valeur de la contrainte critique qui diffère selon les géométries.

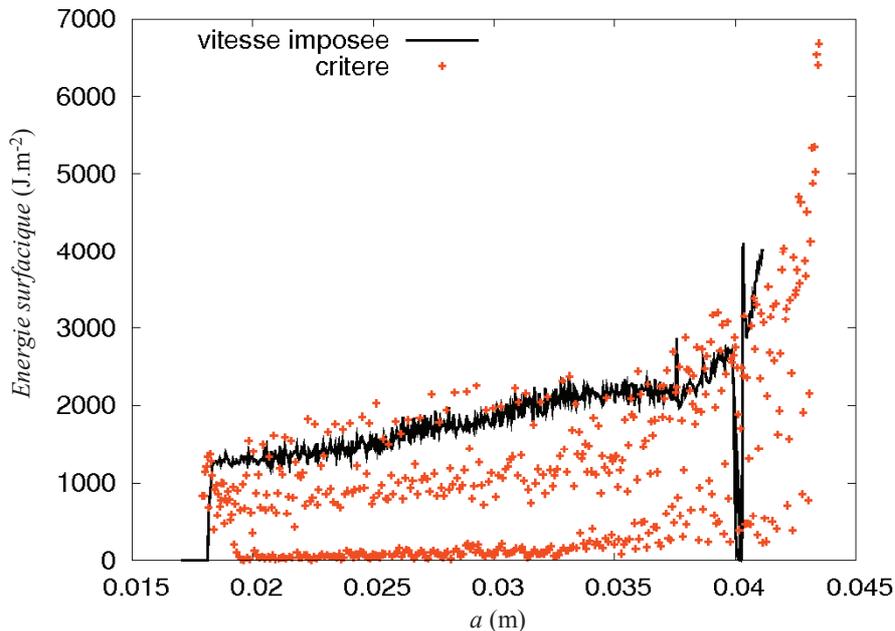


Figure IV-35 : Evolution de l'énergie surfacique en fonction de l'avancée de fissure pour l'essai sur de choc thermique sur le disque D02-1 de Hajjaj (2006) en imposant la vitesse de propagation expérimentale ou en propageant la fissure avec le critère en contrainte critique

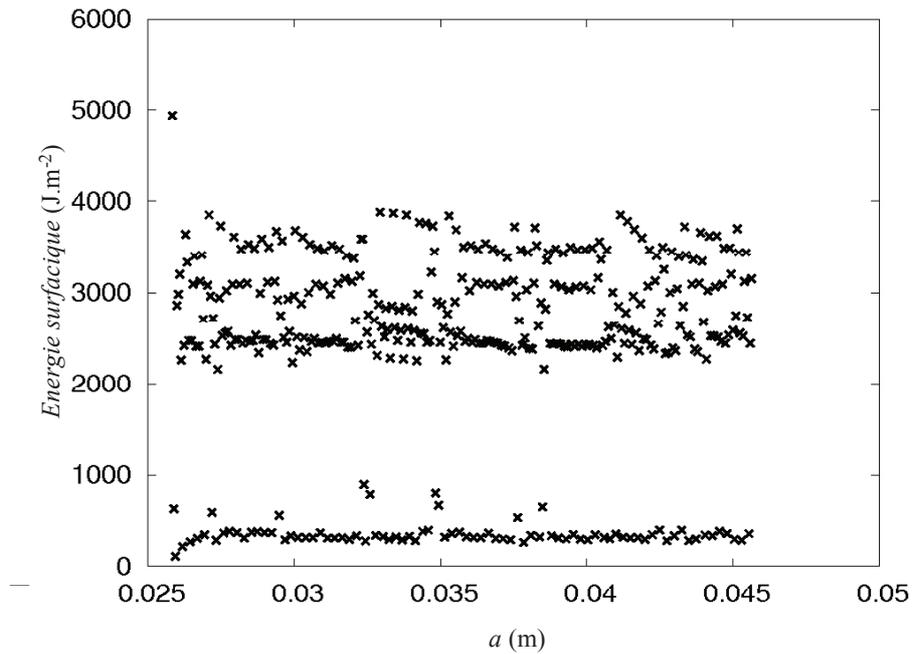


Figure IV-36 : Evolution de l'énergie surfacique en fonction de l'avancée de fissure pour l'essai l'éprouvette CT 138L testée à -125°C avec un amorçage basé sur l'ouverture expérimentale et en considérant une contrainte critique 2200 MPa.

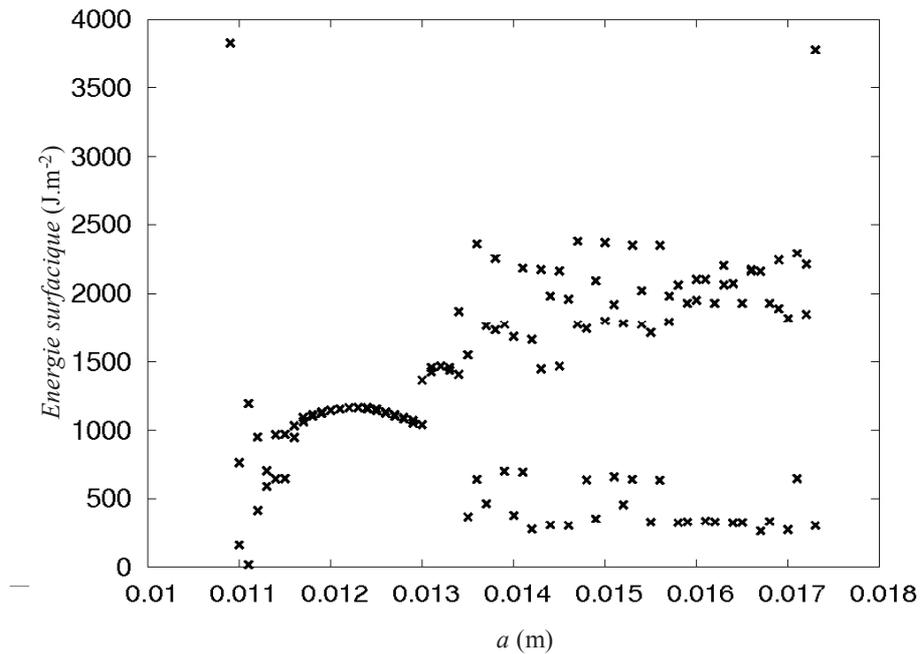


Figure IV-37 : Evolution de l'énergie surfacique en fonction de l'avancée de fissure pour l'essai sur l'anneau 136D testé à -125°C avec un amorçage basé sur l'ouverture expérimentale et en considérant une contrainte critique 1850 MPa.

IV.4 Conclusion

Dans ce chapitre, la définition du critère en contrainte critique, sa mise en œuvre dans *Code_Aster* et l'identification de la contrainte critique avec la température ont été exposées.

Une première application statique du critère sur une géométrie DCB a permis de montrer l'influence du choix du module de Young du matériau endommagé qui doit être le plus faible possible sans poser de problème numérique. Des calculs, avec différentes tailles de maille, ont montré que la dépendance au maillage, intrinsèque aux modèles d'approche locale, nécessite une adaptation de la contrainte critique σ_c à la taille de maille λ_c . Une approche analytique incrémentale a montré que l'implémentation explicite du critère nécessite de fixer une distance critique d'évaluation de la contrainte (ce qui est naturellement fait dans les calculs par éléments finis), qu'on peut relier à un incrément de temps critique en-dessous duquel le calcul converge vers la solution analytique.

Les applications du modèle en dynamique sur les essais de propagation et d'arrêt de fissure sur CT et anneaux ont montré la capacité du critère en contrainte critique à modéliser les vitesses et les longueurs à l'arrêt expérimentales. Sur une géométrie donnée et à une température donnée, une unique valeur de contrainte critique est capable de prévoir des vitesses et des longueurs à l'arrêt très différentes sur différents essais comme observé expérimentalement. Un accroissement de la contrainte critique avec la température est mis en évidence. Ces études montrent aussi que le phénomène d'arrêt de fissure est fortement lié à la dynamique globale de la structure.

Par contre, à une même température, la contrainte critique identifiée sur les anneaux est plus faible que celle identifiée sur les éprouvettes CT. Les origines de ces écarts ont été discutés. La différence peut être liée au fait que l'on réalise des simulations bidimensionnelles pour représenter un problème mécanique 3D et que l'erreur liée à cette approximation est fonction de la géométrie. De plus, si comme les modèles pour l'amorçage basé sur le maillon faible, le critère dépend de la largeur du front de fissure, les simulations bidimensionnelles ne peuvent pas rendre compte de cet effet. Pour réellement conclure sur ce point, des simulations complémentaires en 3D sont nécessaires.

La différence de la valeur de la contrainte critique sur les deux géométries peut aussi être liée au choix du critère en contrainte critique. Dans nos calculs, nous avons choisi une contrainte critique dépendant uniquement de la température mais d'autres auteurs proposent une dépendance à la vitesse de déformations. Afin d'évaluer l'influence de la vitesse de déformation sur le critère l'analyse de différentes grandeurs mécaniques a été réalisée dans nos simulations. On constate que même quand le critère modélise une décélération de la fissure, les vitesses de déformation en pointe de fissure sont très importantes. Cela est dû aux arrêts et réamorçages successifs de la fissure qui sont liés aux effets dynamiques avec propagations d'ondes déjà mis en évidence dans la propagation de fissure.

L'énergie de déformation plastique a été évaluée au cours de la propagation sur nos simulations. On constate tout d'abord que les niveaux d'énergie sont beaucoup plus importants que ceux nécessaires à la création de surface. Donc, au cours de la propagation, la majorité de l'énergie est dissipée pour la déformation plastique du matériau. De plus, on constate que la valeur de l'énergie varie avec la température mais aussi avec la géométrie des éprouvettes.

V CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

V.1 Essais d'arrêt de fissure isothermes

Une étude bibliographique sur les essais d'arrêt de fissure a permis de constituer une base de données K_{Ia} à partir d'essais sur différentes géométries, avec différents matériaux, dans des conditions de chargement isothermes et anisothermes. A partir de cette étude, une campagne d'essais d'arrêt de fissure a été réalisée au CEA, dans le cadre d'un programme tripartite EDF-CEA-AREVA, sur des éprouvettes CT et sur des anneaux en compression à des températures comprises entre -150°C et -50°C . Le matériau étudié est un acier de cuve faiblement allié (18MND5) qui a été largement caractérisé dans des études antérieures.

L'évaluation des ténacités à l'amorçage et à l'arrêt, selon la norme, sur ces essais est en accord avec les résultats issus de la littérature et avec les courbes codifiées (ASME, RCC-M 2000). Cependant la ténacité à l'arrêt évaluée ainsi est sensible à la géométrie.

Des bifurcations de fissure apparaissent, sur les deux géométries, pour les températures les plus élevées. Une analyse statique de ces essais a montré que, pour les deux géométries, la contrainte T est positive, ce qui favorise la bifurcation des fissures.

Sur les essais sur anneaux, on obtient, dans tous les cas, de l'arrêt de fissure avec une longueur à l'arrêt qui n'excède pas 80% de la taille de l'éprouvette. En effet, sur cette géométrie, le facteur d'intensité des contraintes décroît avec l'avancée de fissure et s'annule pour $a/W = 0,8$. Au-delà, la pointe de fissure est en compression donc la propagation est impossible.

Sur éprouvettes CT, on obtient de l'arrêt de fissure pour des températures inférieures ou égales à -125°C et à -50°C . On peut interpréter ces résultats en regardant la valeur de la ténacité à l'amorçage pour ces différentes configurations. Tant que la ténacité à l'amorçage est inférieure à $65\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, le saut de fissure augmente avec la ténacité à l'amorçage car l'énergie disponible pour la rupture augmente. Entre 65 et $500\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, l'énergie disponible pour le clivage est plus importante que l'énergie nécessaire pour rompre l'intégralité de l'éprouvette donc la fissure ne se propage pas. Au-delà de $500\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, l'énergie disponible pour la rupture par clivage n'est plus assez importante pour casser la totalité de l'éprouvette car une grande partie de l'énergie est consommée dans la déchirure ductile. On constate donc une diminution du saut de fissure.

V.2 Mécanismes d'arrêt de fissure

Afin de mieux comprendre les mécanismes mis en jeu lors de l'arrêt de fissure, les faciès des éprouvettes ont été analysés.

On constate, tout d'abord, que la propagation et l'arrêt de la fissure se font en clivage. Pour les températures supérieures ou égales à -100°C , l'amorçage du clivage est précédé par de la déchirure ductile sur les éprouvettes CT.

Au cours de la propagation, des marches de cisaillement (appelées aussi ligaments ductiles), parallèles à la direction de propagation sont mises en évidence. Ces observations sont classiques dans la littérature. L'arrêt de fissure est souvent attribué à la dissipation de l'énergie plastique dans ces ligaments. Elles sont le signe d'une difficulté de satisfaire le critère de clivage sur les différents grains en avant de front de fissure. Sur nos éprouvettes, le nombre et la hauteur de ces marches augmentent avec la propagation et la température. L'augmentation avec la propagation est à relier avec la contrainte d'ouverture qui diffère en début et en fin de propagation. L'augmentation avec la température est à relier à la contrainte critique qui augmente avec la température.

Certains auteurs mettent aussi en évidence des ligaments non rompus en arrière du front d'arrêt. Dans notre cas, aucun ligament non rompu en arrière du front et aucune facette de clivage en avant du front ne sont mis en évidence. Ces observations laissent penser que, contrairement à l'amorçage qui est piloté par les valeurs faibles de la distribution de résistance, l'arrêt de fissure est piloté par une valeur moyenne. Ces constatations sont d'ailleurs confirmées par des simulations réalisées par Berdin et al. (2009) en considérant une répartition aléatoire de contraintes critiques autour d'une valeur moyenne : l'écart-type de la distribution n'influence pas l'arrêt de fissure.

V.3 Modélisation de la propagation à l'aide du critère en contrainte critique

L'analyse des résultats d'arrêt de fissure de la littérature a permis de mettre en évidence les limites du concept de ténacité à l'arrêt uniquement basée sur des analyses statiques. En conséquence, il convient d'intégrer les effets dynamiques qui jouent un rôle important dans les phénomènes de propagation et d'arrêt de fissure et peuvent expliquer les dépendances à la géométrie et au type d'essai observées. Dans ce travail, nous avons modélisé la propagation de fissure avec des simulations dynamiques en utilisant un critère local basé sur une contrainte critique et une loi de comportement qui tient compte de la dissipation plastique fonction de la vitesse de déformation plastique. Ce critère a été au préalable implémenté dans *code_Aster*.

L'identification de la contrainte critique a été réalisée sur les éprouvettes CT et sur les anneaux à différentes températures. Pour une température donnée, la propagation est simulée en imposant différentes valeurs de contrainte critique. On retient ensuite, pour chacune des géométries, la valeur de la contrainte critique qui permet de bien simuler les cinétiques de fissuration et les longueurs à l'arrêt.

Pour une température et une géométrie donnée, une unique valeur de contrainte critique permet de bien simuler l'ensemble des essais disponibles même quand les cinétiques de fissurations et les longueurs à l'arrêt expérimentales sont très différentes.

La déchirure ductile n'ayant pas été modélisée dans nos simulations, nous n'avons pas pu identifier la contrainte critique, sur les éprouvettes CT, pour une température supérieure à -100°C . Pour les deux géométries, la contrainte critique augmente avec la température. On note que les résultats de la littérature sur l'amorçage montrent que, pour des critères locaux en contrainte critique, une augmentation de la contrainte critique avec la température est observée.

L'analyse de la dynamique globale de la structure montre, sur les deux géométries, que l'arrêt et la fermeture de la fissure interviennent au même moment comme cela a notamment été observé par Hajjaj (2006) sur des essais de choc thermique sur disque. De plus, après l'arrêt de la fissure, l'ouverture de la fissure continue à osciller. Il est donc indispensable de modéliser les phénomènes dynamiques pour étudier l'arrêt de fissure.

Notre identification, réalisée à l'aide de modélisations bidimensionnelles, montre une dépendance de la contrainte critique avec la géométrie. La contrainte critique identifiée sur les anneaux est environ 20% plus faible que celle identifiée sur les éprouvettes CT. Cette différence peut provenir de la modélisation bidimensionnelle en déformations planes utilisée pour modéliser des essais qui sont tridimensionnels. Les deux géométries étant différentes, l'erreur que l'on fait en utilisant une modélisation bidimensionnelle est probablement différente. Ceci constitue un point difficile. Nous avons mis en place une simulation 2D-3D de l'éprouvette mais le calcul est difficile car le nombre de pas de temps est élevé.

La dépendance de la contrainte critique à la géométrie, si elle est avérée, peut mettre en cause le choix du critère en contrainte critique dépendant uniquement de la température.

L'évaluation de l'énergie volumique sur le trajet de fissuration dans nos simulations montrent que le critère en contrainte, appliqué à des modélisations élasto-viscoplastiques conduit à une énergie dissipée au cours de la propagation de la fissure. On montre qu'au cours de la propagation, la majorité de l'énergie est dissipée par la déformation plastique du matériau. On note également que, la quantité d'énergie dissipée varie avec la température mais aussi avec la géométrie.

V.4 Perspectives

Pour consolider le travail autour de ce critère, il est nécessaire de poursuivre la simulation de ces essais par des analyses tridimensionnelles. Une simulation 2D-3D (la zone de la fissure en 3D et le reste de l'éprouvette en 2D pour diminuer la taille des calculs) sur éprouvette CT a été engagée mais n'a pas encore abouti car les temps de calculs sont très élevés. Ces travaux sont à poursuivre en priorité car en s'affranchissant des limitations liées aux modélisations bidimensionnelles, la dépendance de la contrainte critique à la température pourra être discutée. De plus, l'influence de la distribution de contraintes critiques sur l'arrêt de fissure peut être étudiée à l'aide de modélisations tridimensionnelles. Les simulations réalisées par Berdin et al. (2007) ainsi que les observations fractographiques montrent que l'arrêt de fissure semble piloté par la valeur moyenne de la contrainte le long du front. L'incidence de la dynamique de la structure sur ce résultat peut être étudiée sur nos géométries.

La difficulté à définir une valeur de contrainte critique fonction de la température et indépendante de la géométrie pourrait indiquer que le critère doit être modifié pour la propagation et l'arrêt de fissure. Des calculs de propagation de fissure dans un milieu cristallin (Aihara et Tanaka) montrent que les marches de cisaillement sont d'autant plus hautes que les contraintes secondaires sont élevées. Or, on note que les états mécaniques en pointe de fissure sont différentes et dépendent de la géométrie de l'essai comme le montre *a minima* la valeur de la contrainte T . Ainsi, l'étude de différentes grandeurs mécaniques locales (vitesse de déformation plastique, déformation plastique, contrainte moyenne) au cours de la propagation de fissure doit être faite à partir des simulations des différents essais (CT, anneaux, choc thermique sur disque). L'analyse phénoménologique de ces résultats peut orienter la compréhension du phénomène d'arrêt de fissure et la proposition (ou la confirmation) d'un critère. Néanmoins, des analyses concernant les facettes de clivage éligibles en cours de propagation et sur les directions locales de propagation seraient intéressantes. Les îlots de facettes évoqués dans la littérature peuvent révéler des entités microstructurales critiques.

Le critère est sensible au comportement viscoplastique à faible déformation plastique, mais aussi à très haute vitesse de déformation plastique. Nous n'avons pas accès par l'expérience aux valeurs de vitesse de déformation plastique qui dépassent 10^5 s^{-1} et le comportement est alors obtenu par extrapolation. Le comportement utilisé dans ce travail, a permis dans d'autres études, de simuler des essais Charpy (en dynamique). Cependant, d'autres lois viscoplastiques permettent ce type de calcul (par exemple Tanguy, 2001), mais qui conduisent à une extrapolation différente à très haute vitesse de déformation. L'effet de la loi de comportement sur la prédiction doit être précisé.

Des développements numériques concernant la stabilisation d'un critère enfin défini devraient être entrepris. La stabilisation en espace semble délicate actuellement et tant que l'on souhaite capter la zone plastique en propagation dynamique de fissure : la taille de cette zone est de l'ordre de $50 \mu\text{m}$. La stabilisation en temps est à étudier avec la définition d'un temps caractéristique du phénomène.

Enfin, ces développements doivent servir des problématiques industrielles. Une première application de ce critère a été engagée sur des éprouvettes CT contenant des zones locales fragiles et présentant des pop-in (propagations instables et très limitées de fissure). Les essais étudiés étant réalisés à 0°C , une extrapolation de la contrainte critique à cette température a été nécessaire. Pour le choix de la forme de la fonction pour réaliser l'extrapolation, nous nous sommes appuyés sur la bibliographie liée à l'évolution de la contrainte critique à l'amorçage avec la température. La simulation réalisée avec cette contrainte critique (non présentée ici) conduit à une sous-estimation du saut de fissure réel. Une meilleure connaissance de l'influence de la température sur le critère, sur une plage de température plus large, est donc nécessaire pour améliorer ces modélisations. Cela nécessite des essais complémentaires.

Sur les géométries CT, pour pouvoir étudier les essais à des températures supérieures à -100°C et ainsi étudier l'évolution de la contrainte critique sur une plus large plage de température, il

faut modéliser la déchirure ductile qui précède la propagation en clivage. Pour cela, il est nécessaire de sélectionner le modèle le plus adapté et de déterminer les paramètres de ce modèle pour ce matériau afin de réaliser des modélisations tridimensionnelles pour reproduire la forte courbure du front de déchirure.

REFERENCES

Adouani H., 2008, « Modélisation de la propagation instable et limitée de fissure dans des zones locales fragiles », Thèse, Ecole Centrale Paris

Aihara S., Tanaka Y., 2011, « A simulation model for cleavage crack propagation in bcc polycrystalline solids », *Acta Materialia*, Vol. 59, p. 4641–4652

American Society for Testing and Materials, 1996, « Standard Test Method for Determining Plain-Strain Crack-Arrest Fracture Toughness, K_{Ia} , of Ferritic Steels », ASTM E-1221-88, Annual Book of ASTM Standards

Bass B. R., Williams P. T., Pugh C. E., 2005, « An updated correlation for crack-arrest fracture toughness for nuclear reactor pressure vessel steels », *Int. J. Pres. Ves. & Piping*

Bauvineau L., 1996, « Approche locale de la rupture ductile : application à un acier Carbon-Manganèse », Thèse, Ecole de Mines de Paris

Becker T. L. Jr., Cannon R. M., Ritchie R. O., 2001, « Finite crack kinking and T-stresses in functionally graded materials », *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 38, p 5545-5563

Beghini M., Vitale E., 1989, « Crack initiation and arrest during thermal chock tests on large size plates with surface cracks », SMIRT10 – Vol. F

Berdin C., Hajjaj M., Bompard P., Bugat S., 2008, « Local approach to fracture for cleavage crack arrest prediction », *Eng. Fract. Mech.*, Vol. 75, p. 3264-3275

Berdin C., Dahl A., Moinereau D., Mezière Y., 2009, « 3D modeling of crack arrest experiment with a local approach », PVP 2009, Prague

Berdin C., 2011, « Simulation de la propagation sur les essais de choc thermique sur disque », Communication interne

Beremin F. M., 1983, « a local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel », *Metallurgical and Materials transactions A*, Vol.14, p. 2277-2287

Besson J., Steglich D., Brocks W., 2001, « Modelling of crack growth in round bars and plane strain specimens », *Int. J. Solids Structures*, Vol. 38, p. 8259-8284

Besson J., Berdin C., Bugat S., Desmorat R., Feyel F., Forest S., Lorentz E., Maire E., Pardoën T., Pineau A., Tanguy B., 2004, « Local Approach to Fracture », Ecole d'été CNRS, MEALOR 2004, Ed. J. Besson, Presses de l'Ecole des Mines de Paris

Bonenberger R. J., Dally J. W., 1995, « On improvements in measuring crack arrest toughness », *Int. J. Solids Structures*, Vol. 32, n°6/7, p. 897-909

Bordet S. R., Tanguy B., Besson J., Bugat S., Moinereau D., Pineau A., 2006, « Cleavage fracture of RPV steel following warm pre-stressing : micromechanical analysis and interpretation through a new model », *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 29, p. 799-816

Bouyne E., 1999, « Propagation et arrêt de fissure de clivage dans l'acier 2^{1/4} Cr-1 Mo », Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris

Bouyne E., Joly P., Houssin B., Weisner C. S., Pineau A., 2001, « Mechanical and microstructural investigations into the crack arrest behaviour of a modern 21/4 Cr-1 Mo pressure vessel steel », *Fat. Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol 24, p. 105-116

Bratov V., Petrov Y., 2007, « Application of incubation time approach to simulate dynamic crack propagation », *Int. J. Fract.*, Vol. 146, p. 53-60

Bratov V., Petrov Y., 2007, « Optimizing energy input for fracture by analysis of the energy required to initiate dynamic mode I crack growth », *Int. J. Solids Structures*, Vol. 44, p. 2371-2380

Bugat S., Moinereau D., 2001, « Etude bibliographique de l'arrêt de fissure », Rapport EDF n° HT-26/01/042/A

Bugat S., 2005, « Projet "Cuve : Objectif 60 ans" – Arrêt de fissure – Ré-interprétation de l'essai de choc thermique sur structure de FRAMATOME », Rapport technique EDF n° HT-26/04/046/A

Burdekin F.M., Knott J.F., Sumpter J.D.G., Sherry A.H., 1999, « TAGSI views on aspects of crack arrest philosophies for pressure vessels with thickness up to 100 mm », *Pressure Vessels and Piping*, Vol. 76, p. 879-883

Cattet S., Ovono Ovono D., Berdin C., 2007, « Approche locale de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier bainitique », Rapport interne Ecole Centrale Paris

Chen B., Dillard D. A., 2001, « The effect of the T-stress on crack path selection in a adhesively bonded joints », *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol. 21, p 357-368

Chen J. H., Wang G. Z., Yan C., Ma H., Zhu L., 1996, « Advances in mechanism of cleavage fracture of low alloy steel at low temperature. Part I : Critical event », *Int. J. Fract.*, Vol. 83, p. 105-120

Chen J. H., Wang G. Z., Yan C., Ma H., Zhu L., 1996, « Advances in mechanism of cleavage fracture of low alloy steel at low temperature. Part II : Fracture model », *Int. J. Fract.*, Vol. 83, p. 121-138

Chen J. H., Wang G. Z., Yan C., Ma H., Zhu L., 1996, « Advances in mechanism of cleavage fracture of low alloy steel at low temperature. Part III : Local fracture stress σ_f », *Int. J. Fract.*, Vol. 83, p. 139-157

- Chen J. H., Wang G., Wang G.Z., 2003, « Fracture behaviour at crack tip – a new framework for cleavage mechanism of steel », *Acta Materialia*, Vol. 51, p. 1841-1855
- Combescure A., Gravouil A., Grégoire D., Réthoré J., 2008, « X-FEM a good candidate for energy conservation in simulation of brittle dynamic crack propagation », *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, Vol. 197, p. 309–318
- Cotterell B. et Rice J.R., 1980, « Slightly curved or kinked cracks », *Int. J. Fract.*, Vol. 16, N°2, p 155-169
- Crosley P. B., Ripling E. J., 1977, « Crack arrest toughness of pressure vessel steels », *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 17, p. 32-45
- Curry D. A., Knott J. F., 1978, « Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel », *Metal Science*, Vol. 12, p. 511-514
- Curry D., Knott J., 1979, « effect of microstructure on cleavage fracture toughness of quenched and tempered steels », *Metal Science*, Vol. 13, 341-345
- Dahl A., Berdin C., Moinereau D., 2010, « Experimental and numerical studies of cleavage crack arrest in a bainitic steel », ICF18.
- Dahl A., Berdin C., Moinereau D., 2011, « Dynamic modeling of cleavage crack propagation and arrest with a local approach », *Procedia Engineering*, Vol. 10, p. 1853–1858
- Di Fant M., 1990, « Mécanique et mécanismes de la rupture dynamique dans un acier peu allié », Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
- Di Fant M., Fontaine A., Pineau A., 1991, « Dynamic crack propagation and crack arrest in a structural steel : comparison between isothermal and thermal shock tests », *Dynamic failure of materials*, Vienne
- Di Fant M., Fontaine A., Pineau A., Roux C., 1991, « Mesure de la ténacité à l'arrêt d'un acier de construction E36 », les cahiers d'information techniques de la revue de métallurgie, n°11
- Di Fant M., Lesueur E., 1991, « compte-rendu d'essais de mesure de ténacité à l'arrêt d'un acier forgé 16MND5 », Rapport IRSID N°PE5780/MDF/LT
- Eripret C., 1990, « Compte-rendu de mission – Workshop OCDE/CSNI – BOSTON-8 au 10 mai 1990 », Rapport EDF N° HT.M2/90-17A
- Essakkouhi A., 2010, « Simulation dynamique par éléments finis d'essais d'arrêt de fissure à l'aide d'un critère local », Rapport de stage, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées
- Forcier L. C., 2007, « Etude de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier bainitique (18MND5) », Rapport de projet de fin d'étude

- Francfort G., Marigo J.J., 1998, « Revisiting brittle fracture as an energy minimisation problem », *J. Mech. Phys. Sol.*, Vol. 46, n°8, p. 1319-1342
- Freund B., Hutchinson J. W., 1985, « High strain-rate crack growth in rate-dependent plastic solids », *J. Mech. Solids*, Vol. 33, p. 169–191
- Frund J. M., 1992, « Détermination du facteur d'intensité de contrainte à l'arrêt de fissure de pièces forgées en acier 16MND5 à partir de la procédure ASTM 1221. Comparaison avec les valeurs issues d'essais de choc thermique ou prévues par le code RCCM », Rapport EDF n° HT-46/NTE1371-A
- Frund J. M., 1993, « Définition d'une méthode d'analyse d'arrêt de fissure dans les cuves REP. Bilan des connaissances », Rapport EDF n° HT-A4/NTE1549-B
- Gao X., Dodds R. H., 2005, « Loading rate effects on parameters of the Weibull stress model for ferritic steels », *Eng. Fract. Mech.*, Vol. 72, p. 2416-2425
- Gao X., Zhang G., Srivatsan T.S., 2006, « A probabilistic model for prediction of cleavage fracture in the ductile-to-brittle transition region and effect of temperature on model parameters », *Materials Science and Engineering*, Vol. A 415, p. 264-272
- Gao X., 2010, « Fracture assessment of ferritic steel components under dynamic loading », *Int. J. Pres. Ves. & Piping*, Vol. 87, p. 511-519
- Genty A., 1989, « Etude expérimentale et numérique de l'amorçage et de l'arrêt de fissure sous choc thermique, dans un acier faiblement allié (16MND5) », Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
- Grégoire D., Maigre H., Combescure A., 2009, « New experimental and numerical techniques to study the arrest and restart of a crack under impact in transparent materials », *Int. J. Solids Structures*, Vol. 46, p. 3480-3491
- Hahn G. T., Hoagland R. G., Kanninen M. F., Rosenfield A. R., 1976, « Pilot study of the fracture arrest capabilities of A533B steel », *Cracks and Fracture*, ASTM STP 601, p. 209-233
- Hahn G. T., Hoagland R. G., Lereim J., Markworth A. J., Rosenfield A. R., 1980, « Fast fracture toughness and crack arrest toughness of reactor pressure vessel steel », *Crack Arrest Methodology and Applications*, ASTM STP 711, p. 289-320
- Hajjaj M., Berdin C., Bugat S., Bompard P., 2005, « Fractographic study of cleavage crack arrest », 11th International Conference of Fracture
- Hajjaj M., Berdin C., Bugat S., Bompard P., 2006, « Relation between crack velocity and crack arrest », 16th European Conference of Fracture
- Hajjaj M., 2006, « Propagation dynamique et arrêt de fissure de clivage dans un acier bainitique », Thèse, Ecole Centrale Paris

- Hajjaj M., Berdin C., Bompard P., Bugat S., 2008, « Analyses of cleavage crack arrest experiments: influence of specimen vibration », *Eng. Fract. Mech.*, Vol. 75, p. 1156-1170
- Haušild P., 2002, « Transition ductile-fragile dans un acier faiblement allié », Thèse, Ecole Centrale Paris
- Houssin B., Langer R., Lidbury D., Planman T., Wallin K., 2001, « Unified reference fracture toughness design curves for RPV steels – Final report », EE/S.01.0163 rev. B
- Irwin G. R., Wells A. A., 1965 « A continuum mechanics view of crack propagation », *Metallurgical Review*, Vol. 91, p. 223-270
- Iung T., Pineau A., 1996, « Dynamic crack propagation and arrest investigated with new specimen geometry – Part I : Experimental and numerical calculations », *Fat. Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol. 19, n° 11, p. 1357-1367
- Iung T., Pineau A., 1996, « Dynamic crack propagation and arrest investigated with new specimen geometry – Part II : Experimental study on a low-alloy ferritic steel », *Fat. Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol. 19, n° 11, p. 1369-1381
- Jaeckels H., Iung T., Pineau A., 1994, « Dynamic crack propagation and crack arrest behaviour in relation to brittle intergranular and cleavage fracture », *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol. 17, n° 11, p. 1281-1293
- Jayadevan K. R., Narasimhan R., Ramamurthy T. S., Dattaguru B., 2002, « The effect of T-stress on plane strain dynamic crack growth in elastic-plastic materials », *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol. 26, p. 647-660
- Kalthoff J.F., Beinert J. and Winkler S., 1978, « Influence of dynamic effects on crack arrest , First semi-annual progress report », Institut für Festkörpermechanik.
- Kalthoff J. F., Beinert J., Winkler S., Klemm W., 1980, « Experimental analysis of dynamic effects in different crack arrest test specimens, Crack Arrest Methodology and Application, ASTM STP 711, G. T. Hahn and M. F. Kanninen, Eds, American Society for Testing and Materials, p. 109-127
- Kalthoff J. F., Beinert J., Böhme W., 1987, « Messung dynamischer bruchmechanikkennwerte für unterschiedliche stähle », Rapport du Fraunhofer-Institut für werkstoffmechanik (IWM) n° 7210-KE/115
- Keeney-Walker J., Bass B. R., Landes J. D., 1991, « An investigation of crack-tip stress field criteria for predicting cleavage-crack initiation », Rapport technique ORNL n° NUREG/CR-5651
- Kobayashi T., Giovanola J. H., 1989, « Crack opening profile observations for dynamic cleavage crack propagation and arrest », *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 37, N° 6, p. 759-777

- Kußmaul K., Gillot R., Elenz T., 1991, « Full thickness crack arrest investigations on compact specimens and heavy section wide-plate », 17th MPA-seminar
- Laiarinandrasana L., 2002, « Mécanique linéaire de la rupture », Cours IPSI sur la modélisation et la simulation de la fissuration dans les structures métalliques
- Laverne J., 2004, « Formulation énergétique de la rupture par des modèles de forces cohésives : considerations théorique et implantations numériques », thèse, Université Paris XIII
- Lefevre W., Barbier G., 2000, « Collaboration MPA-EDF sur l'effet de préchargement à chaud – Rapport final – Partie I : Caractérisation de l'acier 18MND5 », Rapport EDF HT-2C/99/048/A
- Link R. E., Joyce J. A., Roe C., 2009, « Crack arrest testing of high strength structural steels for naval applications », Eng. Fract. Mech., Vol. 76, p. 402-418
- Lui C., Knauss W. G., Rosakis A. J., 1998, « Loading rate and dynamic initiation toughness in brittle solids », Int. J. Fract., Vol. 90, p. 103-118
- Mäntylä M., Rossol A., Nedbal I., Prioul C., Marini B., 1999, « Fractographic observations of cleavage fracture initiation in a bainitic A508 steel », Journal of Nuclear Materials, Vol. 264, p. 257-262
- Mimura H., 1995, « Some comments on a current model for scatter of fracture toughness in carbon steel », Fatigue Fract. Engng Mater. Struct, Vol. 18, n° 6, p. 699-705
- Moës N., Dolbow J., Belytschko T., 1999, « A finite element method for crack growth without remeshing », Int. J. Numer. Meth. Engng., Vol. 46, p. 131-150
- Moës N., Belytschko T., 2002, « X-FEM, de nouvelles frontières pour les éléments finis », Giens'01, p. 305-318
- Nanstad R. K., Bass B. R., Rosseel T. M., Merkle J. G., Sokolov M. A., 2007, « Heavy-section steel technology and irradiation programs-retrospective and prospective views », Pressure Vessels and Piping Division Conference, San Antonio, Texas
- Pellissier Tannon A., Sollogoub P., 1982, « Essai de fissuration d'une virole par choc thermique à l'azote liquide », Rapport technique FRAMATOME n° DT-82.1185
- Petrov Y., Morozov N., 1994, « On the modeling of fracture of brittle solids », J. Appl. Mech., Vol. 61, p. 710–712
- Prabel B., 2007, « Modélisation avec la méthode X-FEM de la propagation dynamique et de l'arrêt de fissure de clivage dans un acier de cuve REP », Thèse, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

- Prabel B., Marie S., Combescure A., 2008, « Using the X-FEM method to model the dynamic propagation and arrest of cleavage cracks in ferritic steel », Eng. Fract. Mech., Vol. 75, p. 2984-3009
- Pugh C. E., Bass B. R., Oland C. B., Keeney-Walker J., 1989, « Crack-arrest toughness determination from Stub-Panel specimen tests », SMIRT 10, Vol. F
- Ravi-Chandar K, Knauss WG, 1984, « An experimental investigation into dynamic fracture: I. Crack initiation and arrest », Int. J. Fract., Vol. 25, p. 247–262
- Ravi-Chandar K., 2004, « Dynamic Fracture », Elsevier
- Réthoré J., Gravouil A., Combescure A., 2004, « A stable numerical scheme for the finite element simulation of dynamic crack propagation with remeshing », Comput. Methods Appl. Mech. Engrg., Vol. 193, p. 4493-4510
- Ritchie O., Knott J., Rice J., 1973, « On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mils steels », J. Mech. Phys. Sol., Vol. 21, p. 395-410
- Rosenfield A. R., Majumdar B. S., 1986, « Micromechanisms and toughness for cleavage fracture of steel »
- Rosenfield A. R., Majumdar B. S., 1987, « A micromechanical model for cleavage-crack reinitiation » Metallurgical transaction A, Vol. 18A, p. 1053-1059
- Rossoll A., 1998, « Détermination de la ténacité d'un acier faiblement allié à partir de l'essai charpy instrumenté », Thèse, Ecole Centrale de Paris
- Tanguy B., Besson J., Piques R., Pineau A., 2005, « Ductile to brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test – PartI : experimental results», Eng. Fract. Mech., Vol. 72, p. 49-72
- Tanguy B., Besson J., Piques R., Pineau A., 2005, « Ductile to brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test – PartII : modelling of the Charpy transition curve », Eng. Fract. Mech., Vol. 72, p. 413-434
- Wadier Y., 2007, « Lien entre les approches globale et locale en mécanique de la rupture », Rapport interne EDF n° H-T64-2007-00213-FR
- Wadier Y., Bonnamy M., Mezière Y., 2008, « The energy approach of EPFM applied to the prediction of crack arrest », PVP 2008, Chicago
- Wang G. Z., Lui H. H., Chen J. H., 2001, « Effects of precracked specimen geometry on local cleavage fracture stress σ_f of low alloy steel », Int. J. Fract., Vol. 112, p. 183-196
- Wang G. Z., Wang J. G., Chen J. H., 2003, « Effects of geometry of notched specimens on the local cleavage fracture stress σ_f of C-Mn steel », Eng. Fract. Mech., Vol. 70, p. 2499-2512

- Wang G. Z., Wang Y. L., Chen J. H., 2005, « Effects of loading rate on local cleavage fracture stress σ_f in notched specimens », Eng. Fract. Mech., Vol. 72, p. 675-689
- Wang H., Berdin C., Dahl A., 2011, « Etude de l'arrêt de fissure : calculs du facteur d'intensité des contraintes K_I et de la contrainte T », Rapport interne Ecole Centrale Paris
- Wiesner C. S., Hayes B., Smith S. D., Willoughby A. A., 1994, « Investigations into the mechanics of crack arrest in large plates of 1.5% Ni TMCP steel », Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., Vol. 17, n° 2, p. 221-233
- Wiesner S., Hayes B., 1995, « A review of crack arrest tests, models and applications », rapport TWI 521/1995
- Wiesner S., Hayes B., 1995, « The 'pellini' drop-weight test for crack arrest in modern steels – Final report », rapport TWI 5641/8A/95
- Wiesner C. S., 1996, « Predicting structural crack arrest behaviour using small-scale material characterisation tests », Int. J. Pres. Ves. & Piping, Vol. 69, p. 185–196
- Yuritzinn T., Le Grasse T., 2009, « Essais isothermes de propagation dynamique de fissure sur CT et anneaux en acier 18MND5 », Rapport interne CEA n° SEMT/LISN/RT/08-023/A
- Yuritzinn T., Le Grasse T., 2009, « Campagne d'essais isothermes de propagation dynamique de fissure dans l'acier 18MND5 : essais sur anneaux en compression à -50°C », Rapport interne CEA n° SEMT/LISN/RT/09-018/A
- Yuritzinn T., 2011, « Identification des critères de propagation par les simulations des essais isothermes de propagation dynamique des fissure sur CT et validation sur les essais sur anneaux », Rapport interne CEA n° SEMT/LISN/RT/10-025/A

ANNEXE A : Définition des facteurs d'intensité des contraintes statique et dynamique

A.I CHAMPS MECANQUES ASYMPTOTIQUES EN POINTE DE FISSURE

A.I.1 Cas statique

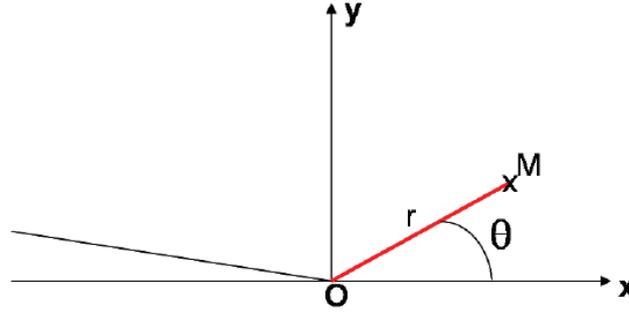


Figure A-1 : Repère en pointe de fissure

Dans le cas d'un milieu homogène élastique isotrope comportant une fissure chargée en mode I statique, les champ de contraintes et de déplacement en pointe de fissure (Figure A-1), s'écrivent à l'ordre 1 sous la forme :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{K_I^{stat}}{\sqrt{2\pi r}} \underline{\underline{\Sigma}}_{\sigma}(\theta) + \underline{\underline{\sigma}}^{(1)} + O(1) \quad (A.1)$$

$$\underline{\underline{u}} = \frac{K_I^{stat} (1+\nu)}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \underline{\underline{\Sigma}}_u(\theta) + \underline{\underline{u}}^{(1)} + O(1) \quad (A.2)$$

avec ν le coefficient de poisson, r et θ les coordonnées polaires. Le facteur multiplicateur K_I^{stat} est le facteur d'intensité statique des contraintes. Les termes d'ordre 1, $\sigma_{xy}^{(1)}$ sont nuls compte tenu de la symétrie du champ de déformation en mode I. Le terme $\sigma_{yy}^{(1)}$ correspond aux conditions de chargement sur les lèvres de la fissure. Si les lèvres sont en conditions de surface libre, cette valeur s'annule.

Les composantes des tenseurs $\underline{\underline{\Sigma}}_{\sigma}$ et $\underline{\underline{\Sigma}}_u$ sont des fonctions sans dimension représentant la dépendance angulaire pour chaque composante du champ des contraintes. Ce sont des fonctions indépendantes du chargement et des constantes d'élasticité du matériau ; elles sont normées de sorte que $\Sigma_{ij}(0) = 1$. Les formes de ces fonctions sont fournies par (A.3).

$$\begin{cases} \underline{\underline{\Sigma}}_{xx}(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2} \theta \right] \\ \underline{\underline{\Sigma}}_{xy}(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3}{2} \theta \\ \underline{\underline{\Sigma}}_{yy}(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2} \theta \right] \end{cases} \quad (\text{A.3})$$

$$\begin{cases} \underline{\underline{\Sigma}}_x(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} \left[\kappa - 1 + 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right] \\ \underline{\underline{\Sigma}}_y(\theta) = \sin \frac{\theta}{2} \left[\kappa + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right] \end{cases} \text{ avec } \begin{cases} \kappa = 3 - 4\nu \text{ en déformations planes} \\ \kappa = \frac{3 - \nu}{1 + \nu} \text{ en contraintes planes} \end{cases} \quad (\text{A.4})$$

A.I.2 Cas dynamique

Dans le cas d'une fissure en propagation à la vitesse $\vec{V} = V\vec{e}_x$, on associe à la pointe de fissure un repère mobile qui se déplace à la vitesse \vec{V} . En élastodynamique, le champ de contrainte en pointe de fissure s'écrit :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{K_I^{dyn}(t)}{\sqrt{2\pi r}} \underline{\underline{\Sigma}}(\theta, V) + \underline{\underline{\sigma}}^{(1)} + O(1) \quad (\text{A.5})$$

où K_I^{dyn} est le facteur d'intensité dynamique des contraintes.

Le tenseur des fonctions angulaires, $\underline{\underline{\Sigma}}(\theta, V)$, dépend maintenant de la vitesse de fissuration :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\Sigma}}_{xx} = \frac{1}{D} \left[(1 + \alpha_s^2)(1 + 2\alpha_d^2 - \alpha_s^2) \frac{\cos \frac{\theta_d}{2}}{\sqrt{\gamma_d}} - 4\alpha_s \alpha_d \frac{\cos \frac{\theta_d}{2}}{\sqrt{\gamma_s}} \right] \\ \underline{\underline{\Sigma}}_{xy}(\theta) = \frac{2\alpha_d(1 + \alpha_s^2)}{D} \left[\frac{\sin \frac{\theta_d}{2}}{\sqrt{\gamma_d}} - \frac{\sin \frac{\theta_s}{2}}{\sqrt{\gamma_s}} \right] \\ \underline{\underline{\Sigma}}_{yy}(\theta) = -\frac{1}{D} \left[(1 + \alpha_s^2)^2 \frac{\cos \frac{\theta_d}{2}}{\sqrt{\gamma_d}} - 4\alpha_s \alpha_d \frac{\cos \frac{\theta_d}{2}}{\sqrt{\gamma_s}} \right] \end{cases} \quad (\text{A.6})$$

$$\begin{aligned} \gamma_d &= \sqrt{1 - \left(\frac{\nu \sin \theta}{c_d} \right)^2}, \tan \theta_d = \alpha_d \tan \theta \\ \gamma_s &= \sqrt{1 - \left(\frac{\nu \sin \theta}{c_s} \right)^2}, \tan \theta_s = \alpha_s \tan \theta \\ D &= 4\alpha_s \alpha_d - (1 + \alpha_d^2)^2 \end{aligned} \quad \begin{aligned} \alpha_d &= \sqrt{1 - \left(\frac{V}{c_d} \right)^2}, c_d = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)}} \\ \alpha_s &= \sqrt{1 - \left(\frac{V}{c_s} \right)^2}, c_s = \sqrt{\frac{E}{2\rho(1+\nu)}} \end{aligned}$$

Les vitesses des ondes planes de dilatation, c_d , et de cisaillement, c_s , ne dépendent que des caractéristiques physiques du matériau. Ainsi, pour un acier de module de Young 200 GPa, de coefficient de Poisson 0,3 et de densité 7800 kg.m⁻³, on obtient $c_d = 5875$ m.s⁻¹ et $c_s = 3140$ m.s⁻¹.

Dans le cas d'un milieu semi-infini, on note la présence d'ondes qui se propagent parallèlement à la surface libre du milieu et qui s'amortissent en profondeur. La vitesse de ces ondes de surface, ou ondes de Rayleigh est estimée par l'équation (A.7), qui donne pour un acier $c_R = 2900$ m.s⁻¹.

$$c_R = \frac{(0,862 + 1,14\nu)}{1 + \nu} c_s \quad (\text{A.7})$$

Par analogie avec l'approche statique, on définit aussi un facteur d'intensité des déplacements :

$$K_{lu}^{dyn} = \lim_{r \rightarrow 0} \frac{E}{(1 + \nu)(1 + \kappa)} \sqrt{\frac{2\pi}{r}} u_y(r, \pi, V) \quad (\text{A.8})$$

Contrairement à l'approche statique, les facteurs d'intensité des contraintes et des déplacements sont différents et sont reliés par une fonction qui dépend de la vitesse de la fissure :

$$\frac{K_I^{dyn}}{K_{lu}^{dyn}} = f(V) = \frac{D(1 - V)}{\alpha_d(1 - \alpha_s^2)} \quad (\text{A.9})$$

Ces deux facteurs ne sont égaux que quand la vitesse de propagation de la fissure est nulle.

A.II RELATION ENTRE LES FACTEURS D'INTENSITE DES CONTRAINTES STATIQUE ET DYNAMIQUE

Selon Freund et Hutchinson (1985), dans le cas d'une fissure soumise à un chargement constant de traction sur ses lèvres, se propageant à vitesse constante v dans un milieu élastique semi-infini, les facteurs d'intensité des contraintes dynamique et statique sont reliés par la relation suivante :

$$K_I^{dyn} = k(m) K_I^{stat} \quad (\text{A.10})$$

où $k(m)$ est une fonction dépendant de la vitesse de propagation normalisée $m = \frac{V}{c_R}$ (Figure A-2).

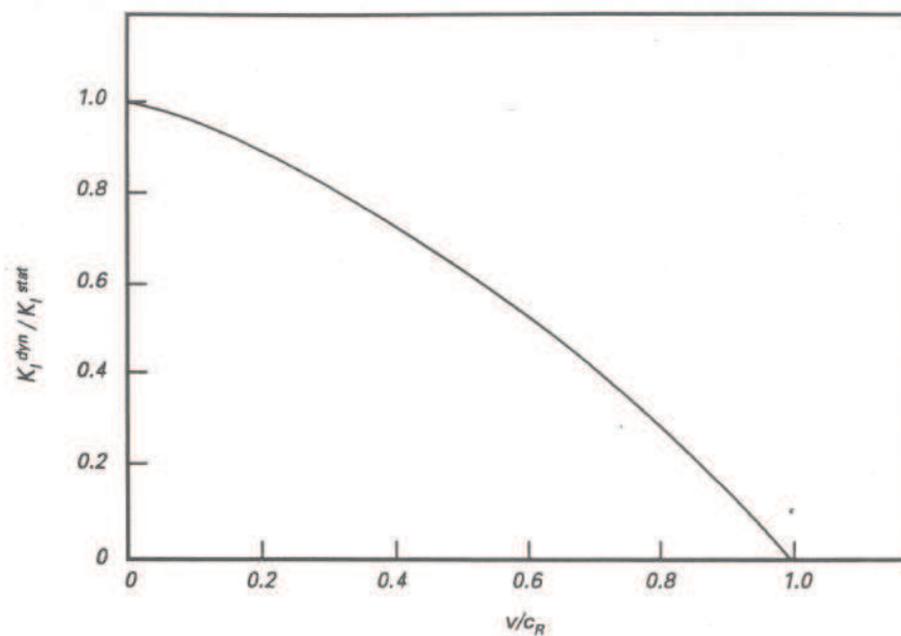


Figure A-2 : Evolution de la fonction $k(m)$ (Wiesner, 1996)

ANNEXE B : Description des différents types d'essais d'arrêt de fissure

B.I DESCRIPTION DES ESSAIS ISOTHERMES

Essai sur éprouvette CCA (Compact Crack Arrest)

L'essai isotherme préconisé par la norme ASTM E-1221 (ASTM, 1996) est basé sur une éprouvette entaillée (Figure B-1) dont la géométrie est proche de celle d'une éprouvette CT (Compact Tension). Ce test permet d'estimer la valeur du facteur d'intensité des contraintes à l'arrêt, K_{Ia} , suite à une propagation instable de fissure. La propagation de fissure est obtenue en enfonçant un coin (« Wedge ») dans un contre-coin (« Split Pin ») afin d'imposer le déplacement des lèvres de la fissure (Figure B-2). Pour cette géométrie, à déplacement imposé, le facteur d'intensité des contraintes diminue lorsque la longueur de fissure augmente. Cependant, on doit noter que si le déplacement minimal est imposé, la fissure peut s'ouvrir d'avantage, par exemple sous l'effet brutal de l'énergie relâchée lors de la propagation de fissure. D'ailleurs, l'analyse de cet essai en tient compte puisque l'on distingue l'ouverture à l'amorçage et l'ouverture finale après arrêt. Pour favoriser l'amorçage et limiter la dispersion, un cordon de soudure fragile est déposé en fond d'entaille et entaillé. La ténacité à l'arrêt K_{Ia} est évaluée en calculant le facteur d'intensité des contraintes pour la longueur finale de la fissure par une approche statique.

Différents travaux et notamment ceux de Kalthoff (1980) ont montré l'importance des effets dynamiques sur cet essai. A la suite de ces travaux, une géométrie optimisée appelée EDR (effets dynamiques réduits) ou RDE (Reduced Dynamic Effect) a été proposée (Figure B-3). Comme précisé par Di Fant (1990), elle est dessinée de telle sorte que les ondes émises à la pointe de la fissure aillent se perdre après réflexion dans les coins extrêmes de la structure sans interagir avec l'extrémité de la fissure. Les bords extérieurs sont biseautés et des plaques de plomb destinées à amortir les vibrations et à en modifier la période, y sont collées.

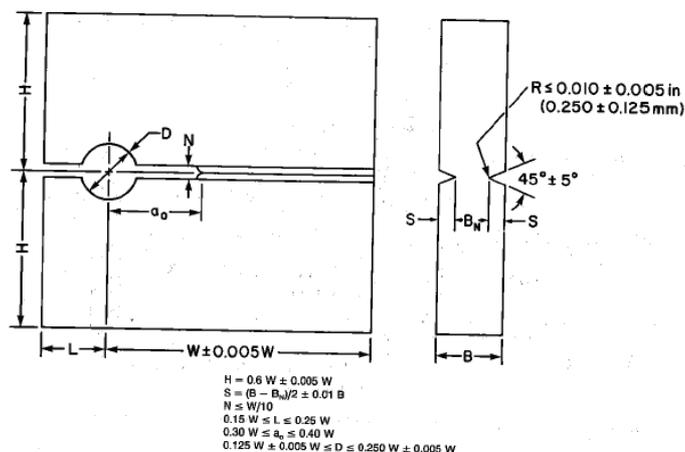


Figure B-1 : Géométrie et dimensions de l'éprouvette CCA (ASTM, 1996)

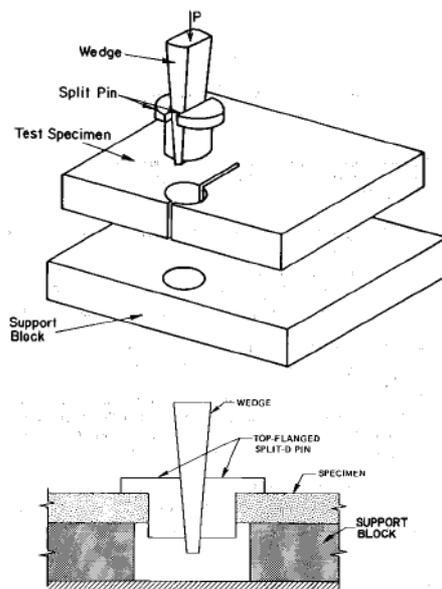


Figure B-2 : Principe de l'essai CCA (ASTM, 1996)

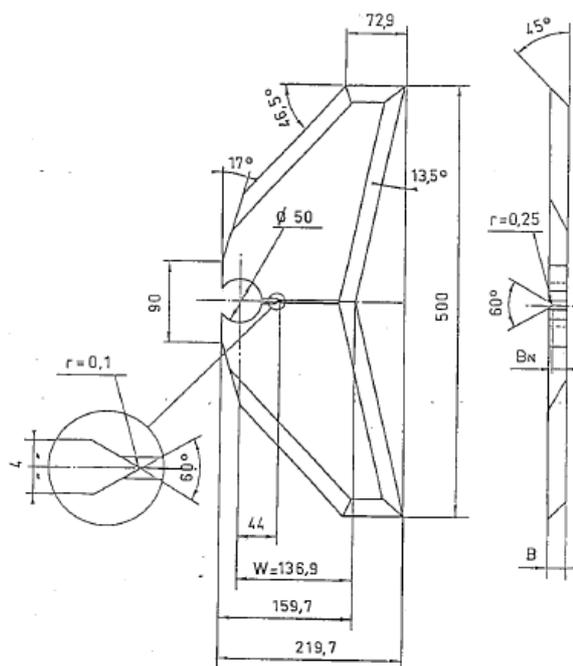


Figure B-3 : Epreuve EDR (Di Fant, 1991c)

Essai sur éprouvette CT (Compact Tension)

Un essai isotherme semblable à l'essai de mesure de ténacité normalisé (norme AFNOR NF A 03-180 ou ASTM E 1820) mais avec des éprouvettes d'épaisseur réduite est également proposé par le CEA (Prabel, 2007). Les éprouvettes utilisées sont basées sur la géométrie des CT25 (Figure B-4). Elles sont pré-fissurées mais ne présentent pas d'entaille latérale. Au cours de l'essai, un déplacement vertical est imposé à l'éprouvette par l'intermédiaire des goupilles. Dans

ce mode de chargement, l'ouverture de la fissure dépend de la rigidité du montage. Il est donc mal connu lors de la propagation de fissure.

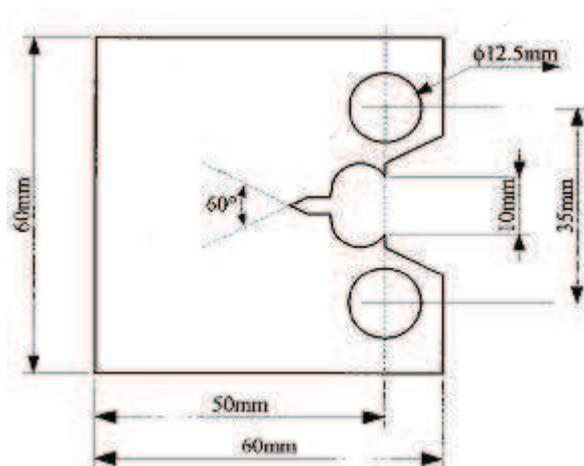


Figure B-4 : Plan d'une éprouvette CT25 (Prabel, 2007)

Essai sur éprouvette DCB (Double Cantilever Beam)

Cet essai isotherme est basé sur une éprouvette entaillée dont la géométrie permet l'application d'approches analytiques (Figure B-5). Ce test permet d'estimer la valeur du facteur d'intensité de contrainte à l'arrêt, K_{Ia} , suite à une propagation instable de fissure. La propagation de fissure est obtenue en enfonçant lentement un coin entre les goupilles afin d'imposer le déplacement des lèvres de la fissure. Pour favoriser l'amorçage et limiter la dispersion, un cordon de soudure fragile est déposé en fond d'entaille. Une mesure de la vitesse de propagation est réalisée au cours de l'essai à l'aide de jauges à brins.

L'éprouvette duplex-DCB est composée de deux matériaux : un matériau ayant une faible ténacité pour favoriser l'amorçage de la fissure (« starter section ») et le matériau pour lequel la ténacité à l'arrêt est évaluée (« Test section »). Il est ainsi possible d'initier des ruptures fragiles sur une large plage de température indépendamment de la température de transition du matériau à tester.

La ténacité à l'arrêt est évaluée en calculant le facteur d'intensité des contraintes pour la longueur finale de la fissure par une approche statique mais aussi par une analyse dynamique basée sur l'évaluation de la vitesse.

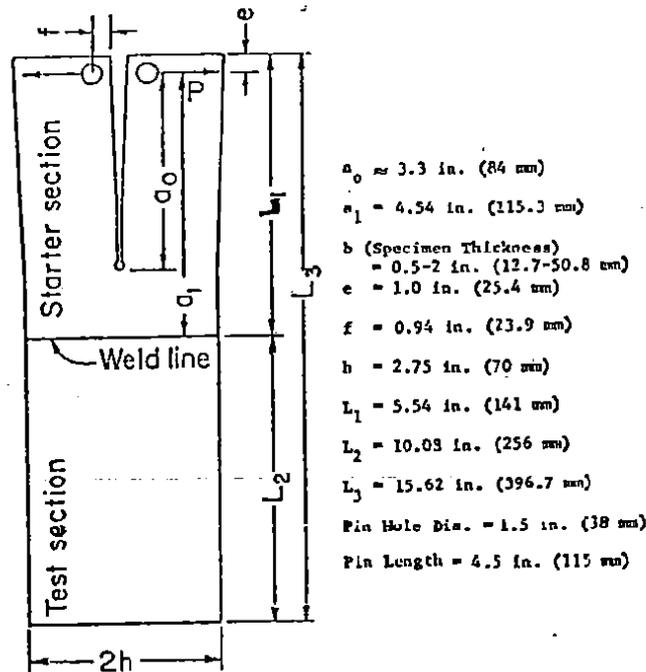


Figure B-5 : Géométrie et dimensions de l'éprouvette DCB (Hahn et al., 1976)

Essai sur éprouvette CNCA (Chevron Notched Crack Arrest)

L'éprouvette CNCA (Figure B-6) a été développée par Bonenberg et Dally (1995). Elle a pour avantage de permettre à la fois la mesure de la ténacité à l'arrêt, K_{Ia} , mais aussi la ténacité à l'amorçage, K_{Ic} . La profondeur des entailles latérales varie afin de former un chevron (section A-A, Figure B-6). Des trous, destinés à recevoir des goupilles pour réaliser un essai de ténacité, sont usinés. Lors de l'essai, la propagation de fissure est obtenue, comme pour l'essai CCA, en enfonçant un coin dans un contre-coin afin d'imposer le déplacement des lèvres de la fissure. Au cours de la propagation, la résistance à la rupture augmente due à l'accroissement de l'épaisseur B_N du chevron, ce qui favorise l'arrêt de fissure. Lorsque l'arrêt est obtenu, le front est marqué thermiquement ou à l'aide d'un produit de ressuage. Pour évaluer la ténacité de l'éprouvette à l'amorçage après un arrêt, un rechargement est appliqué à l'aide du système de coin et du contre coin ou, par l'intermédiaire de goupilles, comme pour un essai de ténacité.

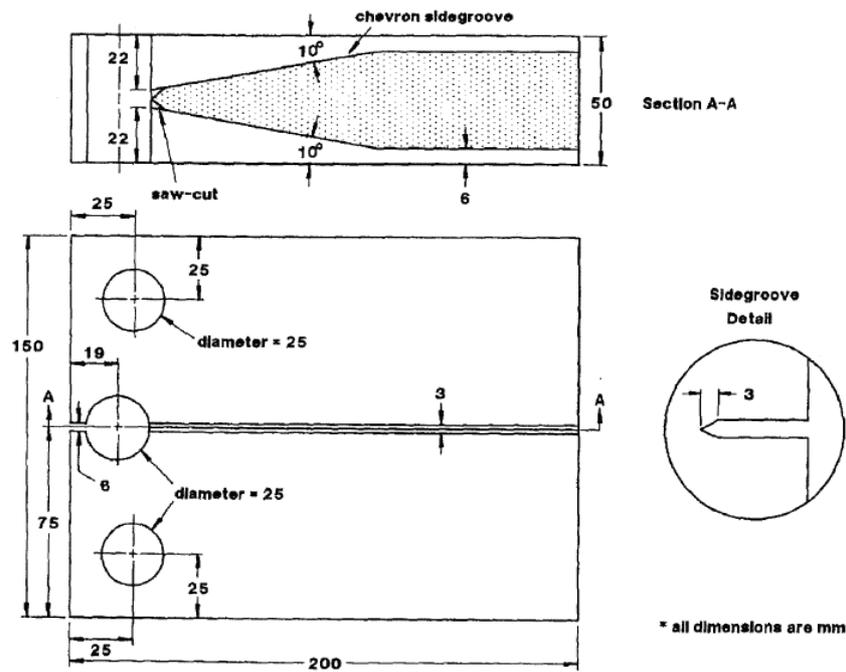


Figure B-6 : Géométrie et dimensions de l'éprouvette CNCA (Bonenberg et Dally, 1995)

Essai de compression sur anneaux (AC)

Cet essai est isotherme. Il consiste à effectuer un essai de compression sur un anneau pré-fissuré (Figure B-7). La fissure de fatigue est située à l'équateur. Un effort de compression est appliqué aux pôles de l'éprouvette induisant un chargement en traction dans la zone de la fissure et un chargement en compression au centre de l'éprouvette (Figure B-8). A basse température et pour un chargement suffisant, l'amorçage peut être déclenché. La fissure se propage alors sous l'effet d'une contrainte d'ouverture qui croît tout d'abord puis diminue. Afin de réaliser des essais en mode mixte, un couple d'encoches supplémentaires peut être usiné (Figure B-7 (b)). Cela permet d'incliner le plan de la fissure d'un angle θ par rapport à l'horizontale lors de l'essai à rupture.

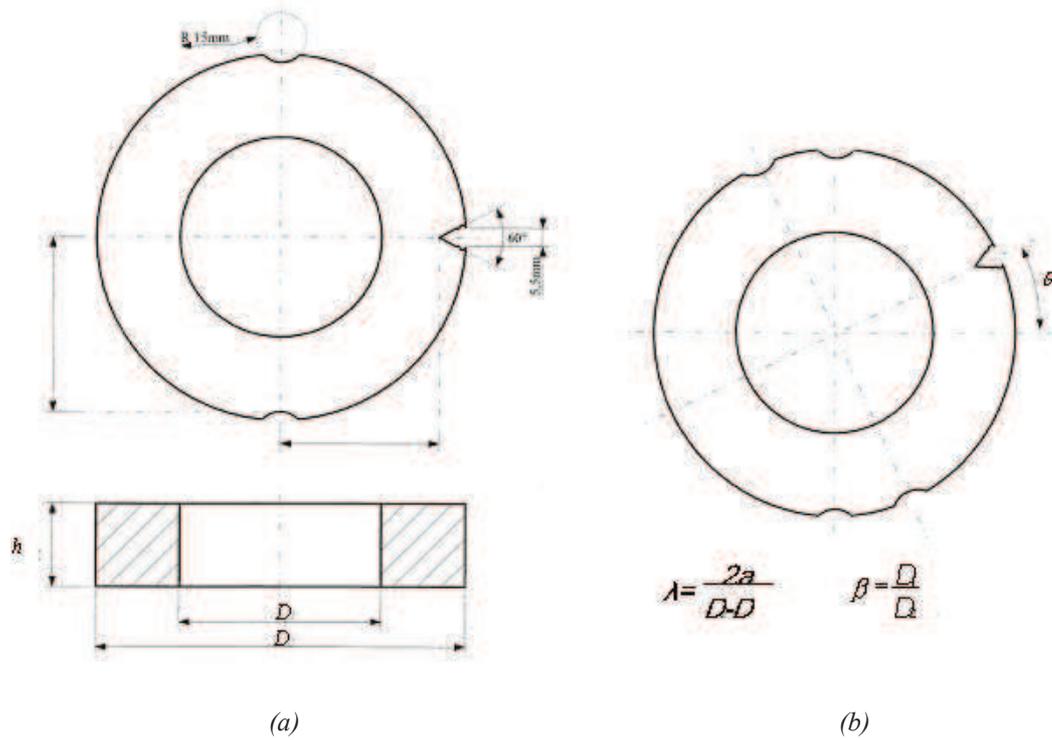


Figure B-7 : Plans des anneaux (Prabel, 2007)
 (a) anneau pour chargement mécanique en mode I pur
 (b) usinage supplémentaire pour chargement mécanique en mode mixte

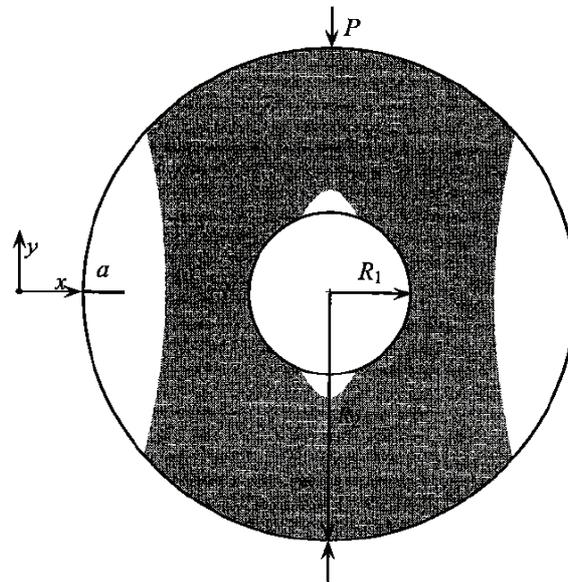


Figure B-8 : Principe de l'essai de compression sur anneau (Bugat et Moinereau , 2001)
 La zone grisée correspond à la partie en compression ($\sigma_{yy} < 0$)

Essai sur éprouvette DTCA (Double Tension Crack Arrest)

Ces essais isothermes sur plaques (Figure B-9) ont été développés au Japon puis repris par le TWI (Wiesner et al., 1994), (Wiesner et al., 1995). Afin de faciliter l'amorçage, un cordon de soudure fragile est créé par fusion par un faisceau d'électrons, puis entaillé. Une charge de traction σ est appliquée sur toute la plaque. Pour amorcer la fissure, une charge supplémentaire P est appliquée.

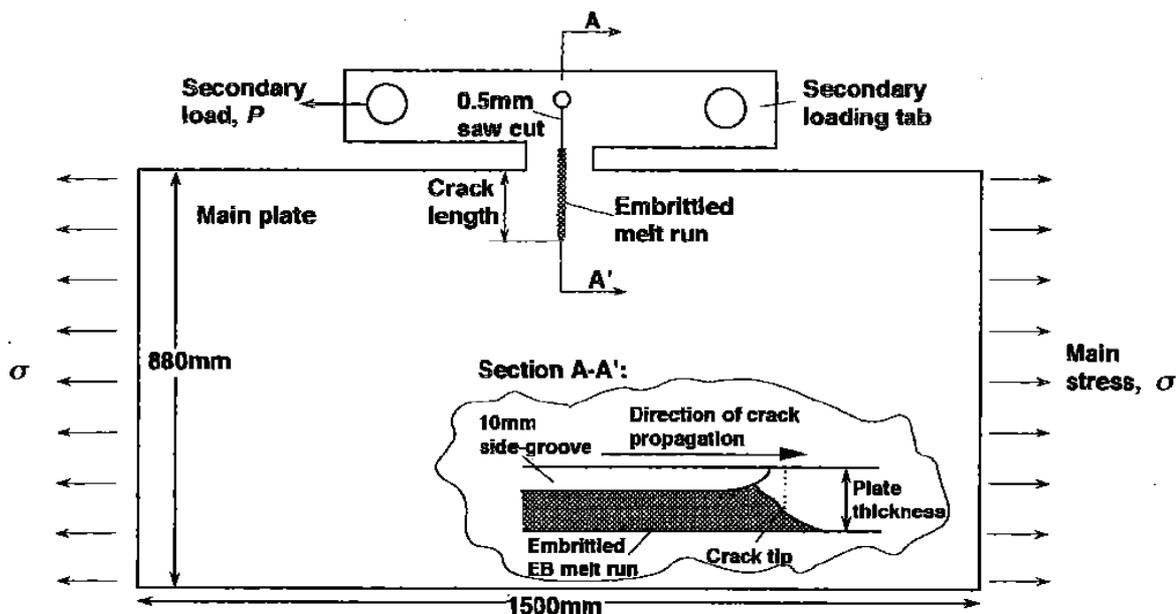


Figure B-9 : Géométrie des éprouvettes DTCA (Wiesner et al., 1994)

B.II DESCRIPTION DES ESSAIS AVEC GRADIENT THERMIQUE**Essai sur éprouvette MMCT (Moment Modified Compact Tension)**

Cet essai a été conçu par la Combustion Engineering Corporation (Kobayashi et Giovanola, 1989). L'éprouvette MMCT (Figure B-10) est basée sur une éprouvette CT sur laquelle sont ajoutés deux tirants (appelés « Pull tab » sur la figure) permettant d'appliquer un chargement de traction sur le ligament de l'éprouvette représentatif d'un chargement de pression dans un cylindre sous pression (effet de fond). Un gradient thermique est appliqué le long du ligament en refroidissant la face de l'éprouvette proche de la pointe de fissure à l'aide d'azote liquide (environ -80°C) et en chauffant l'autre extrémité de l'éprouvette à l'aide d'une résistance (100°C). L'amorçage de la pré-fissure de fatigue est obtenu en enfonçant rapidement un coin entre les lèvres de la fissure. Le gradient croissant de température imposé le long du ligament a pour conséquence d'augmenter la ténacité en pointe de fissure au cours de la propagation.

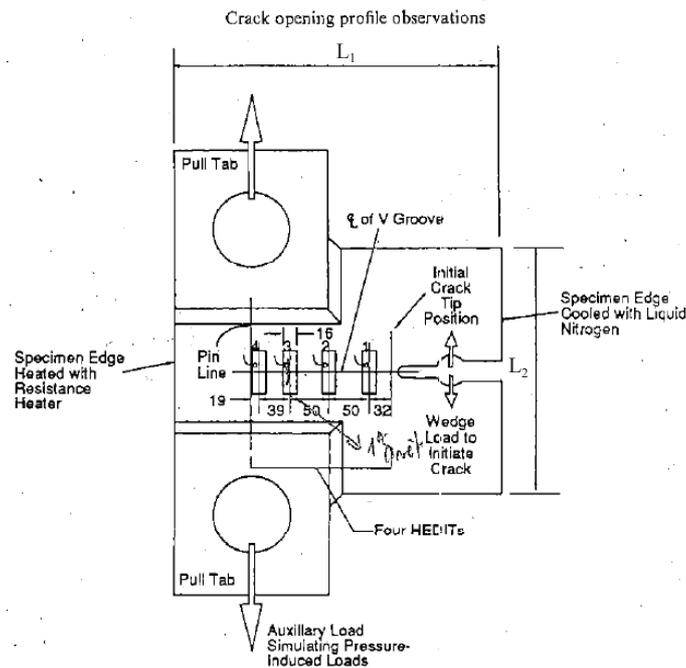


Figure B-10 : Géométrie et dimensions de l'éprouvette MMCT (Kobayashi et Giovanola, 1989)

Essai de choc thermique sur disque (CTD)

L'essai de choc thermique sur disque a été initialement développé au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris (Genty, 1989), (Di Fant, 1990), (Bouyne, 1999). Le principe de cet essai est d'appliquer un choc thermique chaud sur la paroi interne d'une éprouvette cylindrique entaillée ou pré-fissurée par fatigue sur sa paroi externe (Figure B-11). Dans un premier temps l'éprouvette est refroidie à -196°C dans un bain d'azote liquide. Une fois la température stabilisée, l'éprouvette est extraite du bain d'azote et la surface interne de l'éprouvette est chauffée rapidement aux alentours de 600°C à l'aide d'un inducteur. Le gradient de température ainsi produit génère un champ de contraintes tendant à amorcer la propagation. Lorsque la fissure s'amorce, elle se propage alors vers une zone de matériau plus chaud donc plus tenace favorisant ainsi l'arrêt. Au cours de l'essai, une plastification de la couronne intérieure du disque est mise en évidence par des calculs par éléments finis. La pointe de fissure étant toujours en plasticité confinée, il est licite de calculer un facteur d'intensité de contrainte en élasticité. Par contre, il est nécessaire de prendre en compte la plastification de la couronne interne pour ne pas « surcharger » numériquement la pointe de fissure.

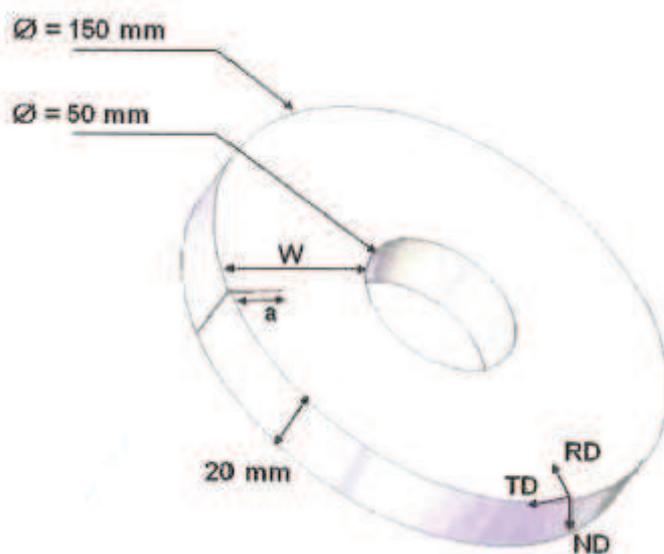


Figure B-11 : Schématisation de l'éprouvette de choc thermique sur disque (Hajjaj, 2006)

Essai sur éprouvette « Stub-Panel »

Des essais sur éprouvette « stub-panel » ont été réalisés par l'ORNL dans le cadre du programme expérimental HSST (voir au paragraphe suivant). Ces éprouvettes ont été conçues de sorte que leur géométrie soit intermédiaire entre les éprouvettes CCA et les plaques larges. Deux géométries ont été testées, l'une mise au point par l'ONRL (Figure B-12 (a)) et l'autre par le National Institute of Standards and Technology (NIST) (Figure B-12 (b)). Un gradient de température est imposé dans l'éprouvette en refroidissant la pointe de fissure ($T_{CT} \approx -95^{\circ}\text{C}$) et en réchauffant le côté opposé ($T_{MAX} \approx 130^{\circ}\text{C}$). De plus, l'éprouvette est soumise à un chargement de traction normale à la fissure. L'amorçage de la fissure est obtenu en imposant un chargement suffisant sur la pointe de fissure. Etant donné le chargement thermo-mécanique imposé à l'éprouvette, la fissure se propage dans un milieu de plus en plus tenace favorisant ainsi l'arrêt. Plusieurs séries d'arrêts et de redémarrages ont été observées.

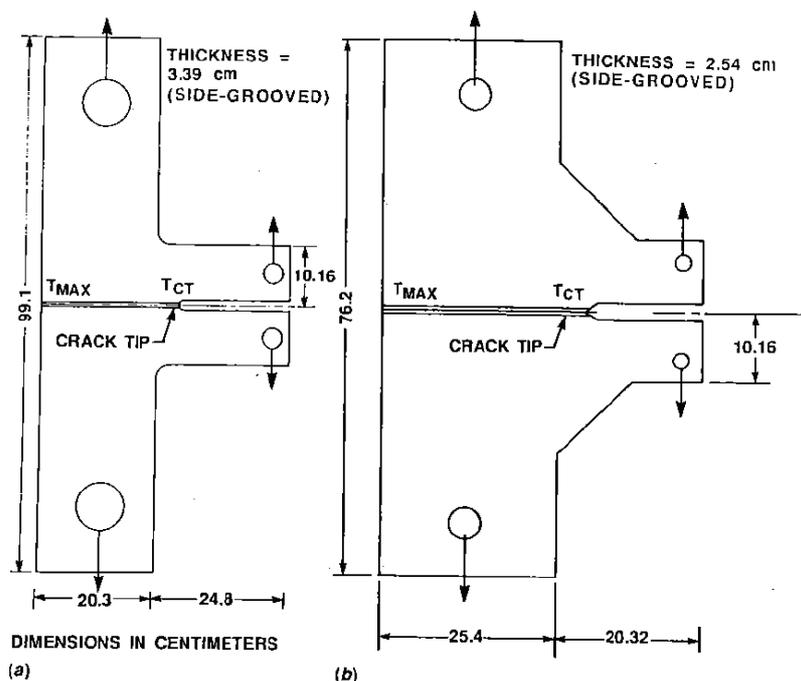


Figure B-12 : Géométrie des éprouvettes « stub-panel » (Pugh et al. 1989)

Essai sur larges plaques

Divers essais sur plaques de grandes dimensions entaillées soumises à un chargement thermomécanique ont été réalisés. Certains d'entre eux sont décrits ci-dessous.

Essais dans le cadre du programme américain Heavy Section Steel Technology (HSST)

En 1967 a débuté le programme Heavy Section Steel Technology (HSST) au Laboratoire National de Oak Ridge (ORNL) destiné à mieux connaître les propriétés mécaniques des aciers constitutifs des cuves des réacteurs nucléaires américains. Dans ce cadre, des essais d'arrêt de fissure sur larges plaques ont été menés (Bass et al., 2005), (Nanstad et al., 2007). Ces essais ont notamment permis d'établir la courbe $K_{Ia}(T)$ proposée par l'ASTM. L'objectif de ces essais était de mesurer des valeurs de ténacité à l'arrêt pour des températures correspondant au début du palier ductile. Les plaques testées ont une taille de 1m x 1m et une épaisseur de 150 ou de 100 mm. Elles comportent une entaille usinée latéralement. Elles sont soumises à la fois à un chargement mécanique en traction mais aussi à un gradient thermique.

Travaux de l'université de Pise

Un programme expérimental d'essai de choc thermique sur larges plaques en acier A533-B (état de recette et fragilisé) a été mené à l'université de Pise par Vitale et Beghini (1989), (voir aussi (Frund, 1993), (Bugat et Moinereau, 2001)). La plaque présente une entaille latérale dont la zone en pointe d'entaille a été fragilisée par un point de soudure afin de faciliter l'amorçage de la fissure en mode fragile (Figure B-13). De plus, afin de limiter les effets « tunnelling », deux entailles latérales sont usinées. Les plaques sont soumises à un chargement représentatif d'un

transitoire de cuve pénalisant (par exemple lors d'un « LOCA » : Loss Of Cooling Accident). Elles sont portées à 80°C ou 120°C, puis refroidies à l'azote liquide. Les plaques ne sont soumises à aucun autre chargement externe et restent libres de se déformer à leurs extrémités. Plusieurs séries d'arrêts et de redémarrages ont été observées.

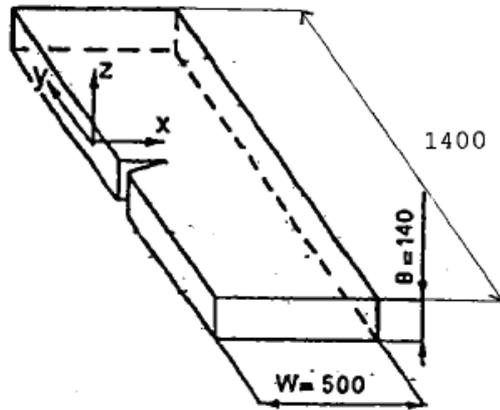


Figure B-13 : Géométrie des éprouvettes utilisées par l'université de Pise (Frund, 1993)

Essais du MPA

Un essai sur large plaque a été mené au Materialprüfungsanstalt (MPA) Stuttgart sur un acier Mo V fragilisé par traitement thermique (acier appelé KS22). Cet acier est représentatif d'un acier de cuve allemand irradié. Une plaque de dimensions (1500x1680x172) mm³, pré-fissurée (Figure B-14), est soumise à un gradient thermique. L'amorçage de la fissure se fait à l'aide d'un chargement en traction. Plusieurs séries d'arrêts et de redémarrages ont été observées.

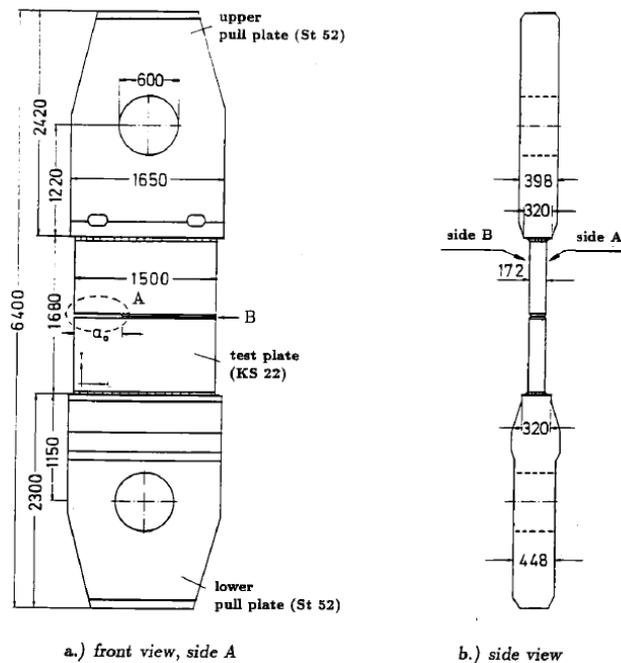


Figure B-14 : Géométrie de la plaque (Kußmaul et al., 1991)

Essais sur structures cylindriques

Divers essais sur structures cylindriques de grandes dimensions entaillées soumises à un chargement thermomécanique ont été réalisés. Certains d'entre eux sont décrits ci-dessous.

Essais sur cylindre à l'ORNL TSE et PTSE

Un programme a été mené par l'ORNL (Oak Ridge National Laboratory) en collaboration avec les autorités de sûreté nucléaires américaines au début des années 80 (Eripret, 1990), (Frund, 1993), (Bugat et Moinereau, 2001), (Bass et al., 2005). Treize essais ont été effectués sur des cylindres en acier A508Cl.2 ou 2 ¼ Cr-1Mo, revêtus ou non, contenant des défauts longitudinaux. Ces cylindres sont soumis à un choc thermique, pressurisé ou non (Figure B-15). Pour ces essais, plusieurs séries d'arrêts et de redémarrages ont été observées.

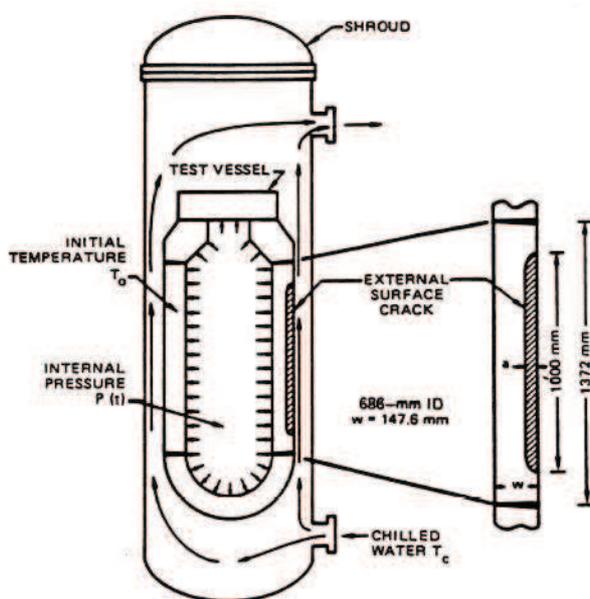


Figure B-15 : Schéma de l'installation (Eripret, 1990)

Essais sur cylindre FRAMATOME

Un essai a été réalisé en 1982 par FRAMATOME (Pellissier Tanon et al., 1982) dans le but de qualifier la méthodologie codifiée de l'ASME XI et de l'annexe ZG du RCCM pour analyser le comportement d'une virole fissurée soumise à un refroidissement brutal. L'essai est effectué sur un cylindre en acier SA 508 Cl.3 (AFNOR 15MND5) de hauteur 1 m, de diamètre interne 920 mm et d'épaisseur 230 mm. Un défaut bande longitudinal de 17 mm de profondeur débouchant en face interne a été usiné. Le cylindre, initialement à température ambiante, est rempli rapidement (en moins de 13 s) par de l'azote liquide (Figure B-16). Pour cet essai, plusieurs séries d'arrêts et de redémarrages ont été observées.

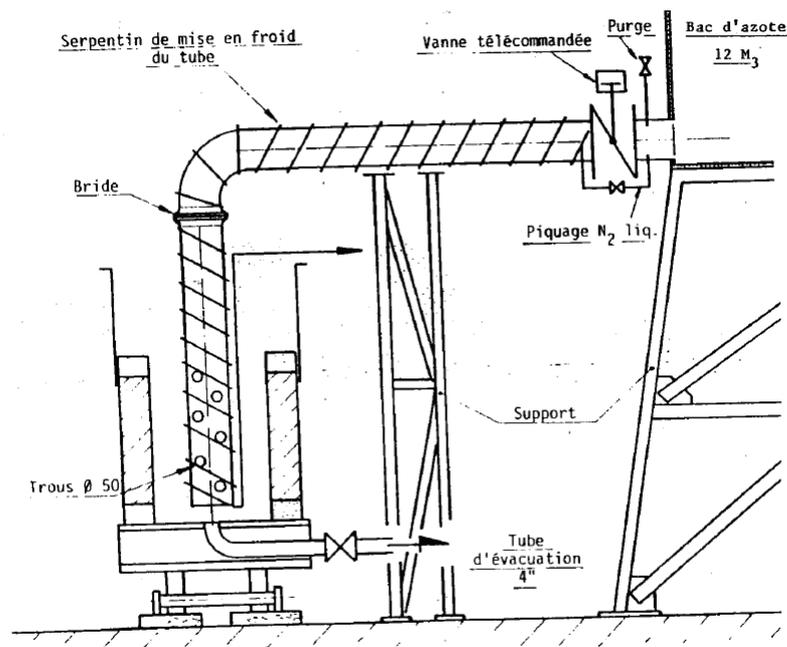


Figure B-16 : Schéma de l'installation de l'essai FRAMATOME (Pellissier Tanon et al., 1982)

B.II PRESENTATION DE LA BASE DE DONNEES ETUDIEE

Les matériaux considérés sont les suivants :

- Acier de cuve français : 16MND5, 18MND5, 15MND5
- Acier de cuve Américain : A533B, A508
- Acier de cuve Russe
- Acier de cuve Allemand : 20 Mn Mo Ni 5 5, Mo V fragilisé
- Aciers de construction : E 36-4 (C-Mn-Nb), A36-201
- Aciers utilisés dans l'industrie pétrochimique : 2 ¼ Cr-Mo (15CD910), Acier HSLA
- Acier japonais

Ce sont des aciers bainitiques ou ferrito-perlitiques.

Les tableaux B-1 et B-2 synthétisent les différents essais répertoriés ainsi que les matériaux associés.

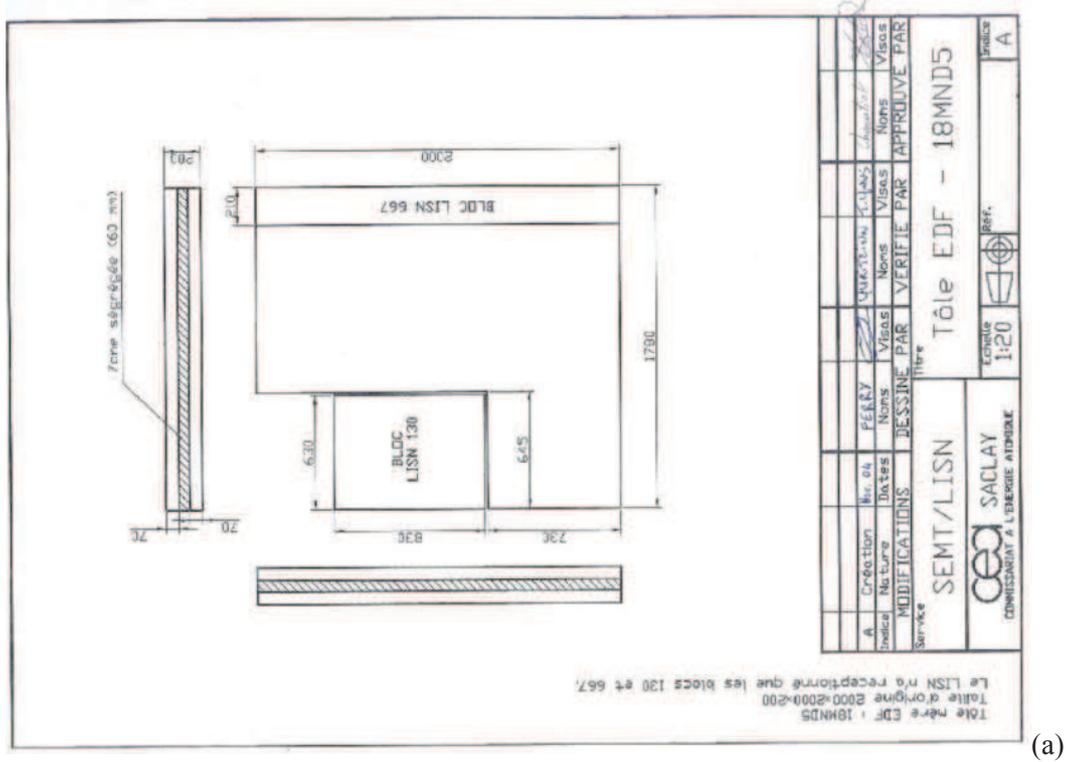
		Aciers de cuve							
		A508 cl.3 (16MND5)	18MND5	A508 cl2	A533 B cl1	Acier de cuve Russe	20 Mn Mo Ni 5-5	MoV (KS22)	
i s o l t h e r m e s	Compact Crack Arrest (CCA)	11 Frund (1992)	-	-	-	176 Houssin et al. (2001)	20 Kalthoff et al. (1987)	-	
	Compact Tension (CT)	14 Prabel (2007)	-	-	-	-	-	-	
	Double Cantilever Beam (DCB)	-	-	-	19 Hahn et al. (1976)	-	-	-	
	Chevron Notched Crack Arrest (CNCA)	-	-	-	4 Bonenberg et Dally (1995)	-	-	-	
	Compression sur anneaux	26 Prabel (2007) Jeackels et al. (1994)	-	-	-	-	-	-	
	Double Tension Crack Arrest (DTCA)	2 Wiesner et al. (1995)	-	-	2 Wiesner et al. (1995)	-	-	-	
	Moment Modified Compact Tension (MMCT)	-	-	-	12 Kobayashi et Giovanola (1989)	-	-	-	
	Choc Thermique sur disque	7 Genty (1989)	13 Hajjal (2006)	-	-	-	-	-	
	Larges plaques	-	-	-	27 Frund (1992) Bass et al.(2005) Keeney-Walker et al. (1991)	-	-	5 Kußmaul et al. (1991)	
	structures cylindriques	3 Bugat (2005)	-	5 Frund (1993)	-	-	-	-	
Total									346

Tableau B-1 : Synthèse des résultats d'arrêt de fissure répertoriés pour des aciers de cuve

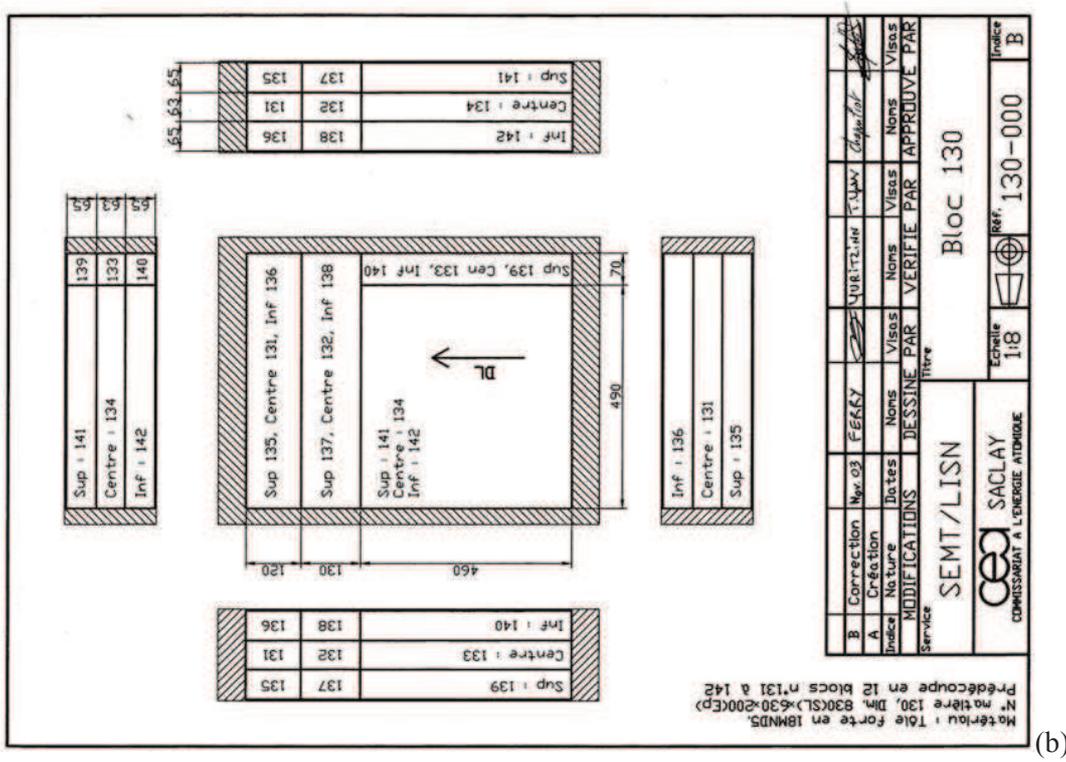
	Aciers de construction		Aciers industrie pétrochimique		Aciers divers	
	A36-201	E 36-4 (C Mn Nb)	2 1/4 Cr - 1 Mo	acier HSLA	Acier japonais 1	Acier japonais 2
i s o t h e r m e s	15 Di Fant (1990)	3 Di Fant (1990)	18 Bouyne (1999)	-	-	-
	-	-	22 Bouyne (1999)	26 Iung et al. (1996)	-	-
	-	-	-	-	7 Wiesner et al. (1995)	2 Wiesner et al. (1995)
t h e r m i q u e	2 Di Fant (1990)	-	18 Bouyne (1999)	-	-	-
	-	-	40 Bass et al. (2005) Keeney-Walker et al. (1991)	-	-	-
	-	-	1 Frund (1993)	-	-	-
Total		154				

Tableau B-2 : Synthèse des résultats d'arrêt de fissure répertoriés pour divers aciers

ANNEXE C : Plans de prélèvement et des éprouvettes

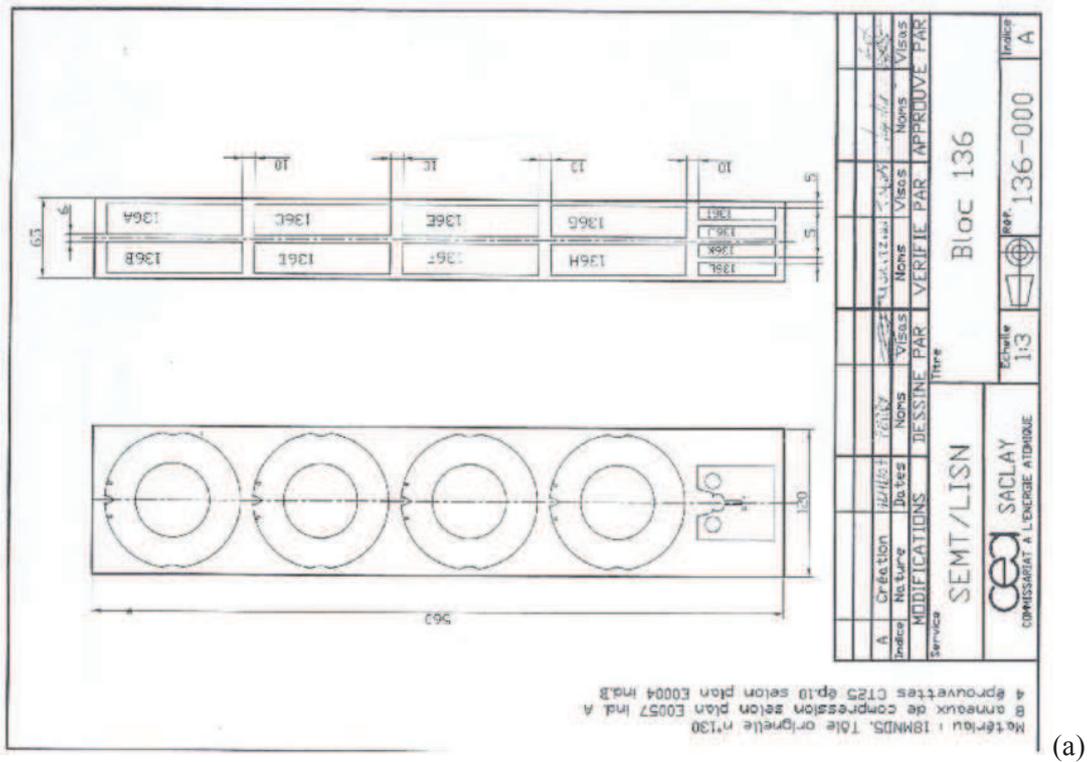


(a)

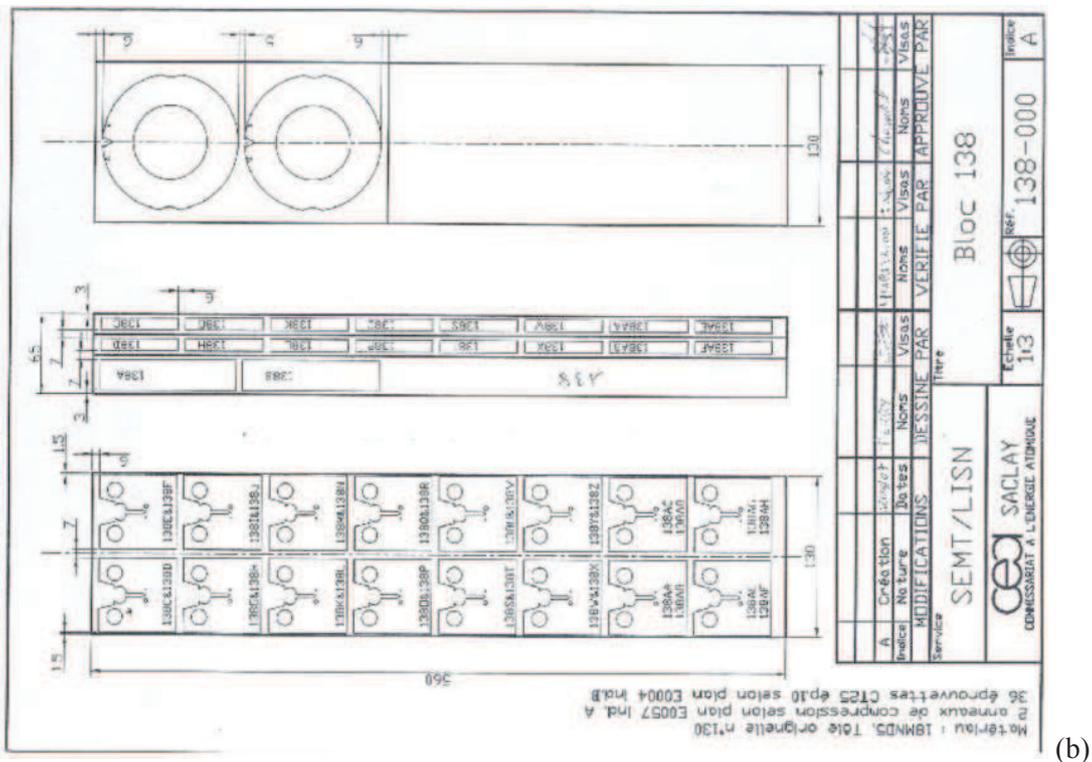


(b)

Figure C-1 : (a) Position du bloc LISN n°130 dans la tôle EDF- (b) Position des blocs LISN n°136 et 138 dans le bloc LISN n°130 (Yuritzinn et Le Grasse, 2009)

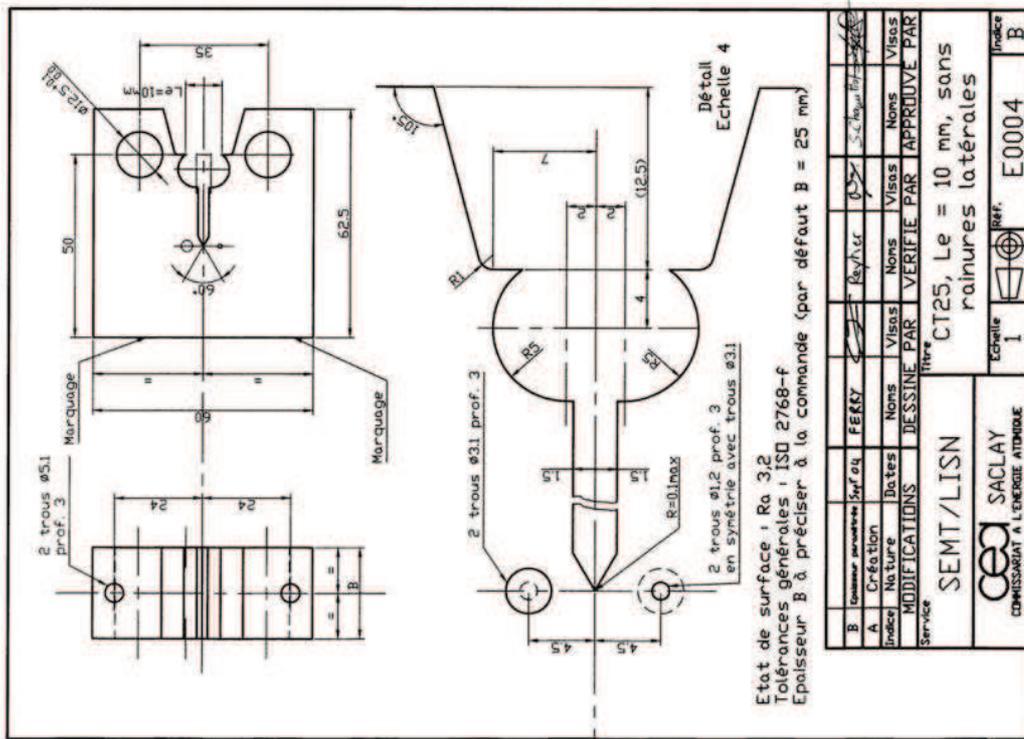


(a)

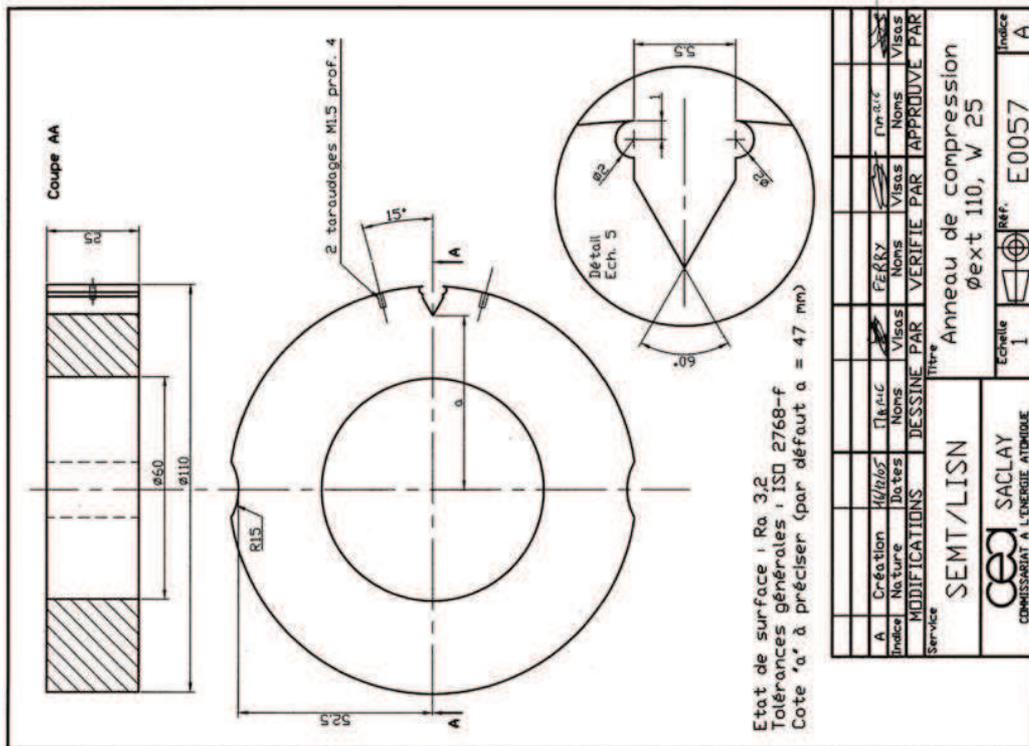


(b)

Figure C-2 : Plan de prélèvement (a) dans le bloc LISN n°136 ; (b) dans le bloc LISN n°138 (Yuritzinn et Le Grasse, 2009)



(a)



(b)

Figure C-3 : (a) Plan d'éprouvette CT25 LISN E0004B -(b) Plan d'éprouvette anneau de compression LISN E0057A (Yuritzinn et Le Grasse, 2009)

ANNEXE D : Principe de mesure de l'avancée de fissure avec les jauges à brins

La vitesse de propagation de la fissure sur les essais est mesurée à l'aide de jauges à brins : l'avancée de la fissure produit la rupture des brins positionnés sur son trajet. Le suivi de l'avancée se fait en mesurant la tension dans la jauge. En effet, quand un brin est rompu, la résistance de la jauge est modifiée donc la tension change. En enregistrant la tension de la jauge au cours du temps (Figure D-1 (a)), on peut connaître le numéro d'acquisition correspondant à la rupture des brins. On peut ensuite déduire l'instant de rupture des brins (équation (D.1)) ainsi que l'avancée de fissure correspondante (équation (D.2)) donc la vitesse de propagation (Figure D-1 (b)).

$$t_{ri} = \frac{(n_{ai} - n_{a0})}{f} \quad (D.1)$$

avec t_{ri} , l'instant de rupture du brin i en secondes, n_{ai} , le numéro d'acquisition correspondant à la rupture du brin i , n_{a0} , le numéro d'acquisition correspondant à la rupture du premier brin et f , la fréquence d'acquisition (30MHz).

$$a_i = i * d + a_0 \quad (D.2)$$

avec a_i , la taille de fissure correspondant au $i^{\text{ème}}$ brin cassé, a_0 , la taille de fissure initiale et d , la distance entre deux brins.

Lors des essais, à cause de la déformation plastique en pointe de fissure et de la déchirure ductile, certains brins rompent avant le déclenchement de la fissure en clivage. De plus, les jauges ont été positionnées en pointe de pré-fissure de fatigue (repérage visuel de la pointe de pré-fissure pas aisé) mais leur position n'est pas connue précisément. Cela conduit à avoir une incertitude sur l'origine ($t=0, a_0$) de la courbe de l'avancée de fissure en fonction du temps (Figure D-1 (b)).

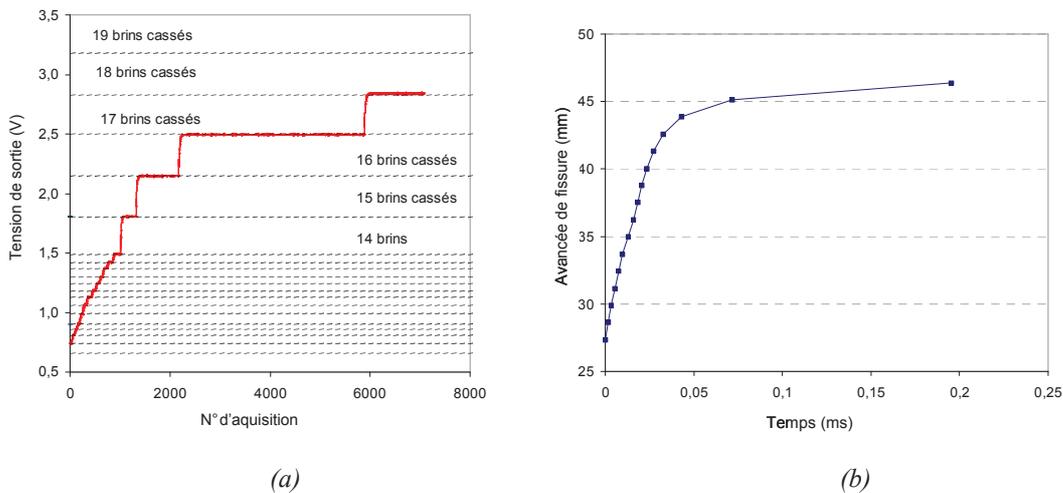


Figure D-1 : (a) Tension de sortie mesurée sur la jauge positionnée sur la voie A. (b) Avancée de fissure en fonction du temps

ANNEXE E : Résultats expérimentaux sur éprouvettes CT

E.I COURBES FORCE-OUVERTURE DES ESSAIS SUR EPROUVETTES CT

Les courbes force-ouverture obtenues sur les essais sur éprouvettes CT sont présentées sur les figures E.1 à E.3.

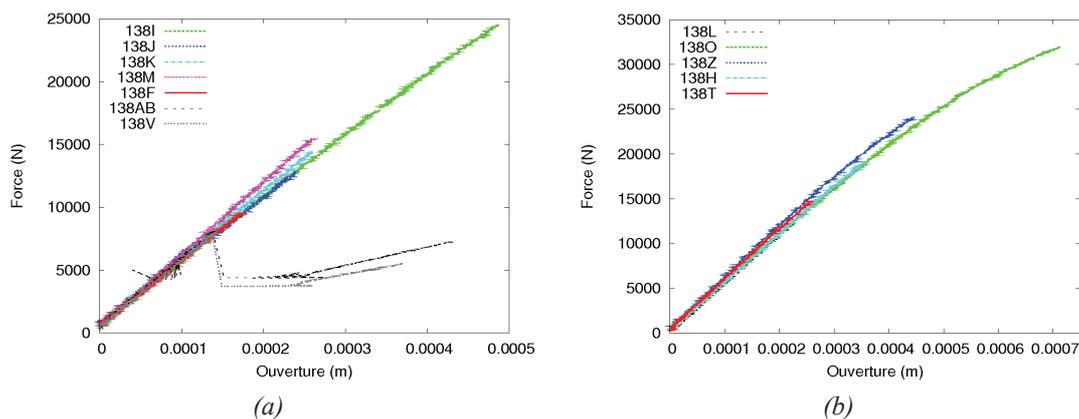


Figure E-1: Courbe Force-ouverture sur les éprouvettes CT à -150°C (a) et -125°C (b)

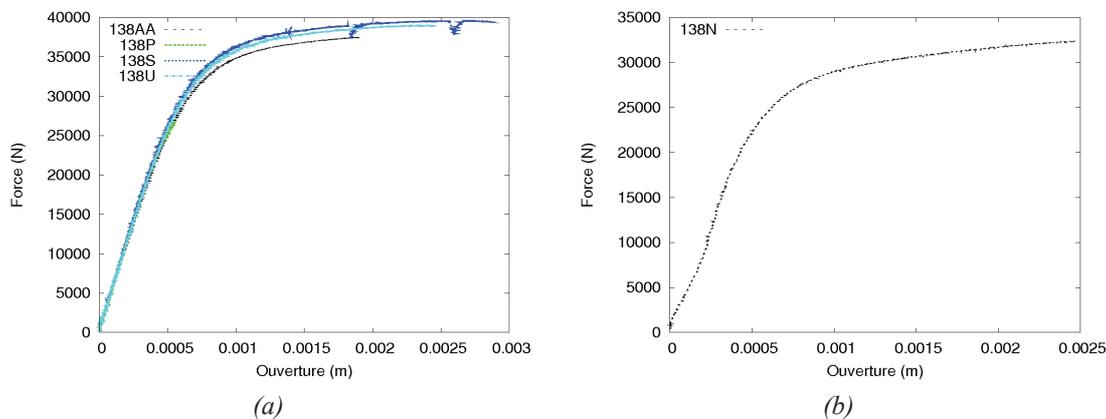


Figure E-2: Courbe Force-ouverture sur les éprouvettes CT à -100°C (a) et -175°C (b)

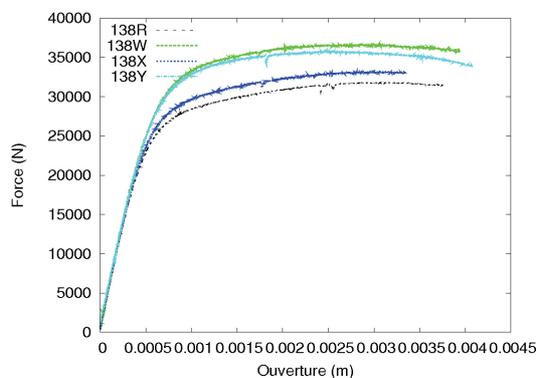


Figure E-3: Courbe Force-ouverture sur les éprouvettes CT à -50°C

E.II EVOLUTIONS DE L'AVANCEE DE FISSURE EN FONCTION DU TEMPS OBTENUES SUR EPROUVETTES CT

Les avancées de fissure en fonction du temps obtenues sur les essais sur éprouvettes CT sont représentées sur les figures E.4 à E.12.

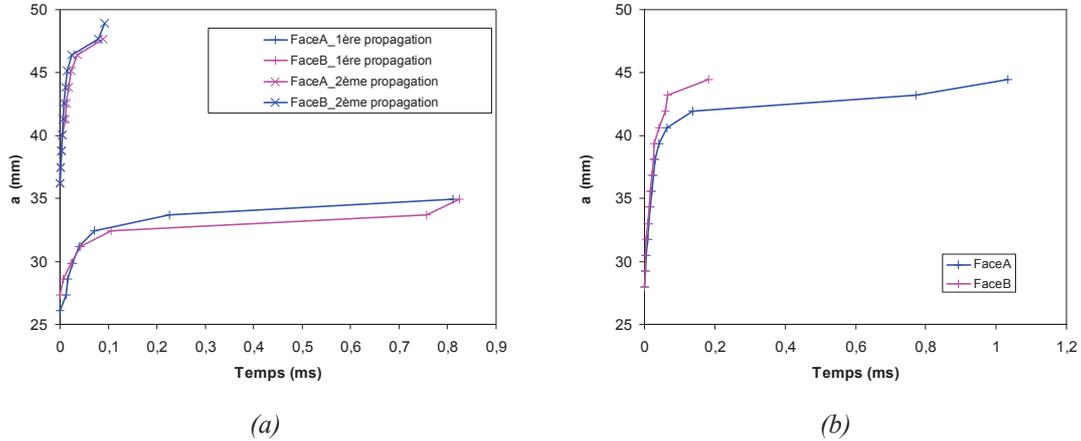


Figure E-4: Avancée de fissure en fonction du temps - éprouvettes 138AB(a) et 138F(b) testées à -150°C

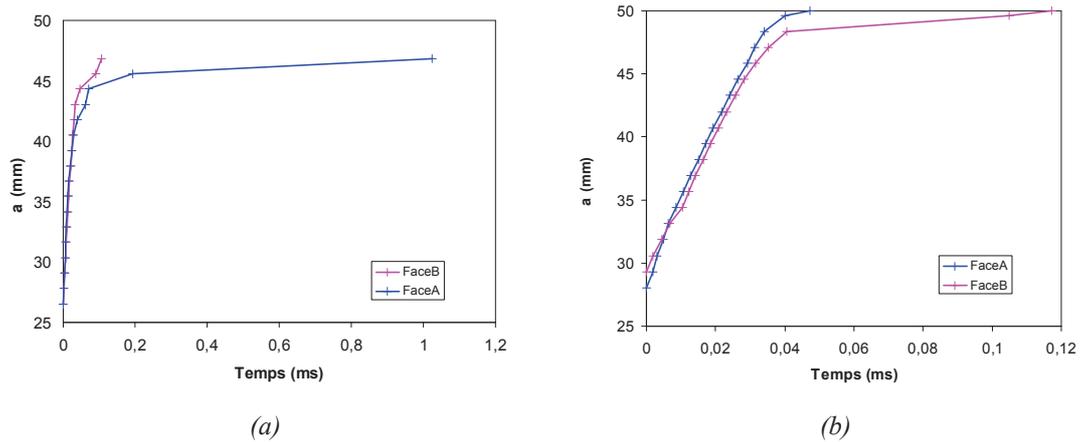


Figure E-5: Avancée de fissure en fonction du temps - éprouvettes 138I(a) et 138J(b) testées à -150°C

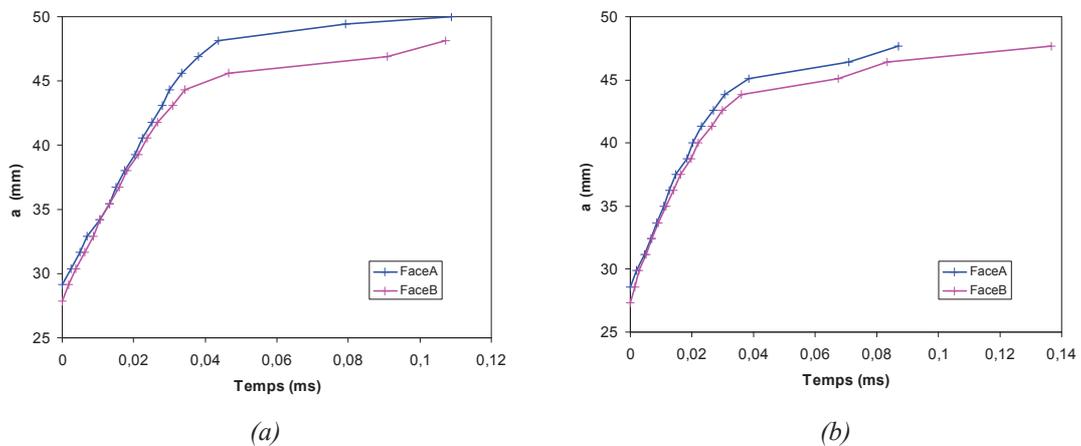
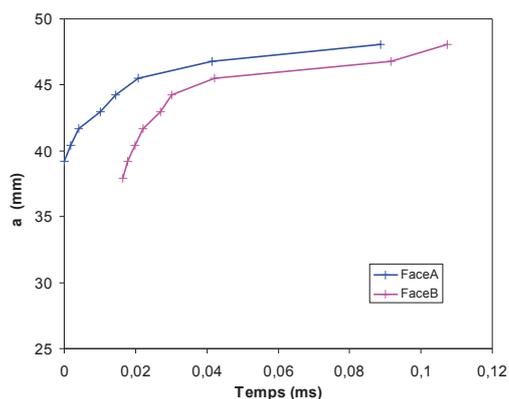
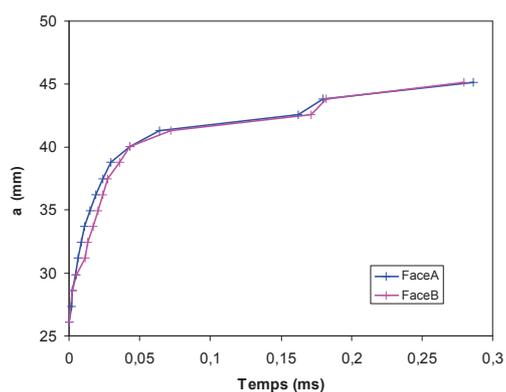


Figure E-6: Avancée de fissure en fonction du temps - éprouvettes 138K(a) et 138M(b) testées à -150°C

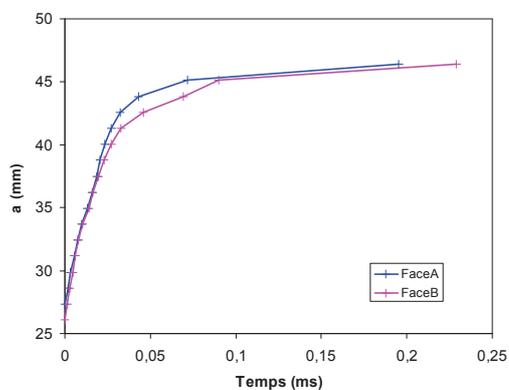


(a)

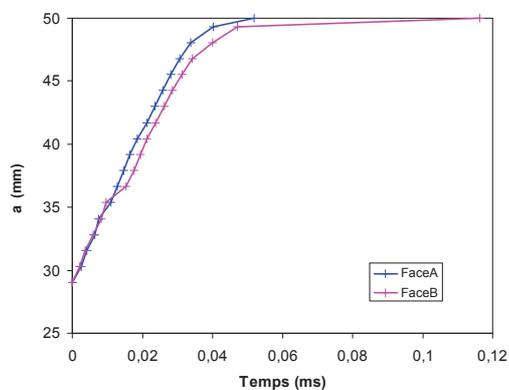


(b)

Figure E-7: Avancée de fissure en fonction du temps - éprouvettes 138V (-150°C)(a) et 138L (-125°C)(b)

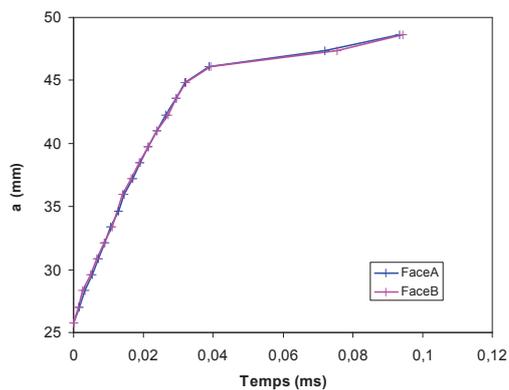


(a)

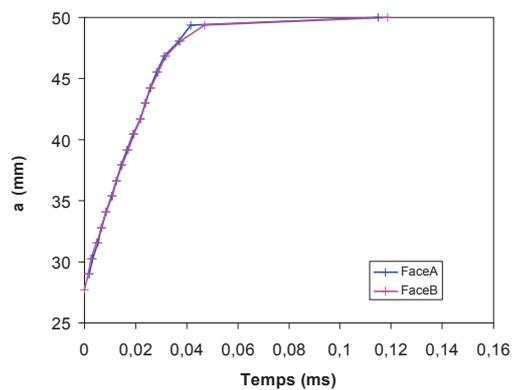


(b)

Figure E-8: Avancée de fissure en fonction du temps - éprouvettes 138T(a) et 138O(b) testées à -125°C

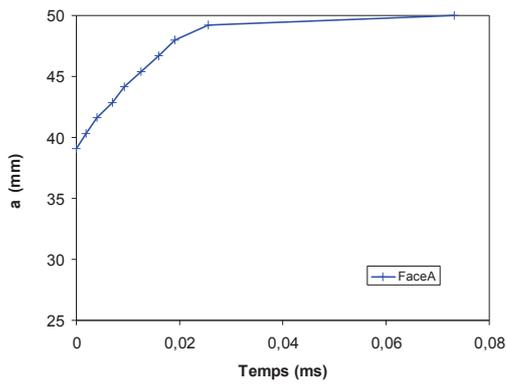


(a)

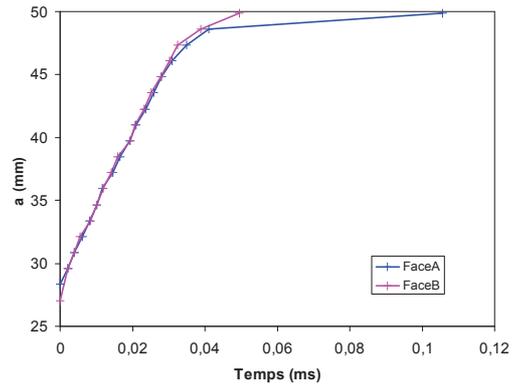


(b)

Figure E-9: Avancée de fissure en fonction du temps - éprouvettes 138Z(a) et 138H(b) testées à -125°C

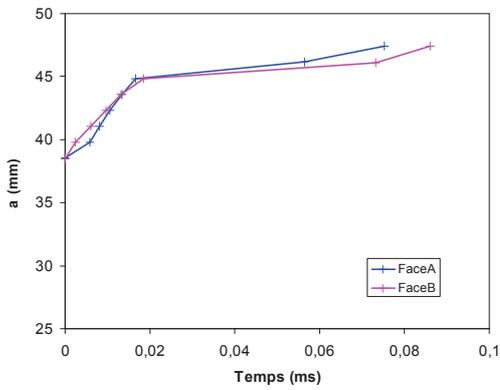


(a)

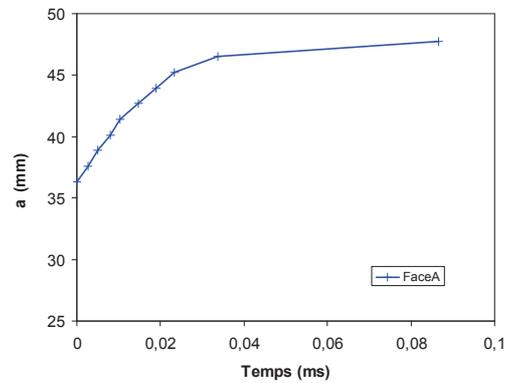


(b)

Figure E-10: Avancée de fissure en fonction du temps - éprouvettes 138AA(a) et 138P(b) testées à -100°C

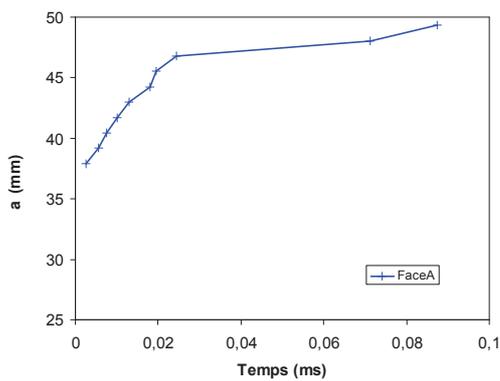


(a)

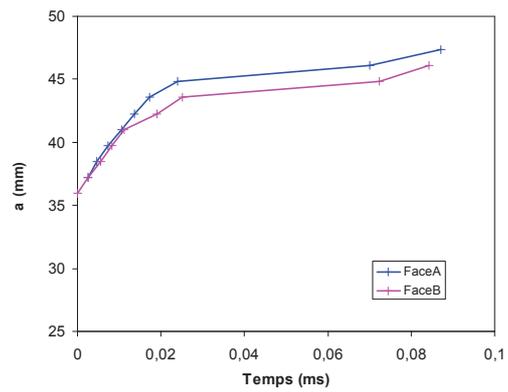


(b)

Figure E-11: Avancée de fissure en fonction du temps - éprouvettes 138S(a) et 138U(b) testées à -100°C



(a)



(b)

Figure E-12: Avancée de fissure en fonction du temps - éprouvettes 138N (-75°C)(a) et 138X (-50°C)(b)

E.III MACROGRAPHIES DES FACIÈS DE RUPTURE DES ÉPROUVETTES CT

Les figures E.13 à E.17 présentent les macrographies des faciès de rupture des éprouvettes CT réalisées par Yuritzinn et Le grasse (2009). Pour chaque éprouvette, ce n'est pas toujours le même faciès qui a été photographié, ce qui laisse penser que la dissymétrie n'est pas toujours dans le même sens alors qu'elle l'est. Sur tous ces clichés la propagation s'effectue du bas vers le haut de la photo.



Figure E-13 : Macrographies des faciès de rupture - éprouvettes CT testées à -150°C . Sur les éprouvettes 138AB et 138V, les deux arrêts de fissure sont matérialisés par des flèches noires.

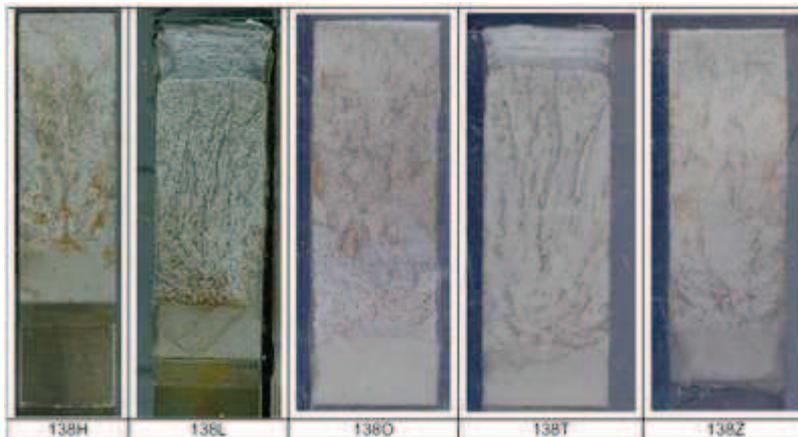


Figure E-14 : Macrographies des faciès de rupture - éprouvettes CT testées à -125°C



Figure E-15 : Macrographies des faciès de rupture - éprouvettes CT testées à -100°C



Figure E-16 : Macrographies des faciès de rupture - éprouvette CT testée à -75°C



Figure E-17 : Macrographies des faciès de rupture - éprouvettes CT testées à -50°C

ANNEXE F : Résultats expérimentaux sur Anneaux

F.I COURBES FORCE-OUVERTURE DES ESSAIS DE COMPRESSION SUR ANNEAUX

Les courbes force-ouverture obtenues sur les essais sur anneaux sont présentées sur les figures F.1 à F.2.

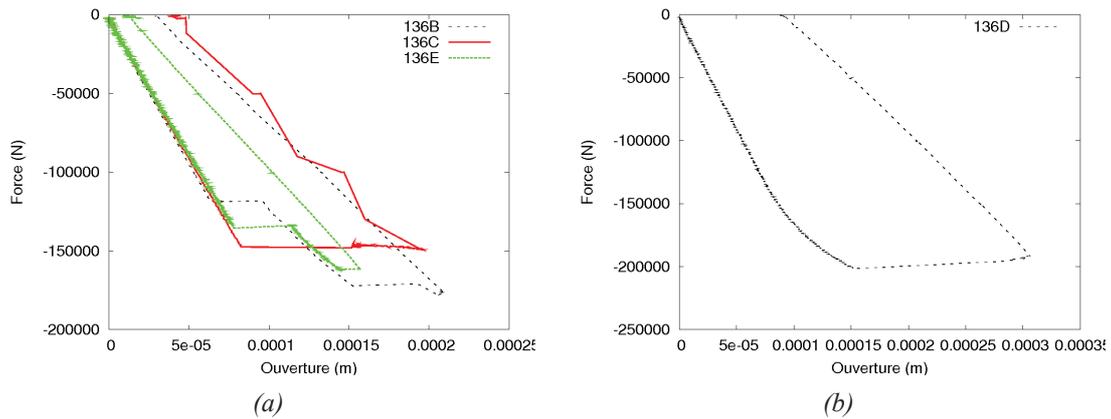


Figure F-1 : Courbe Force-ouverture sur anneaux à -150°C (a) et -125°C (b)

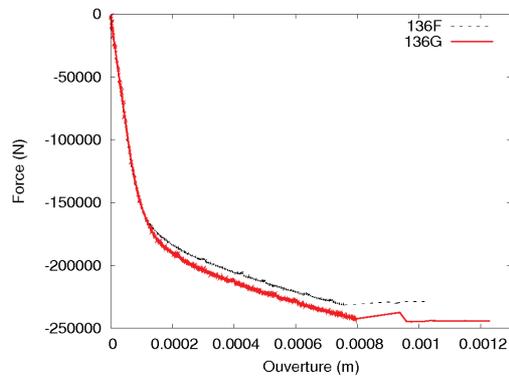
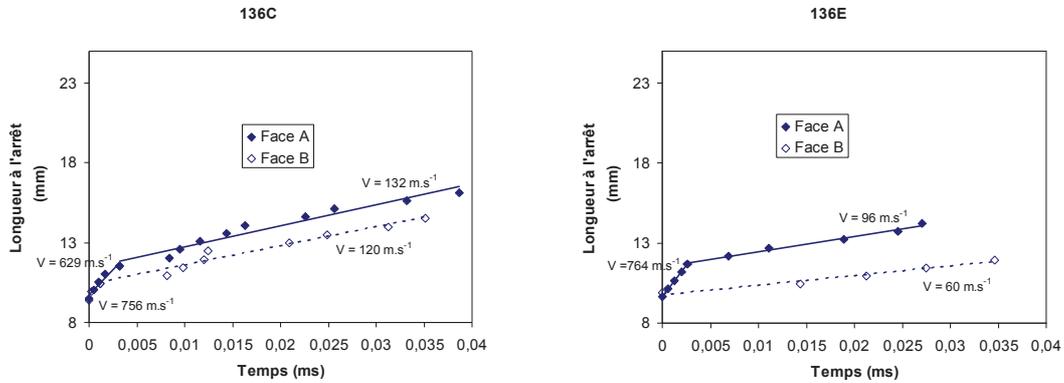


Figure F-2 : Courbe Force-ouverture sur anneaux à -50°C

F.II EVOLUTIONS DE L'AVANCEE DE FISSURE EN FONCTION DU TEMPS OBTENUES SUR LES ESSAIS DE COMPRESSION SUR ANNEAUX

Les avancées de fissure en fonction du temps obtenues sur les essais sur éprouvettes CT sont représentées sur les figures F.3 à F.5.



(a)

(b)

Figure F-3 : Avancée de fissure en fonction du temps pour les anneaux à -150°C

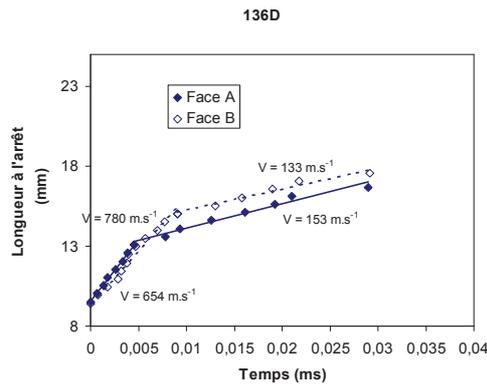
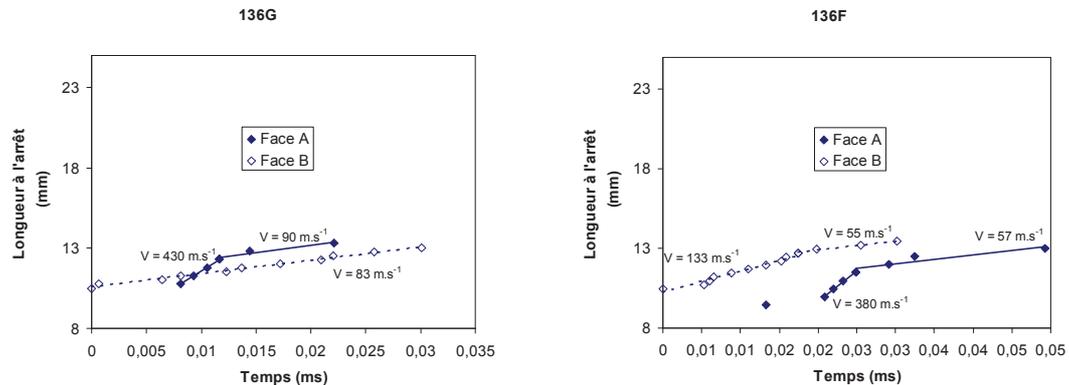


Figure F-4 : Avancée de fissure en fonction du temps pour les anneaux à -150°C



(a)

(b)

Figure F-5 : Avancée de fissure en fonction du temps pour les anneaux à -50°C

F.III MACROGRAPHIES DES FACIÈS DE RUPTURE DES ANNEAUX

La figure F.6 présente les macrographies des faciès de rupture des anneaux réalisées par Yuritzinn et Le Grasse (2009). Sur tous ces clichés la propagation s'effectue du bas vers le haut de la photo.

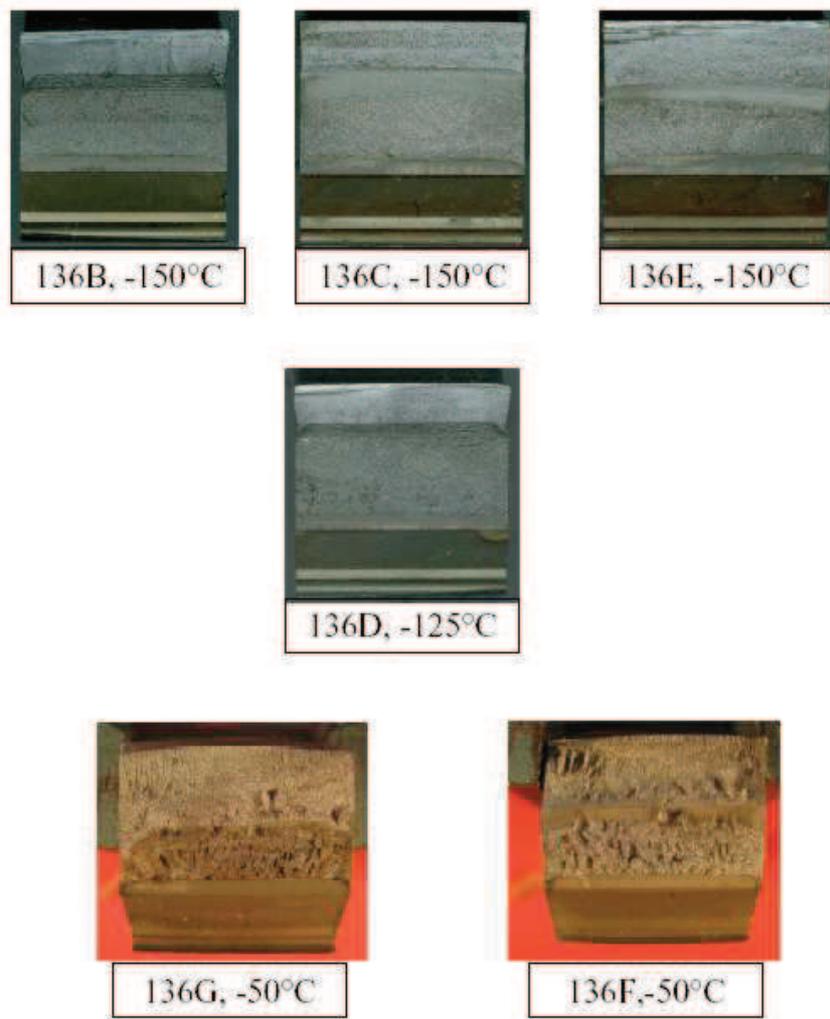


Figure F-6 : Macrographies des faciès de rupture des anneaux

ANNEXE G : Fractographies des propagations de fissure

Les figures G.1 à G.4 présentent les fractographies des propagations de fissure sur éprouvettes CT.

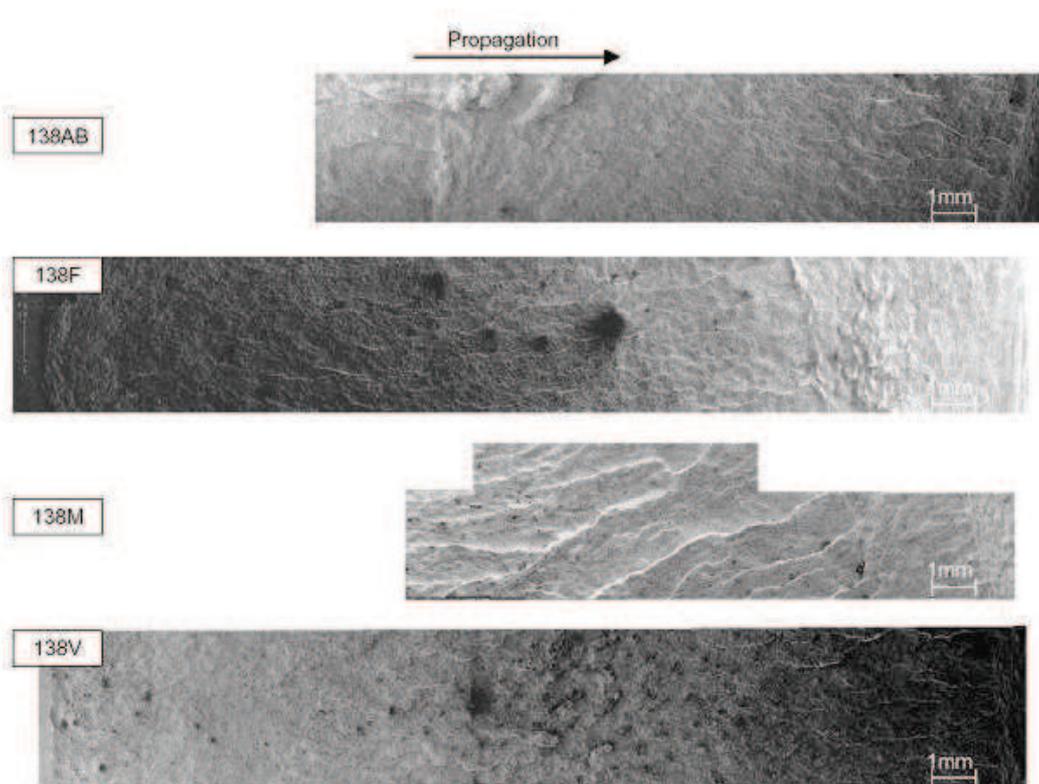


Figure G-1 : Fractographies des propagations de fissure - éprouvettes CT testées à -150°C

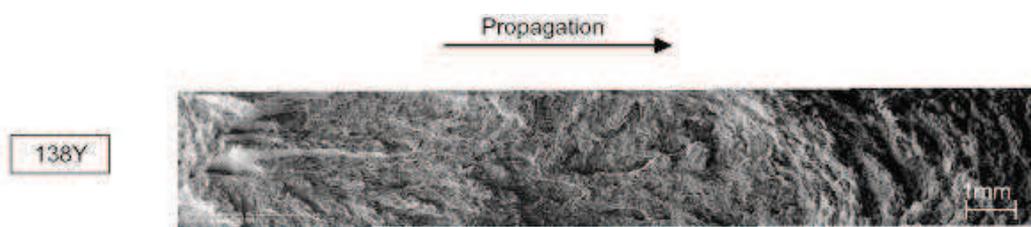


Figure G-2 : Fractographies des propagations de fissure - éprouvettes CT testées à -50°C

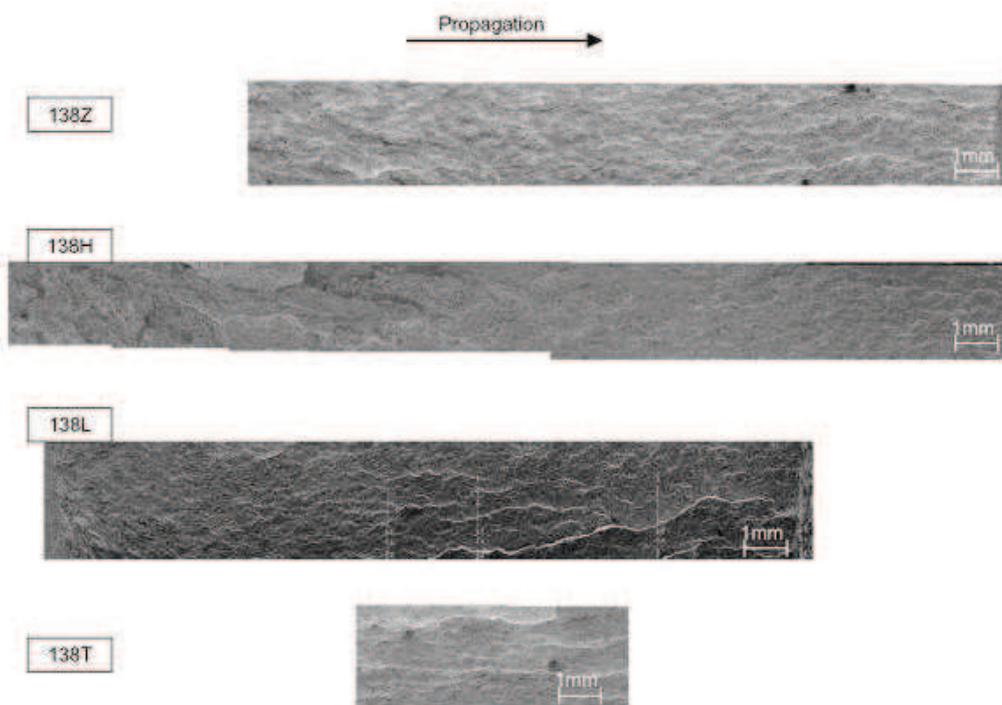


Figure G-3 : Fractographies des propagations de fissure - éprouvettes CT testées à -125°C

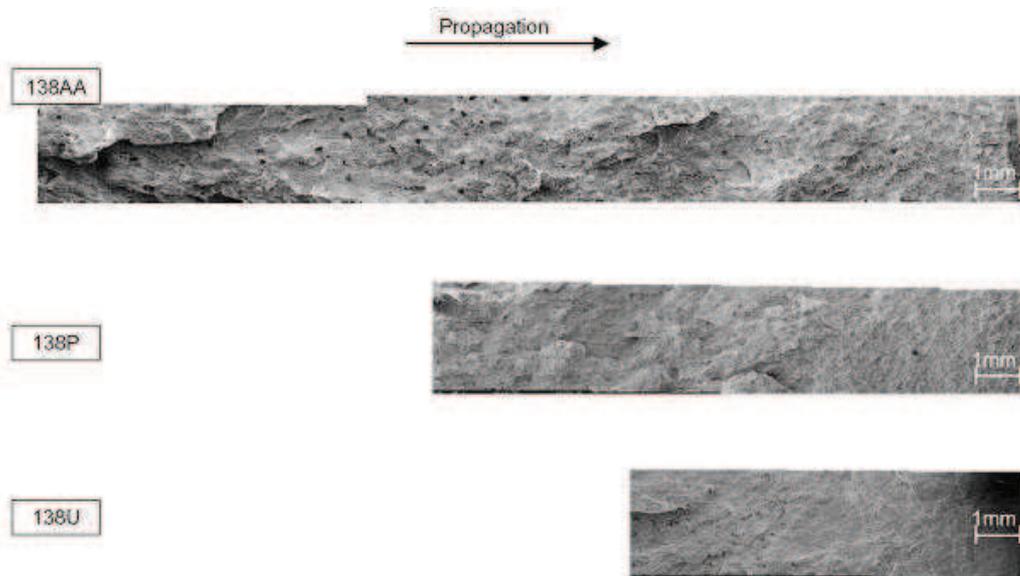


Figure G-4 : Fractographies des propagations de fissure - éprouvettes CT testées à -100°C

La figure G.5 présente les fractographies des propagations de fissure sur anneaux. Le front d'amorçage est matérialisé par une ligne rouge en pointillés.

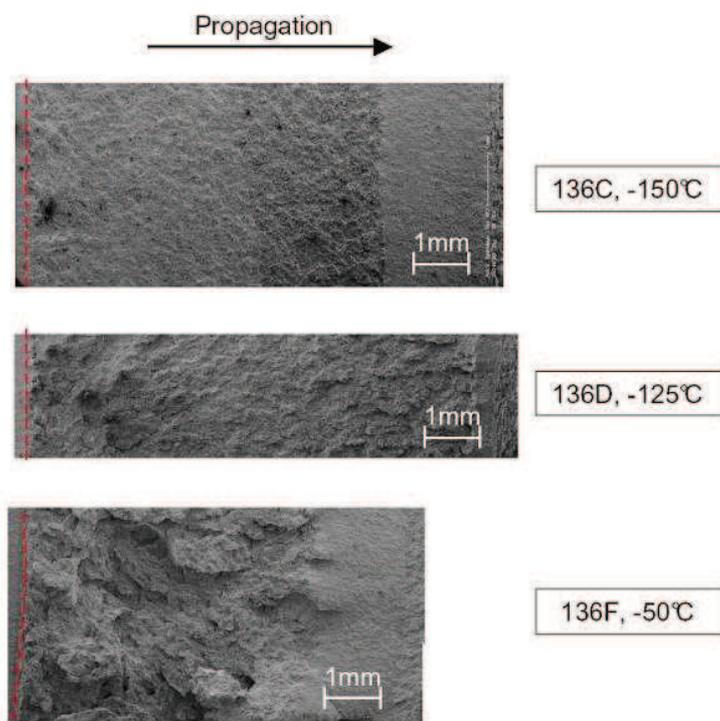


Figure G-5 : Fractographies des propagations de fissure sur les anneaux

ANNEXE H : Profils mesurés à l'aide du système confocal sur les anneaux

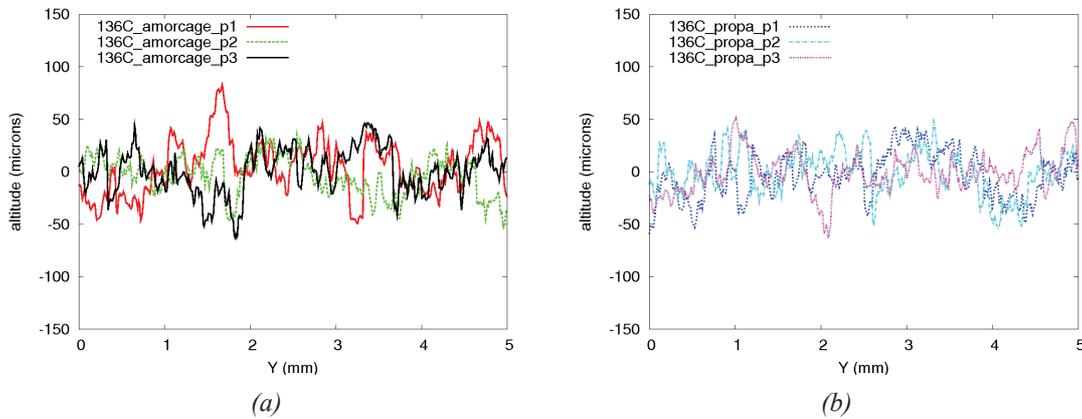


Figure H-1 : Anneau 136C – Profils mesurés sur la zone proche de l’amorçage (a) et au centre de la propagation (b)

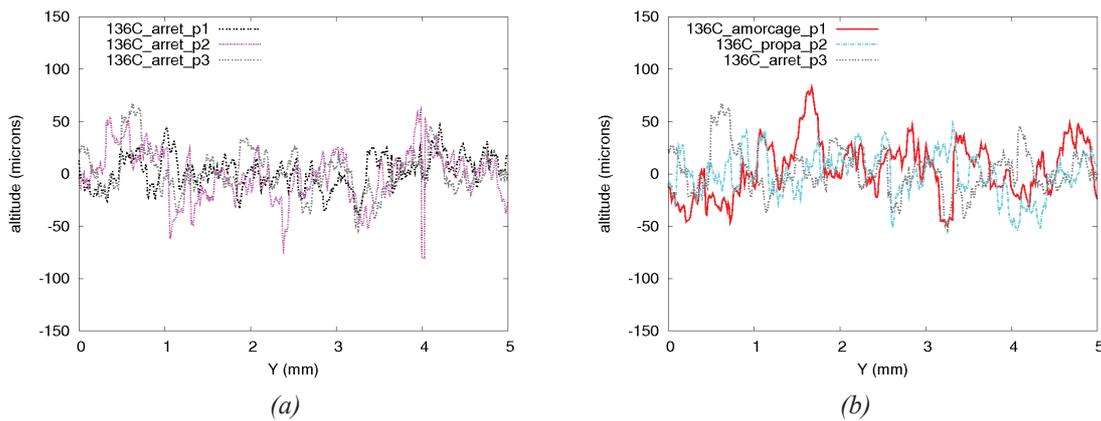


Figure H-2 : Anneau 136C – Profils mesurés sur la zone proche de l’arrêt (a) et comparaison entre les trois zones (b)

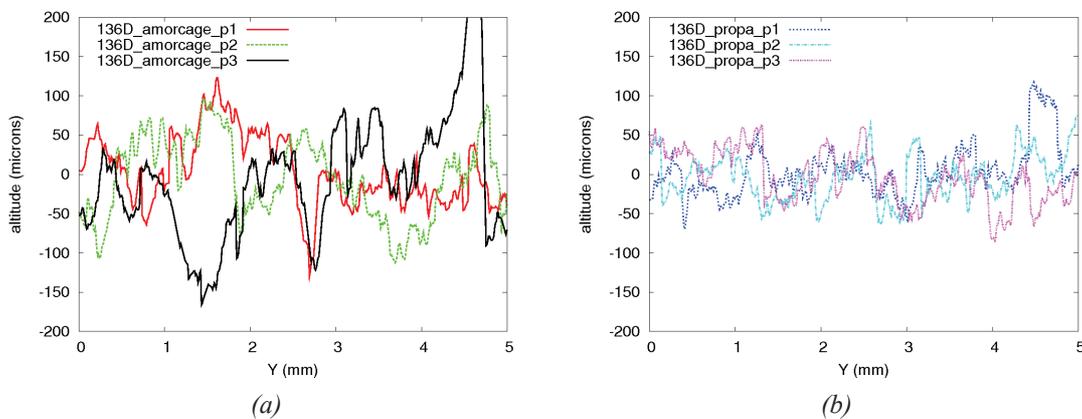


Figure H-3 : Anneau 136D – Profils mesurés sur la zone proche de l’amorçage (a) et au centre de la propagation (b)

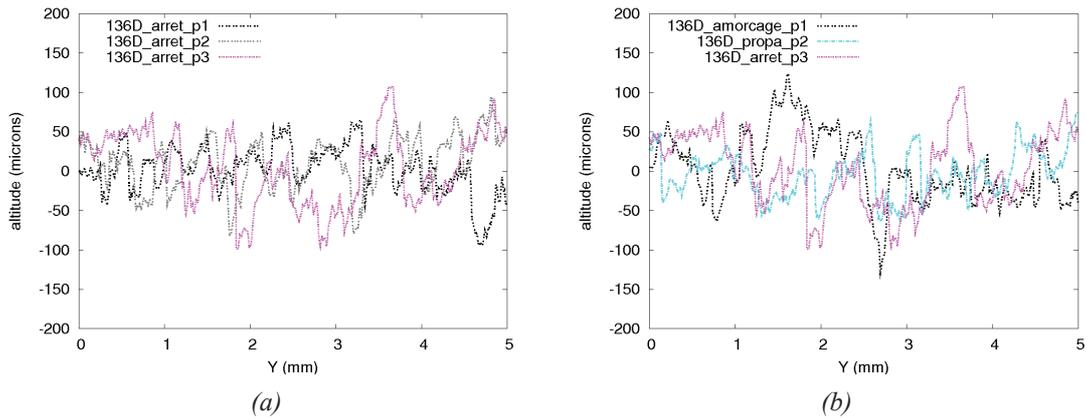


Figure H-4 : Anneau 136D – Profils mesurés sur la zone proche de l'arrêt (a) et comparaison entre les trois zones (b)

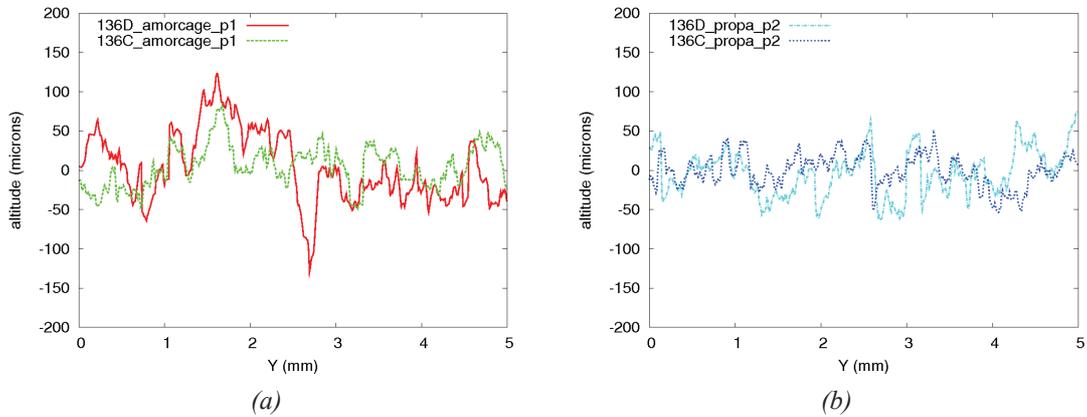


Figure H-5 : Comparaison des profils mesurés sur la zone proche de l'amorçage (a) et au cours de la propagation (b) pour les éprouvettes 136C et 136D

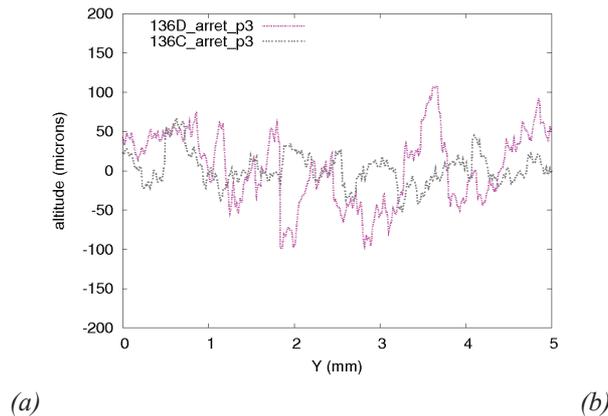


Figure H-6 : Comparaison des profils mesurés sur la zone proche de l'arrêt pour les éprouvettes 136C et 136D

ANNEXE I : Evaluation des moyennes arithmétique et quadratique des écarts à la moyenne sur une surface

Pour chaque zone, la moyenne arithmétique des écarts à la moyenne, $S_a = \frac{1}{NM} \sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^M |z_{i,j} - \bar{z}|$, et la moyenne quadratique des écarts à la moyenne,

$S_q = \sqrt{\frac{1}{NM} \sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^M (z_{i,j} - \bar{z})^2}$, ont été évaluées comme préconisé dans la norme EUR 15178 EN.

Les grandeurs M , N et $z_{x,y}$ sont définies sur la Figure I-1.

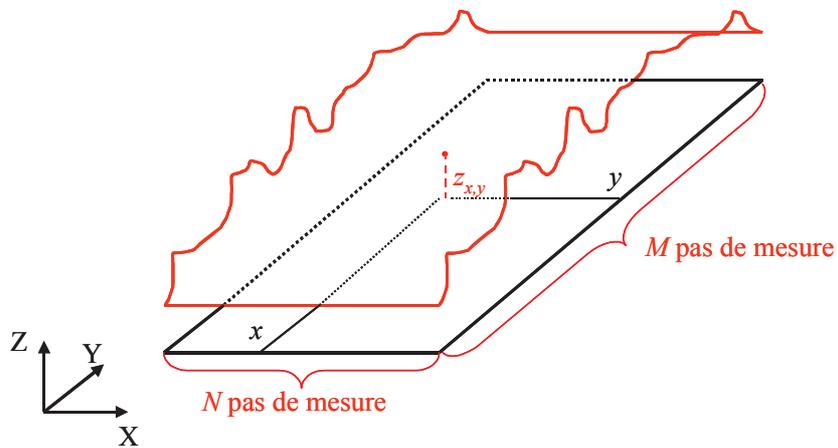


Figure I-1 : Evaluation des paramètres sur une surface

ANNEXE J : Etude d'une coupe transverse de l'anneau 136 F

Une coupe transverse de l'anneau 136F testé à -50°C a été réalisée (Figure J-1).

Sur la zone qui précède l'amorçage en clivage, on met en évidence des petites cavités (photos 1 et 2) qui sont liées à la propagation en déchirure ductile qui se produit avant l'amorçage en clivage.

Au cours de la propagation, des fissures secondaires sont mises en évidence. Ces fissures sont soit directement reliées à la fissure principale (photos 3, 5, 7, 9 et 11), soit plus éloignées (zone 1 et 2) et ne semblent pas connectées. Des arrêts de ces fissures sur des joints de grains sont mis en évidence (photos 4, 6 et 8). Ces observations sont cohérentes avec celles de Bouyne (1999), Haušild (2002) et Hajjaj (2006).

Qualitativement, l'ouverture de ces fissures secondaires semble augmenter avec la propagation ($4\ \mu\text{m}$ photo 5, $16\ \mu\text{m}$ photo 9) et l'inclinaison par rapport à la fissure principale se modifie.

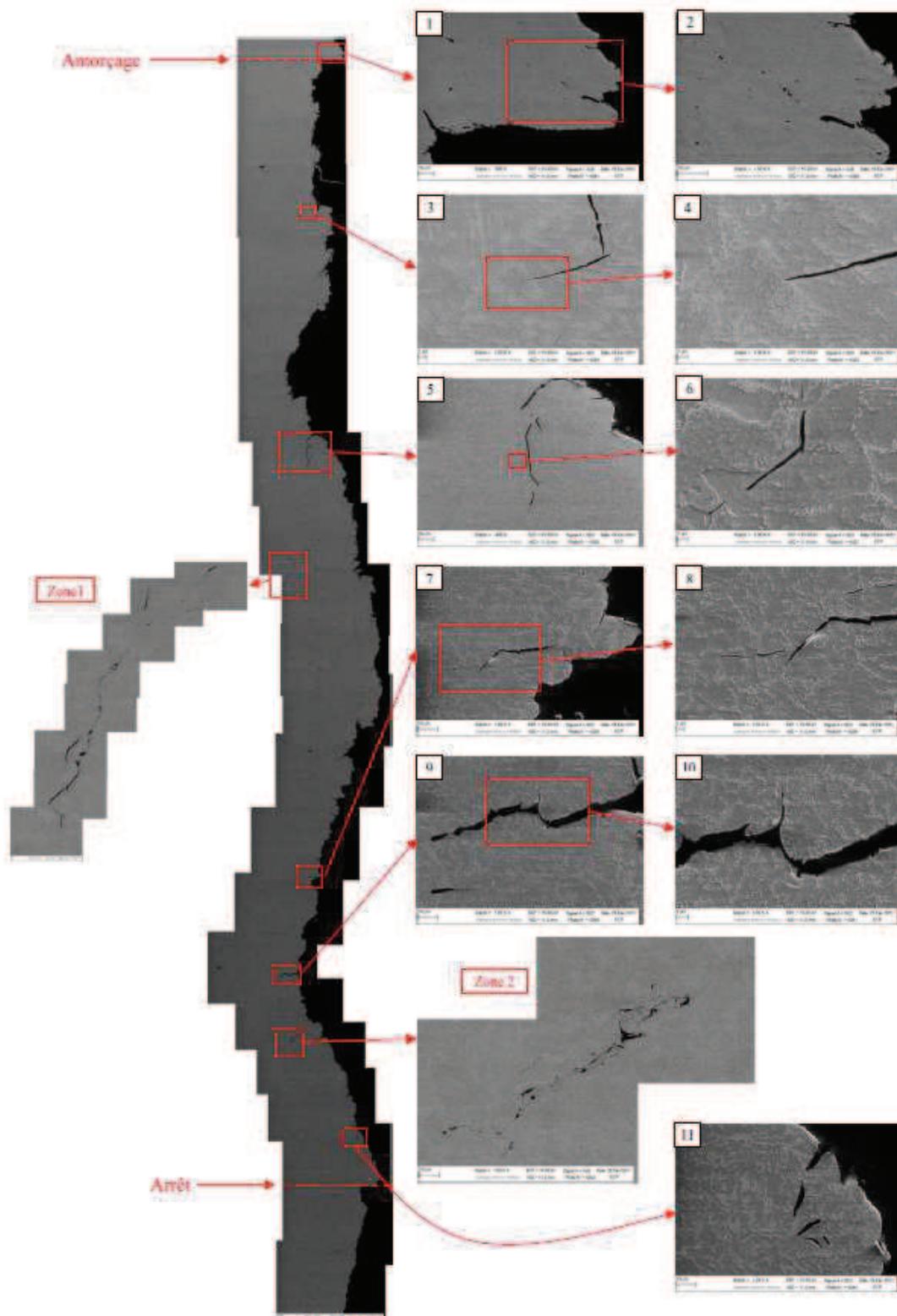


Figure J-1 : 136F - Coupe transverse

ANNEXE K : Evaluation et modélisation de la raideur des montages

K.I EVALUATION DE LA RAIDEUR DES MONTAGES EXPERIMENTAUX

Pour les calculs dynamique de propagation de fissure, il est nécessaire de connaître la raideur du montage expérimental afin de bien simuler les essais. Or on sait que :

$$U_{T,exp} = U_{spec,exp} + U_{mont,exp} \quad (K.1)$$

avec $U_{T,exp}$, le déplacement de la traverse, $U_{spec,exp}$, le déplacement de l'éprouvette et $U_{mont,exp}$ le déplacement lié au montage.

On a donc :

$$\frac{1}{K_{tot,exp}} = \frac{1}{K_{spe,exp}} + \frac{1}{K_{mont,exp}} \quad (K.2)$$

avec $K_{tot,exp}$ la raideur totale, $K_{spec,exp}$ la raideur de l'éprouvette et $K_{mont,exp}$ la raideur du montage

La raideur totale, $K_{tot,exp}$, s'évalue à l'aide des mesures expérimentales :

$$K_{tot,exp} = \frac{F_{tot,exp}}{U_{T,exp}} \quad (K.3)$$

avec $U_{T,exp}$, le déplacement imposé à la traverse (donnée expérimentale) et $F_{T,exp}$ la force mesurée au point d'application de la charge (mesure expérimentale).

La raideur de l'éprouvette, $K_{spec,exp}$, a été évaluée à l'aide d'une simulation numérique de l'essai.

On peut ainsi évaluer la raideur du montage pour les différents essais étudiés :

Montage	$K_{tot,exp}$ (N.m ⁻¹)	$K_{spec,exp}$ (N.m ⁻¹)	$K_{mont,exp}$ (N.m ⁻¹)
CT	25.10 ⁶	54.10 ⁶	47.10 ⁶
Anneaux	171.10 ⁶	485.10 ⁶	264.10 ⁶

Dans nos calculs, la valeur retenue pour les éprouvettes CT sera arrondie à $K_{mon,exp} \approx 50.10^6 \text{N.m}^{-1}$.

K.II MODELISATION NUMERIQUE DE LA RAIDEUR DES MONTAGES EXPERIMENTAUX

La raideur du montage expérimental ne peut pas être introduite directement dans la modélisation. En effet, il faut apporter des corrections à cette valeur afin de tenir compte du fait que l'on modélise uniquement une 1/2 éprouvette et que la modélisation se fait en 2 dimensions donc sans prise en compte de l'épaisseur.

La raideur pour une 1/2 éprouvette, $K_{\text{exp},1/2}$, s'évalue à l'aide de l'équation (K.4).

$$K_{\text{exp},1/2} = \frac{F_{\text{exp}}}{U_{\text{exp},1/2}} \quad (\text{K.4})$$

avec $U_{\text{exp},1/2} = \frac{1}{2}U_{\text{exp}}$

On a donc :

$$K_{\text{exp},1/2} = 2K_{\text{exp}} \quad (\text{K.5})$$

Le calcul est réalisé en 2 dimensions donc la force dans le calcul numérique, F_{Num} , et reliée à la force expérimentale par l'équation (K.6) :

$$F_{\text{Num}} = \frac{F_{\text{exp}}}{B} \quad (\text{K.6})$$

avec B : épaisseur de l'éprouvette

On a donc :

$$K_{\text{Num},1/2} = \frac{K_{\text{exp},1/2}}{B} = 2 \frac{K_{\text{exp}}}{B} \quad (\text{K.7})$$

Dans le cas des CT, la raideur à imposer au ressort est $K_{\text{Num},1/2} = 1.10^{10} \text{ N.m}^{-2}$, dans le cas des anneaux, la raideur à imposer au ressort est $K_{\text{Num},1/2} = 2,09.10^{10} \text{ N.m}^{-2}$

ANNEXE L : Analyse élastique de l'état de contrainte sur différentes géométries (Wang et al., 2011)

L.I INTRODUCTION

Tous les calculs statique présentés dans cette études sont réalisés en 2D déformations planes à l'aide du code de calcul par éléments finis ABAQUS (version 6.9). Le facteur d'intensité des contraintes K_I et la contrainte de T sont obtenus par la méthode d'analyse d'intégrale de contour (contour integral analysis) intégrée dans ce logiciel. Pour comparer les résultats obtenus sur ces différentes géométries, nous avons utilisé le paramètre adimensionnel, β^* , défini par l'équation (L.1), comme proposé par Cattet et al. (2007).

$$\beta^* = \frac{T}{\sigma_{xx}(r_c)} \quad (L.1)$$

où r_c représente le rayon critique à partir de la pointe de fissure. Dans nos applications, nous avons retenu $r_c = 300 \mu\text{m}$ comme proposé par Cattet et al. (2007).

L.II EPROUVETTES CT

Pour des raisons de symétrie, seule une $\frac{1}{2}$ éprouvette CT est modélisée (Figure L-1). Pour obtenir une bonne précision dans les calculs, une taille de $10 \mu\text{m}$ a été imposée aux éléments dans la zone du ligament et des éléments quadratiques avec intégration complète ont été utilisés. Le calcul a été réalisé en élasticité linéaire en imposant un module de Young de 210 GPa dans l'éprouvette et un module de Young 1000 fois plus élevé dans la goupille afin de s'affranchir du problème de contact.

Sur cette configuration, les évolutions du facteur d'intensité des contraintes et de la contrainte T avec l'avancée de fissure ont été évaluées en imposant tout d'abord une force de 50000 N puis en imposante une demi-ouverture de $4,427 \mu\text{m}$ (Figure L-2 et Figure L-3). L'évolution du paramètre adimensionnel β^* avec l'avancée de fissure a ensuite été évaluée (Figure L-4).

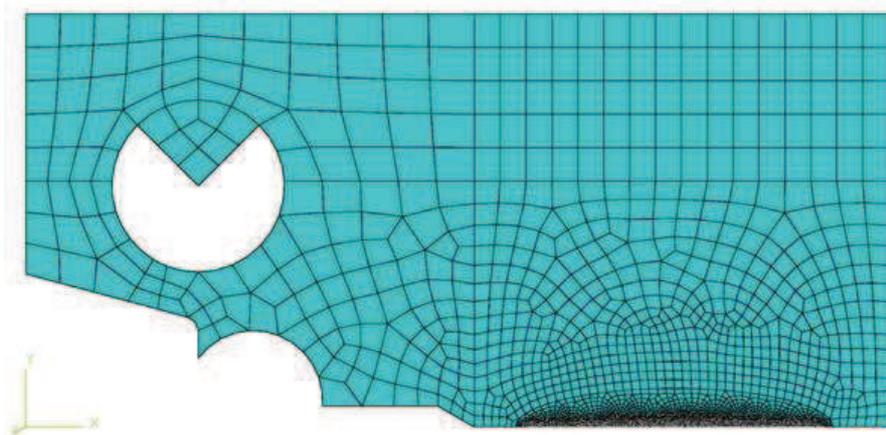


Figure L-1 : Maillage d'une $\frac{1}{2}$ éprouvette CT

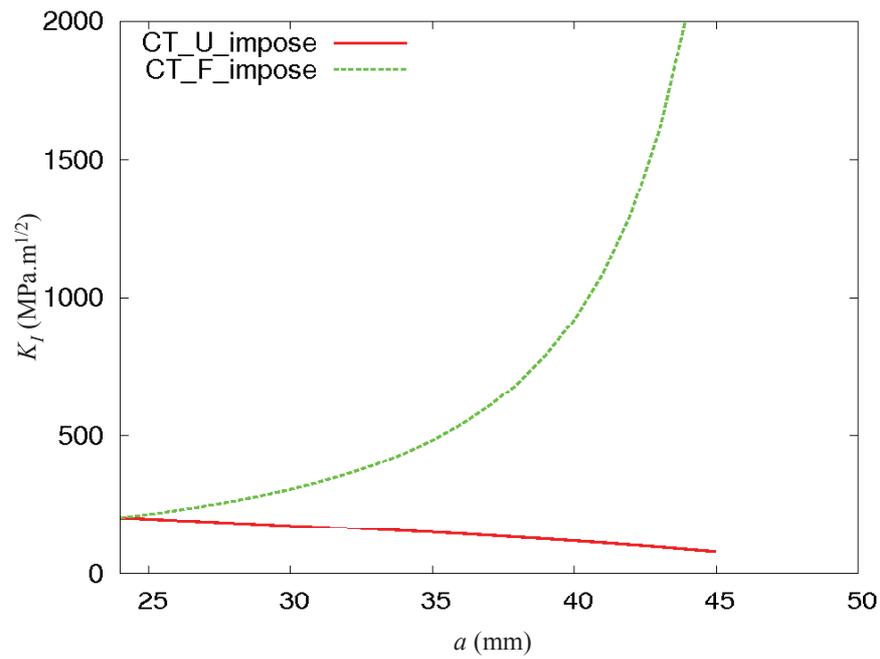


Figure L-2 : Evolution de K_I en fonction de l'avancée de fissure sur l'éprouvette CT à force et à déplacement imposés

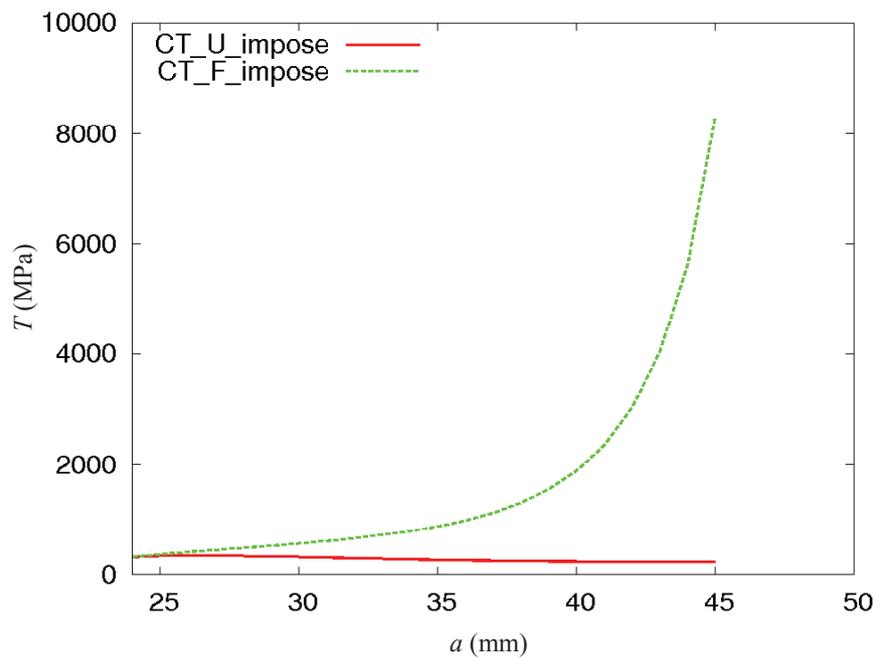


Figure L-3 : Evolution de la contrainte T en fonction de l'avancée de fissure sur l'éprouvette CT à force et à déplacement imposés

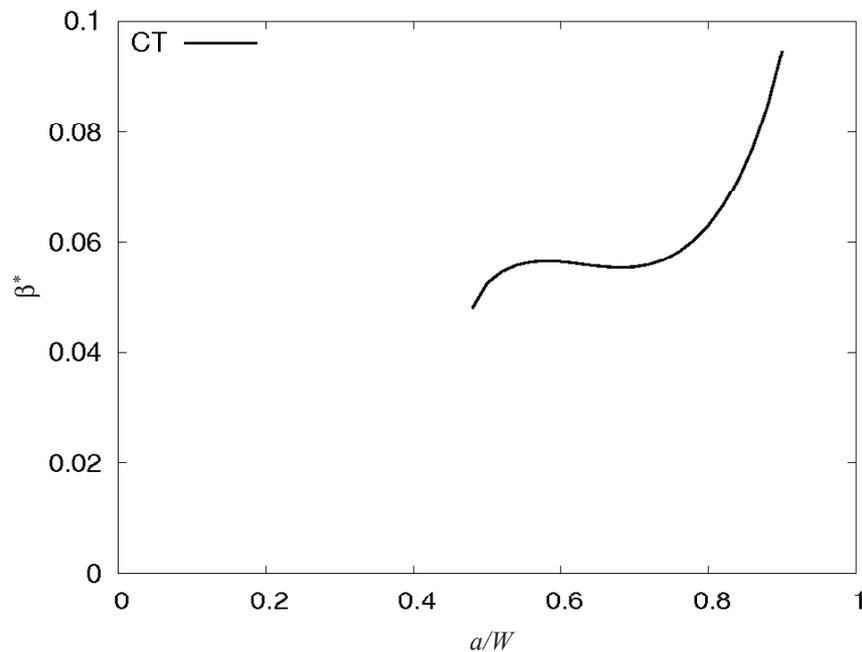


Figure L-4 : Evolution du paramètre β^* avec l'avancée de fissure, a , normalisée par l'épaisseur de l'éprouvette, W , pour l'éprouvette CT

L.III Anneaux en compression

Les éprouvettes d'anneaux présentent un rayon intérieur de 30 mm et un rayon extérieur de 55 mm. Pour des raisons de symétrie, seul un $\frac{1}{2}$ anneau est modélisé (Figure L-5). Pour obtenir une bonne précision dans les calculs, une taille de $10 \mu\text{m}$ a été imposée aux éléments dans la zone du ligament et des éléments quadratiques avec intégration complète ont été utilisés. Le calcul a été réalisé en élasticité linéaire en imposant un module de Young de 210 GPa dans l'éprouvette et un module de Young 1000 fois plus élevé dans les cylindre de chargement afin de s'affranchir du problème de contact.

Sur cette configuration, les évolutions du facteur d'intensité des contraintes et de la contrainte T avec l'avancée de fissure ont été évaluées en imposant tout d'abord une force de 5000 N puis en imposant une demi-ouverture (Figure L-6 et Figure L-7). L'évolution du paramètre adimensionnel β^* avec l'avancée de fissure a ensuite été évaluée (Figure L-8).

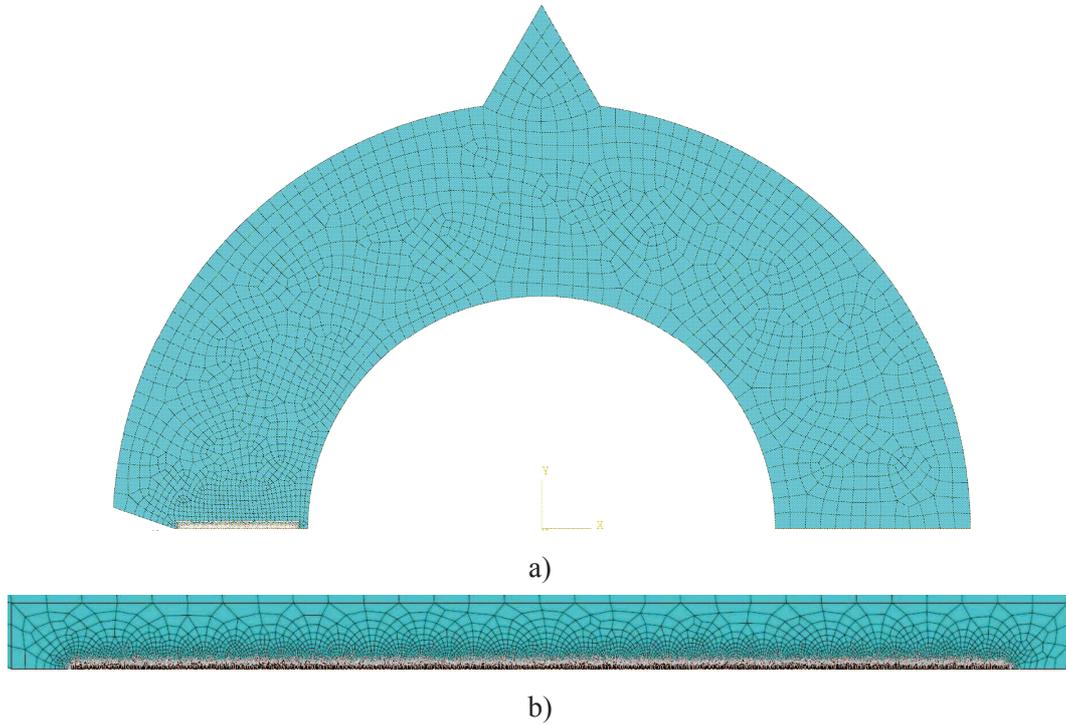


Figure L-5 : (a) Maillage d'un 1/2 anneau – (b) Zoom du maillage proche du ligament

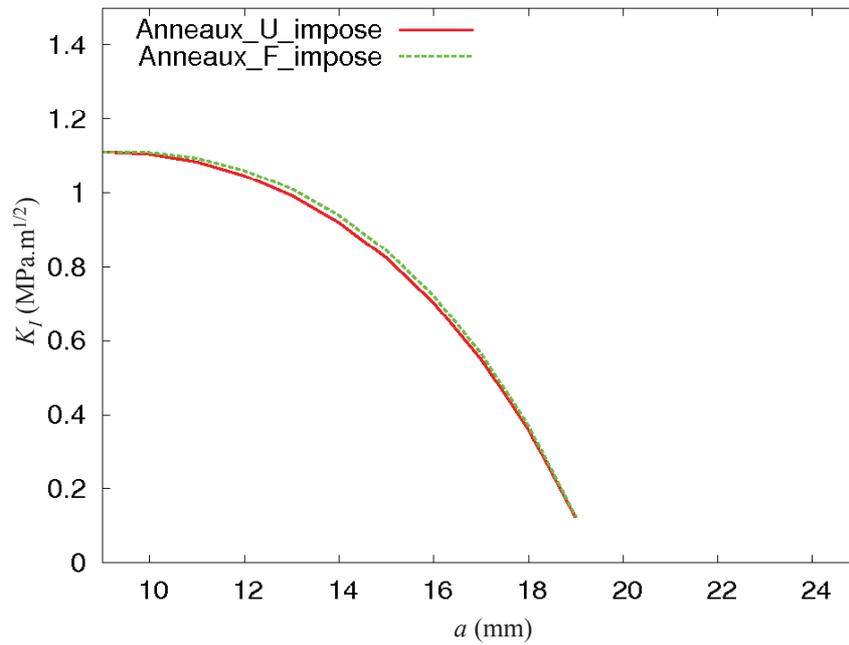


Figure L-6 : Evolution de K_I en fonction de l'avancée de fissure sur l'anneau en compression à force et à déplacement imposés

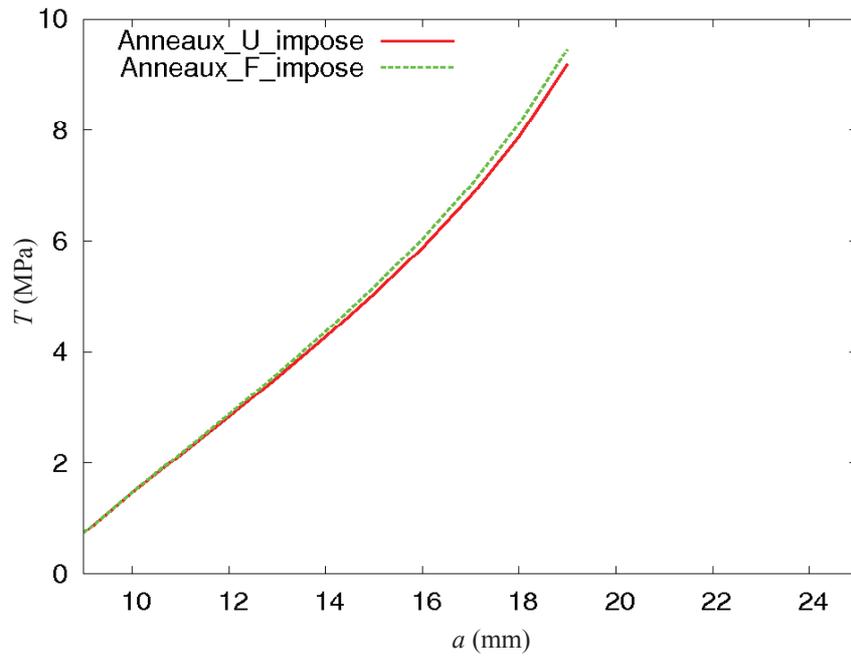


Figure L-7 : Evolution de la contrainte T en fonction de l'avancée de fissure sur l'anneau en compression à force et à déplacement imposés

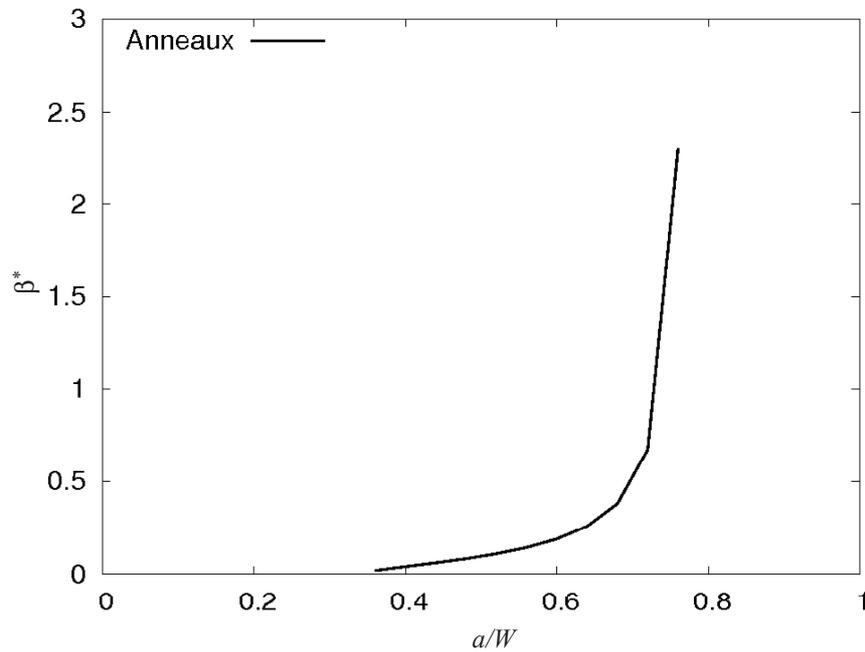


Figure L-8 : Evolution du paramètre β^* avec l'avancée de fissure, a , normalisée par l'épaisseur de l'éprouvette, W , pour l'anneau en compression

L.IV Essais de choc thermique sur disque

Les disques présentent un rayon intérieur de 25mm et un rayon extérieur de 75mm. Pour des raisons de symétrie, seul un $\frac{1}{2}$ disque est modélisé (Figure L-9). Pour obtenir une bonne précision dans les calculs, une taille de $10\ \mu\text{m}$ a été imposée aux éléments dans la zone du ligament et des éléments quadratiques avec intégration complète ont été utilisés. Le calcul a été réalisé en considérant un comportement elasto-plastique sur une couronne intérieure de 4.257 mm d'épaisseur et en élasticité linéaire pour le reste de l'anneau en imposant un module de Young de 210 GPa.

Les calculs de choc thermique consistent à introduire un champ de température plus élevé en un temps court dans le matériau qui a été chauffé préalablement à une température donnée d'une manière homogène. Le champ de température après le choc thermique (Figure L-10) présente un gradient important : 292°C de la paroi intérieure et -195°C de la paroi extérieure.

Sur cette configuration, les évolutions du facteur d'intensité des contraintes, de la contrainte T et du paramètre adimensionnel β^* avec l'avancée de fissure ont été évaluées (Figure L-11, Figure L-12 et Figure L-13).

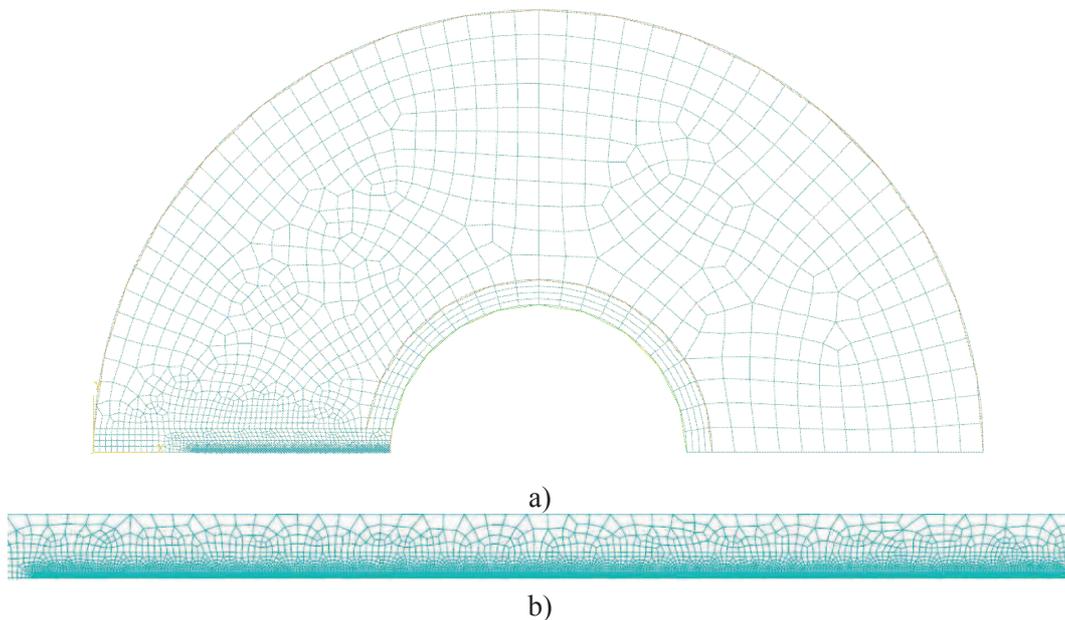


Figure L-9 : (a) Maillage d'un $\frac{1}{2}$ disque – (b) Zoom du maillage proche du ligament

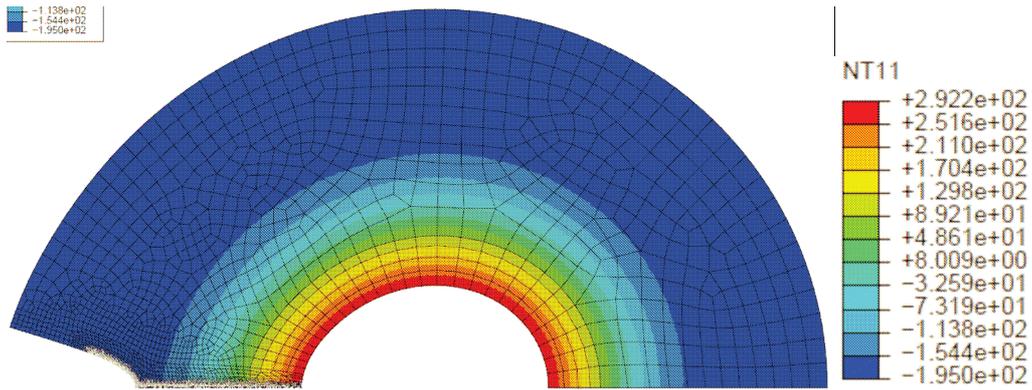


Figure L-10 : Champ de température dans le disque après le choc thermique

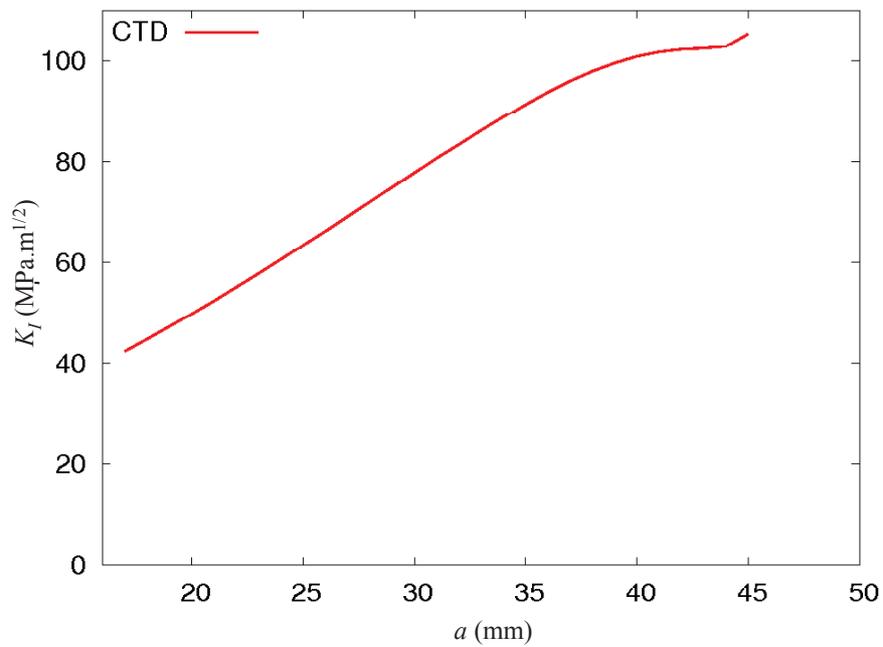


Figure L-11 : Evolution de K_I en fonction de l'avancée de fissure sur le disque de choc thermique

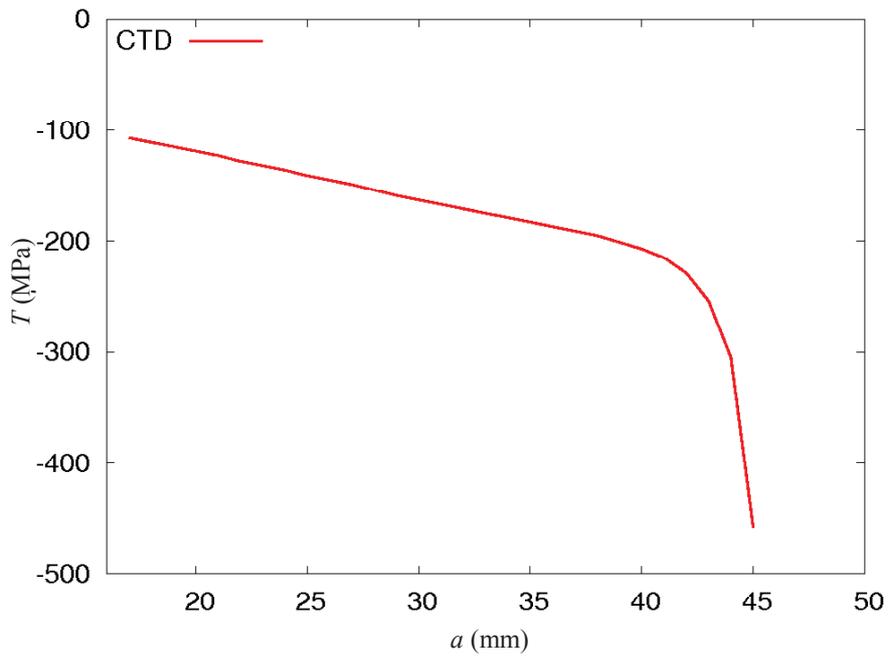


Figure L-12 : Evolution de la contrainte T en fonction de l'avancée de fissure sur le disque de choc thermique

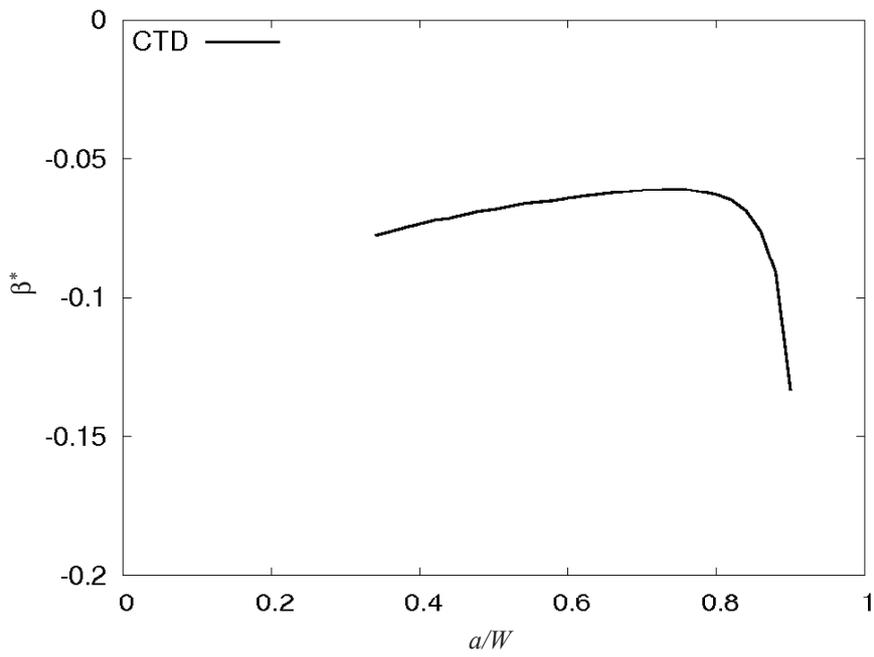


Figure L-13 : Evolution du paramètre β^* avec l'avancée de fissure, a , normalisée par l'épaisseur de l'éprouvette, W , pour le disque de choc thermique

ANNEXE M : Vues des différents maillages de l'éprouvette DCB

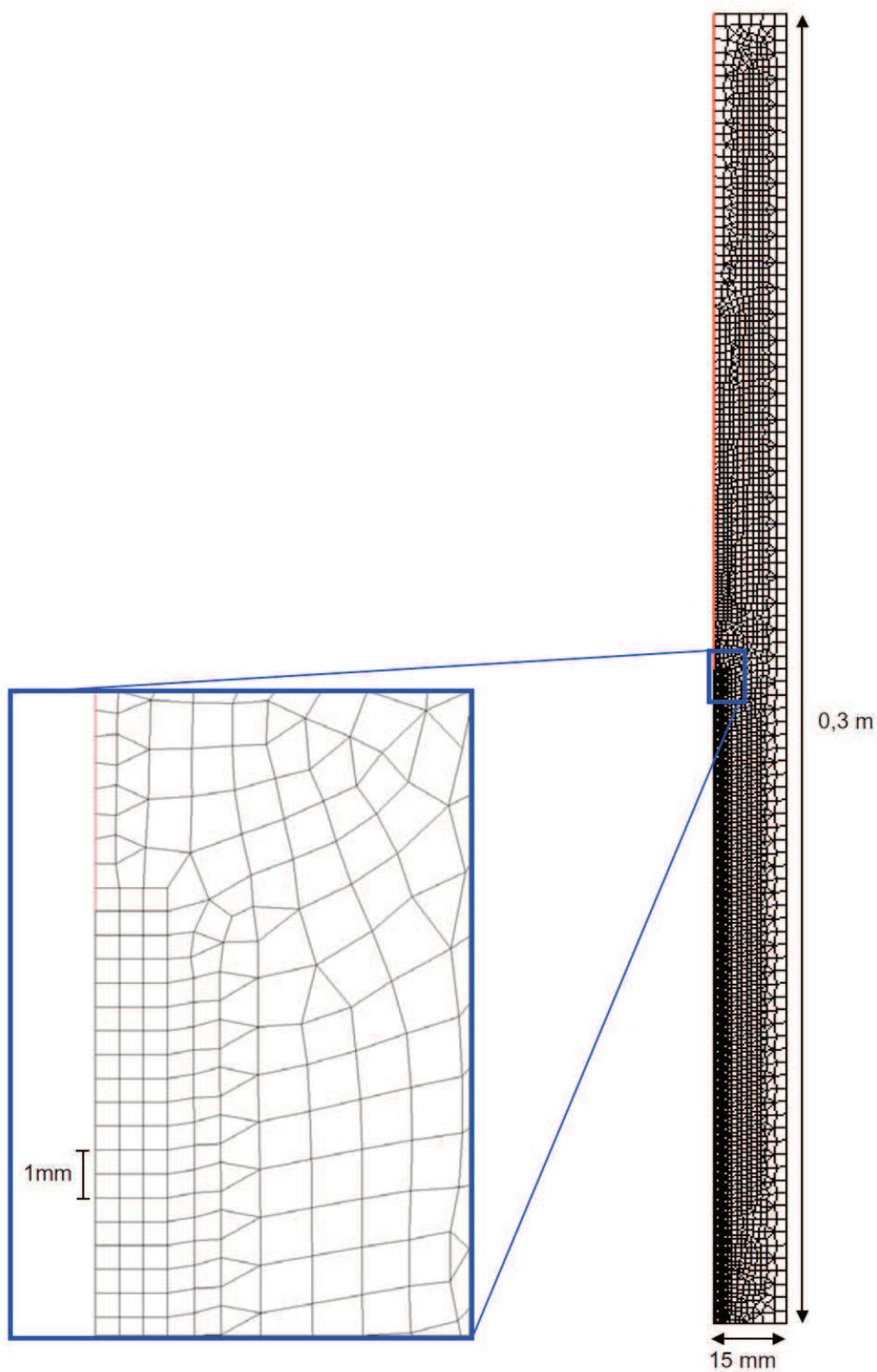


Figure M-1 : Vue du maillage – taille de maille en pointe de fissure ($500\mu\text{m} \times 500\mu\text{m}$)

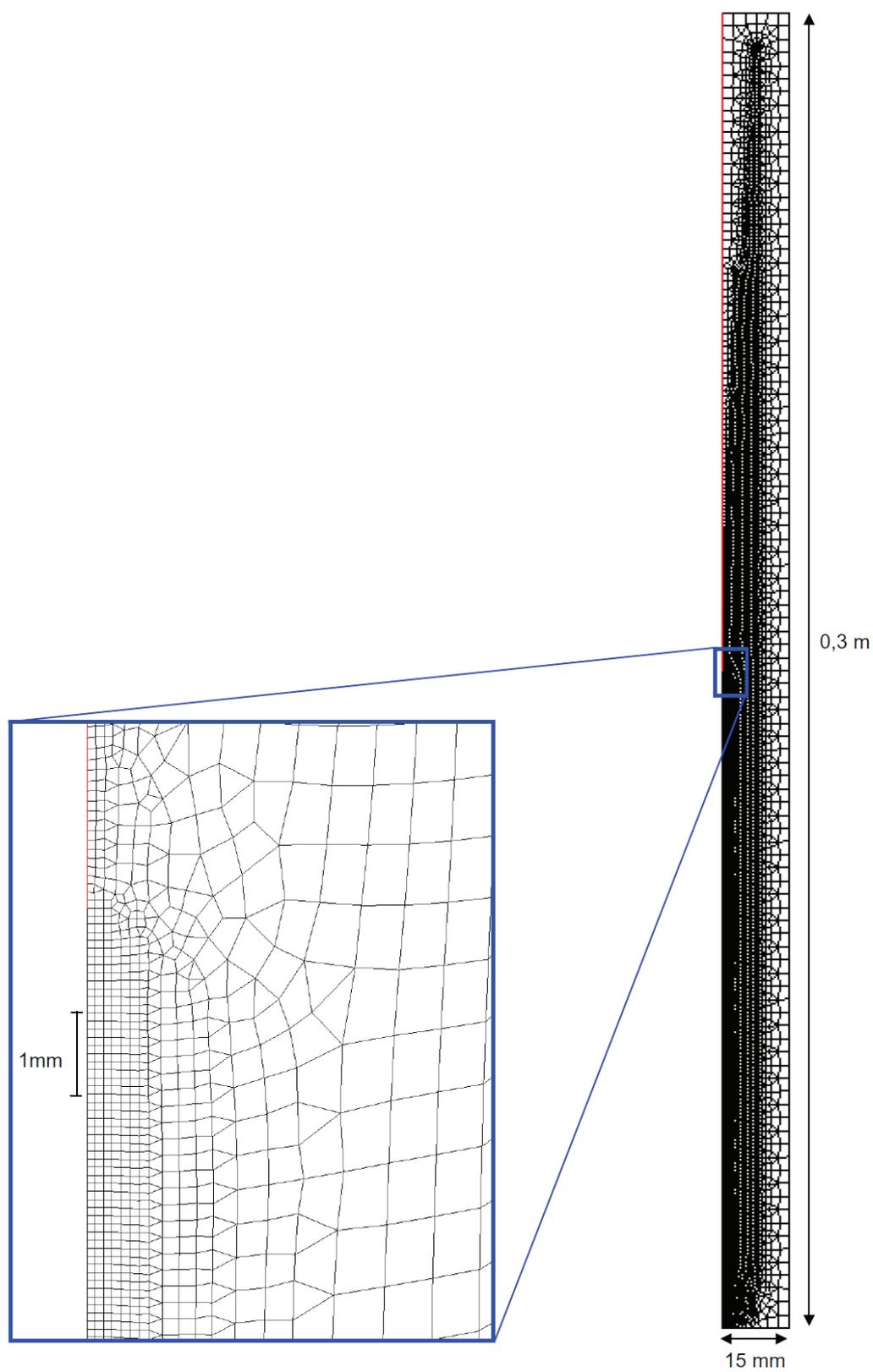


Figure M-2 : Vue du maillage – taille de maille en pointe de fissure (100 μm x 100 μm)

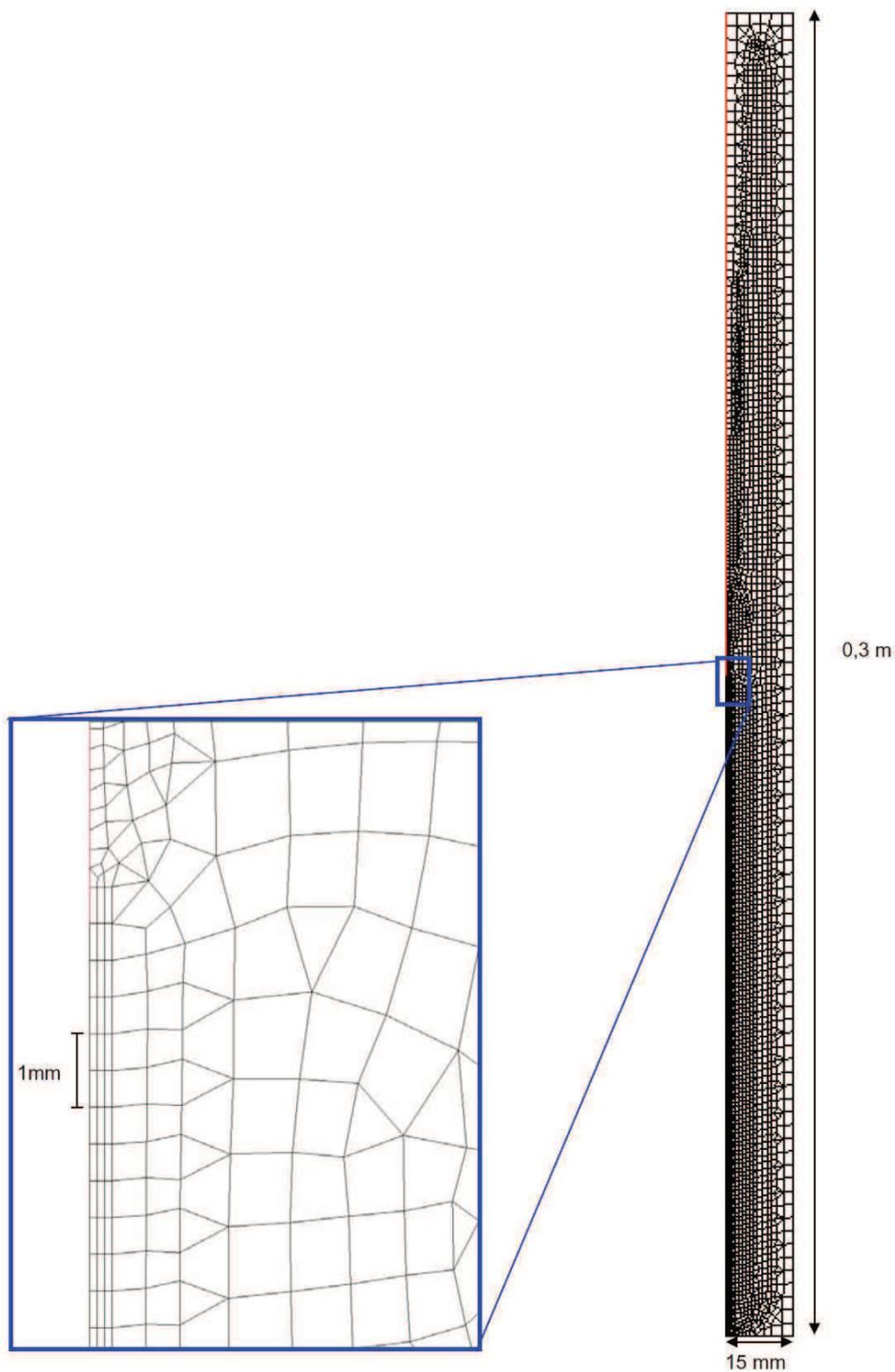


Figure M-3 : Vue du maillage – taille de maille en pointe de fissure ($100\mu\text{m} \times 500\mu\text{m}$)

ANNEXE N : Etude paramétrique de la modélisation élastostatique de la fissuration dans une éprouvette DCB

N.I PRESENTATION DE L'ETUDE PARAMETRIQUE

Une étude paramétrique a été réalisée sur la simulation de la propagation d'une fissure dans une éprouvette DCB. Différentes configurations de calcul ont été testées (Tableau N-1) afin d'évaluer l'influence de la valeur du module de Young endommagé, E^* , de la discrétisation du pas de chargement, Δu , de la valeur de la contrainte critique, σ_c , et de la taille de maille de long du ligament, h_m . Dans ces calculs, l'évaluation du critère se fait à chaque point de Gauss de l'élément et dès qu'un point de Gauss a atteint le critère, le module de Young est modifié sur tout l'élément.

Nom	E^*/E_0	Δu (m)	σ_c (MPa)	h_m (μm) ²
DCB1	10^{-5}	2.10^{-6}	240	500x500
DCB2	10^{-7}	2.10^{-6}	240	500x500
DCB3	10^{-9}	2.10^{-6}	240	500x500
DCB5	10^{-7}	2.10^{-5}	240	500x500
DCB6	10^{-7}	2.10^{-7}	240	500x500
DCB7	10^{-7}	2.10^{-6}	260	500x500
DCB8	10^{-7}	2.10^{-6}	200	500x500
DCB9	10^{-7}	2.10^{-6}	355	500x100
DCB10	10^{-7}	2.10^{-6}	525	100x100

Tableau N-1 : Configurations des calculs réalisés pour l'étude paramétrique de la modélisation numérique de l'éprouvette DCB. Pour chaque configuration, le paramètre étudié est précisé en rouge.

N.II INFLUENCE DU MODULE DE YOUNG DES ELEMENTS ENDOMMAGES

Le calcul DCB1 est réalisé avec $E^* = E_0 \cdot 10^{-5}$ comme proposé par Hajjaj (2006). La comparaison de la courbe force-ouverture obtenue avec l'approche analytique (Figure N-2) montre que les deux solutions sont proches juste après l'amorçage mais qu'à partir de 0,0012 m d'ouverture, elles divergent. L'écart entre les deux solutions est dû au fait que, quand l'élément est endommagé, sa raideur chute mais ne s'annule pas. En effet, dans le calcul numérique, quand la fissure a avancé de Δa , il reste, en arrière du front, n éléments de raideur E^* (schématisé en rouge Figure N-1 (b)) ce qui n'est pas le cas dans l'approche analytique (Figure

N-1 (a)). Pour que les éléments sur lesquels le critère est satisfait soient globalement assimilables à de la matière ne transférant plus de charge, il faut que :

$$\int_{a_0}^{a_0+\Delta a} \sigma \bar{e}_2 dx \ll \int_{a_0+\Delta a}^{L-(a_0+\Delta a)} \sigma \bar{e}_2 dx \quad (\text{N.1})$$

avec σ le tenseur des contraintes et \bar{e}_2 la normale au plan de fissuration. Le rapport entre les deux quantités dépend de Δa , de E^* mais aussi du chargement sur le ligament restant ($L-(a_0+\Delta a)$). De façon générale, il faut choisir une faible valeur du module de Young E^* mais toutefois suffisante pour ne pas poser de problèmes numériques.

Les simulations DCB2 et DCB3 sont réalisées en considérant des raideurs plus faibles pour les éléments endommagés (Tableau N-1). Les courbes force-ouverture obtenues (Figure N-2) montrent bien que la divergence entre la solution numérique et la solution analytique apparaît pour des sauts de fissure Δa plus importants quand la raideur diminue. Par la suite, nous retiendrons la simulation DCB2 pour laquelle la raideur des éléments endommagés est de 1.10^4 Pa (correspondant à $E^*/E_0=10^{-7}$), comme solution de référence. La comparaison entre la solution analytique et celle du calcul DCB2 (Figure N-2 et Figure N-3) montre un bon accord entre les deux solutions.

On note, au moment de l'amorçage, une petite « instabilité » sur la courbe force-ouverture (Figure N-2) au tout début de la propagation. Celle-ci est une conséquence du choix d'une méthode explicite pour implémenter le critère. En effet, la vérification du critère se faisant *a posteriori* (à la fin du pas de temps précédent pour le pas de temps suivant), la contrainte critique est forcément dépassée même si ce n'est que très légèrement. Ce dépassement crée une légère « instabilité » qui ne semble perturber pas la solution dans la suite de la propagation.

En ce qui concerne l'avancée de fissure, on constate un « retard » à l'amorçage de la courbe simulée (Figure N-3). Ce décalage est uniquement dû au fait que, pour la simulation, on a choisi $u_c = 0,001$ m et non $0,000834$ m pour satisfaire le critère en effort plutôt qu'en déplacement, la raideur n'étant pas identique pour les solutions analytiques et numériques. Ceci provient des conditions en déplacement de la section localisée à la pointe de la fissure qui sont différentes dans le calcul analytique et dans le calcul numérique.

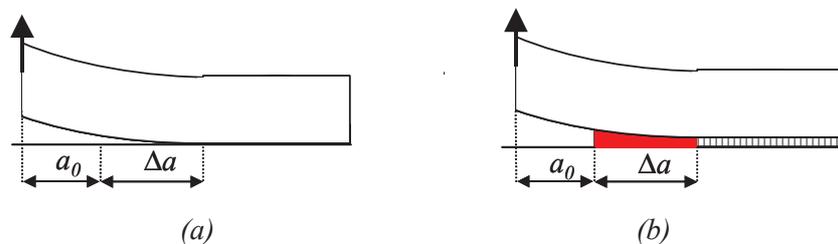


Figure N-1 : Schématisation de l'écart entre l'approche analytique (a) et l'approche numérique (b). Les éléments schématisés en rouge sur la figure (b) représentent les éléments de raideur E^* qui restent en arrière du front dans le calcul aux éléments finis. La déformée schématisée ci-dessus ne représente pas la déformée réelle. Notamment la section sur laquelle le déplacement est imposé ne reste pas verticale mais tourne librement

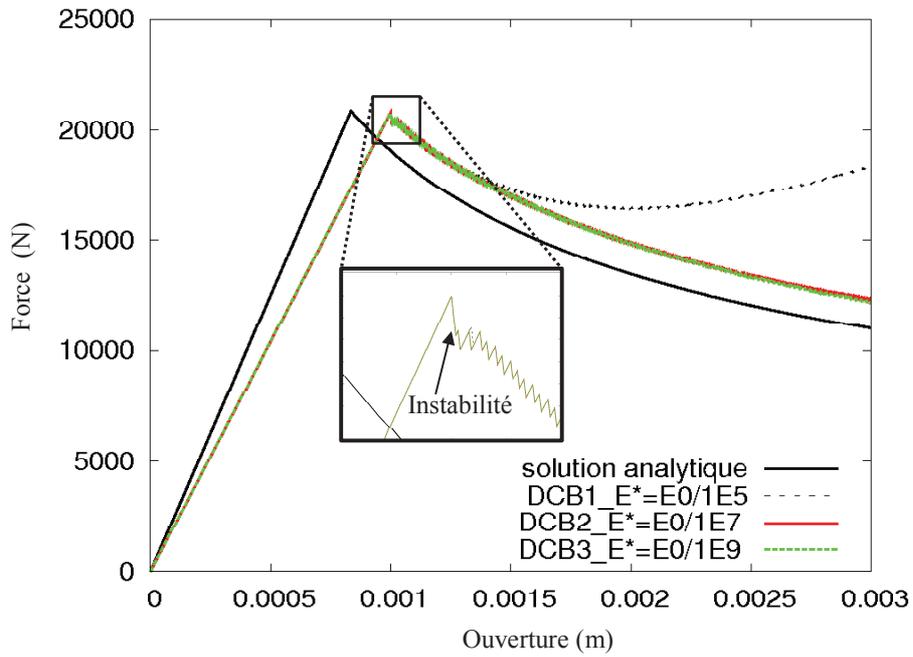


Figure N-2 : Influence du module de Young – Courbe force-ouverture l'ouverture pour différentes valeurs du module de Young des éléments endommagés E^*

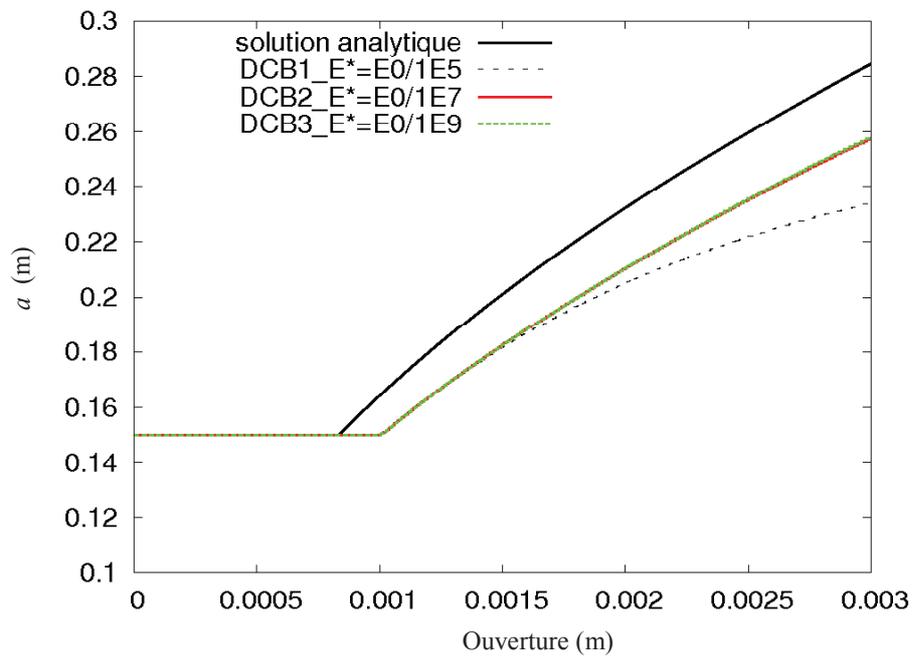


Figure N-3 : Influence du module de Young – Avancée de fissure en fonction de l'ouverture pour différentes valeurs du module de Young des éléments endommagés E^*

N.III INFLUENCE DE LA VALEUR DE LA CONTRAINTE CRITIQUE

Afin d'évaluer l'influence de la valeur de la contrainte critique, les calculs DCB7 et DCB8 ont été réalisés avec une contrainte critique plus élevée pour DCB7 (260 MPa) et plus faible pour DCB8 (200 MPa) (Figure N-4). Quand la contrainte critique est plus élevée (DCB7), l'amorçage se produit un peu plus tard. Quand la contrainte critique est plus faible (DCB8), elle est largement dépassée dès le premier pas de temps. La propagation « instable » qui se produit juste après l'amorçage est donc plus importante. On peut noter que dans les deux cas, la courbe numérique Force-ouverture est parallèle à la courbe analytique mais l'intégrale est différente. La propagation s'effectue à G_c constant mais plus faible pour le calcul DCB8, car σ_c est plus faible.

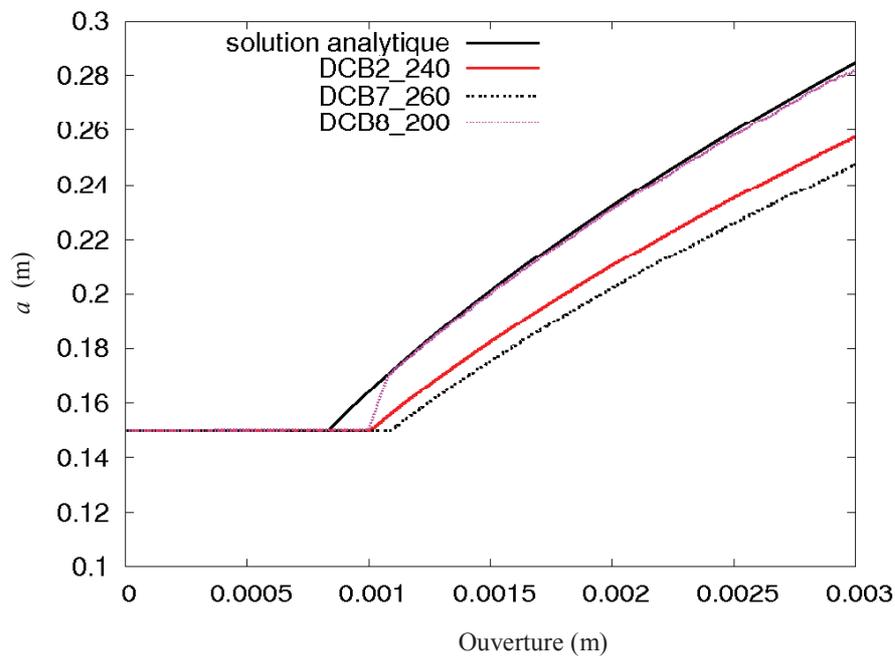


Figure N-4 : Influence de la valeur de σ_c – Courbe force-ouverture pour différentes contraintes critiques

N.IV INFLUENCE DU MAILLAGE

Dans la modélisation retenue, le critère en contrainte critique est dépend du maillage car le volume représentatif V du modèle est imposé par la taille de maille. La modification de la taille de maille revient à modifier la distance critique λ_c à laquelle est évalué le critère en contrainte et donc nécessite une réévaluation la contrainte critique σ_c . Afin d'évaluer la sensibilité de la réponse à la finesse du maillage, les calculs DCB9 et DCB10 ont été réalisés avec des maillages différents. Pour le calcul DCB9, les mailles le long du ligament sont rectangulaires de taille $100 \mu\text{m} \times 500 \mu\text{m}$ (voir vue du maillage Figure M-3 en annexe M) ; pour le calcul DCB10, les mailles le long du ligament sont carrées de taille $100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ (voir vue du maillage Figure M-2 en annexe M). La contrainte critique utilisée pour chacun de ces calculs a donc été adaptée

numériquement pour obtenir un amorçage à une ouverture de 0,001 m. Cela conduit à une valeur de contrainte critique de 355 MPa pour DCB9 et 525 MPa pour DCB10.

Les résultats (Figure N-5) montrent que les solutions obtenues avec les deux couples (λ_c, σ_c) sont très proches. La solution ne dépend donc pas de la finesse des maillages retenus. Pour obtenir une réelle indépendance du modèle par rapport au maillage, il faudrait pouvoir imposer le volume critique V indépendamment de la taille de maille.

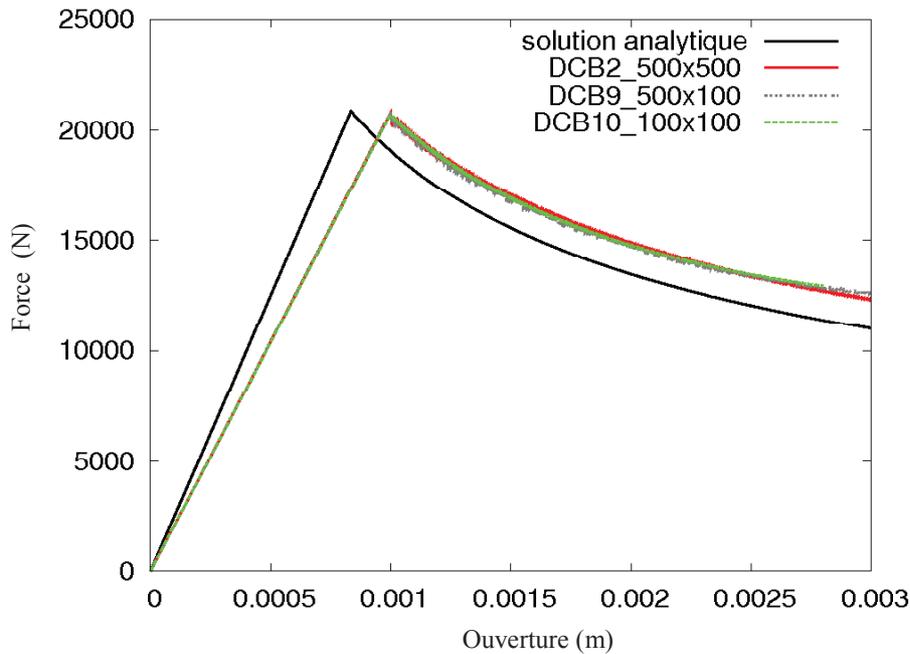


Figure N-5 : Influence du maillage – Courbe force-ouverture pour différentes tailles de mailles

N.V INFLUENCE DE LA DISCRETISATION TEMPORELLE

Le critère étant implémenté de manière explicite, on s'attend à avoir une influence du découpage temporel sur le résultat. Afin d'évaluer l'influence de la discrétisation « temporelle » sur la propagation de fissure, des calculs avec différents découpages temporels ont été effectués. Le calcul étant statique, un incrément de temps est équivalent à un incrément de déplacement. Les comparaisons sont réalisées entre le calcul DCB2 pour lequel l'incrément de déplacement imposé est $2 \cdot 10^{-6}$ m, le calcul DCB5 pour lequel l'incrément de déplacement imposé est $2 \cdot 10^{-5}$ m et le calcul DCB6 pour lequel l'incrément de déplacement imposé est $2 \cdot 10^{-7}$ m (Figure N-6 et Figure N-7). On constate que si l'incrément de déplacement est trop grand (DCB5), la vitesse de propagation de la fissure est sous-estimée. Par contre, pour les calculs DCB2 et DCB6 pour lesquels l'incrément de déplacement est plus faible, les résultats sont semblables et proches de la solution analytique. Il ne semble donc pas y avoir de dépendance au pas de chargement, à condition que celui-ci soit suffisamment petit.

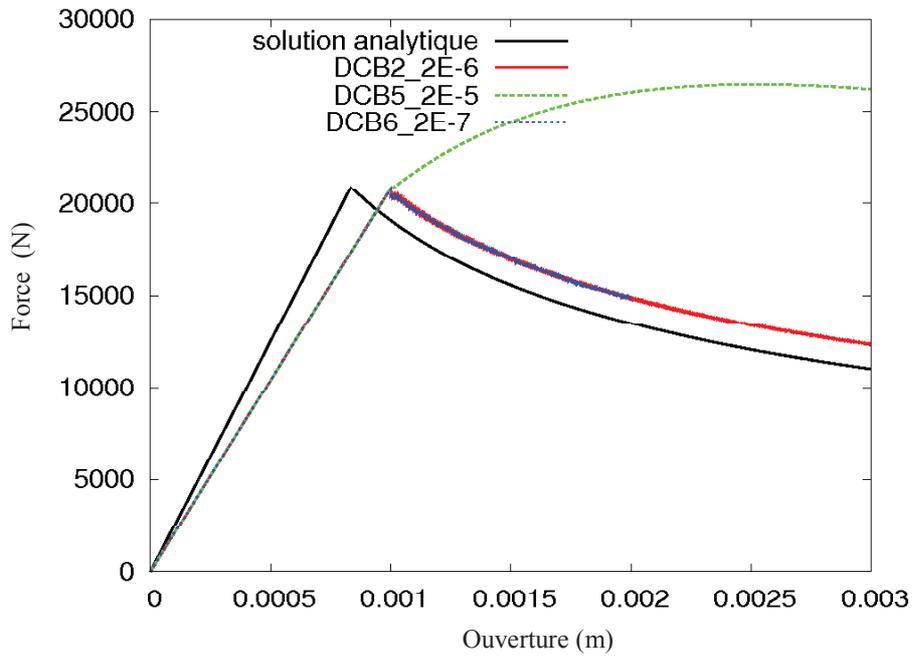


Figure N-6 : Influence de la discrétisation temporelle – Courbe force-ouverture pour différents découpages temporels

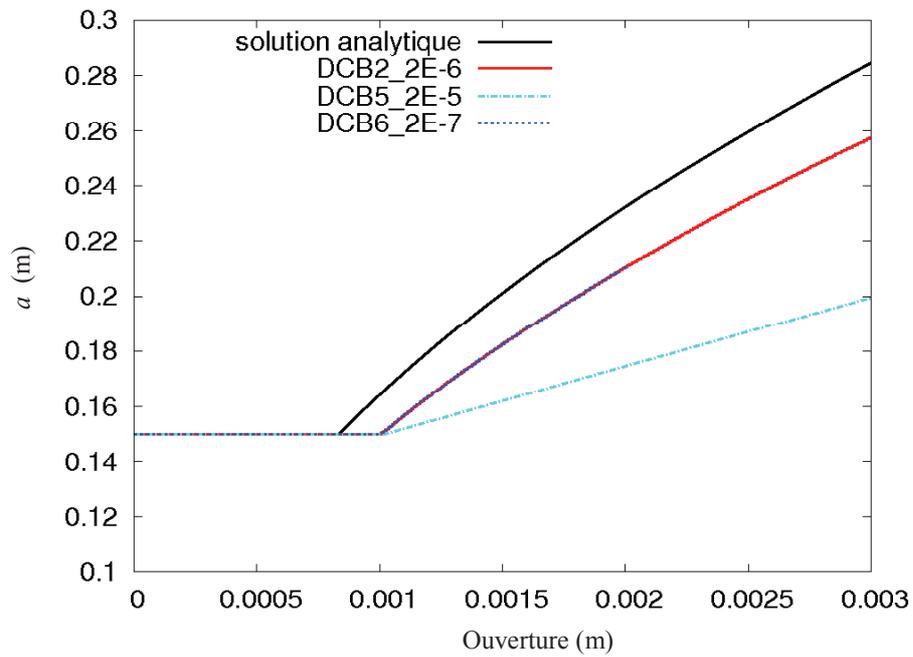


Figure N-7 : Influence de la discrétisation temporelle – Avancée de fissure en fonction de l'ouverture pour différents découpages temporels

ANNEXE O : Etude de sensibilité du critère en contrainte critique

Dans ce paragraphe, nous nous sommes intéressés à l'influence de plusieurs paramètres sur les résultats obtenus en modélisant la propagation et l'arrêt de fissure avec le critère en contrainte critique. L'influence de la valeur de la contrainte critique, de la discrétisation temporelle et la loi de comportement du matériau ont notamment été évaluées.

O.I INFLUENCE DE LA VALEUR DE LA CONTRAINTE CRITIQUE

La valeur de la contrainte critique influence la vitesse de propagation ainsi que la longueur à l'arrêt : plus la contrainte critique est faible, plus la vitesse de propagation et la longueur à l'arrêt sont grandes. Par contre, sur les deux géométries, la sensibilité à la valeur de la contrainte critique n'est pas identique. En effet, pour les éprouvettes CT (Figure O-1), 25 MPa d'écart sur la contrainte critique (soit environ 1%) peut conduire à un écart de 2mm (soit environ 10%) sur le saut de fissure alors que pour les anneaux (Figure O-2), 100 MPa d'écart sur la contrainte critique (soit environ 6%) peut conduire à un écart de 0,35 mm (soit environ 9%). De plus, la dépendance à la valeur de la contrainte critique ne semble pas linéaire.

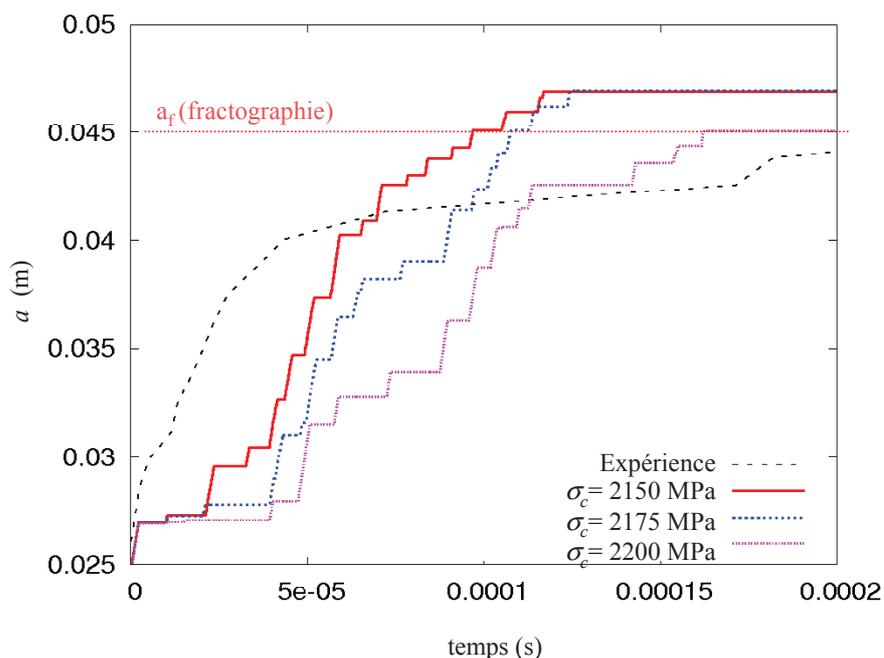


Figure O-1: Avancée de fissure en fonction du temps en basant l'amorçage sur l'ouverture expérimentale pour l'essai sur anneau 138L testée à -125°C , en considérant des contraintes critiques allant de 2150 MPa à 2200 MPa.

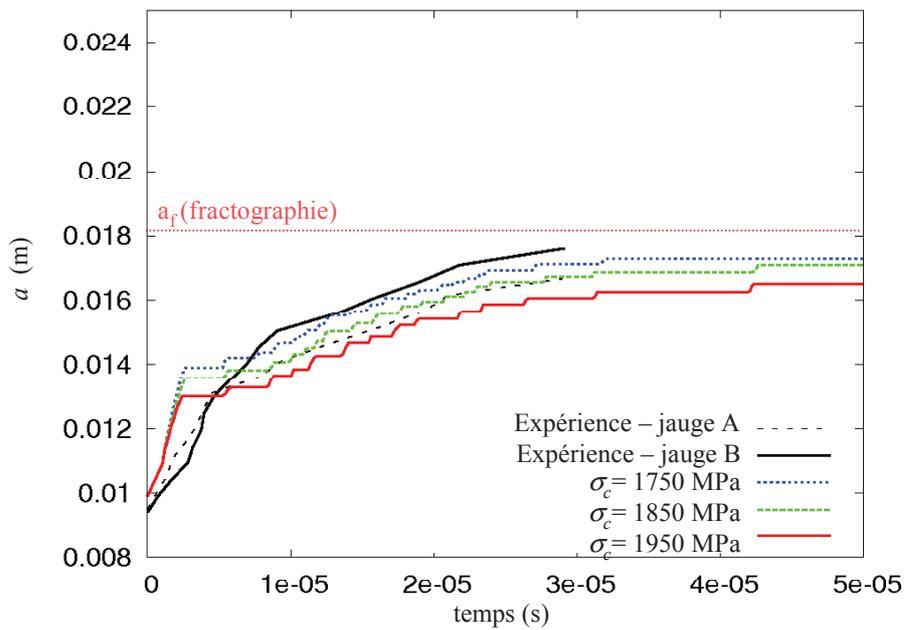


Figure O-2 : Avancée de fissure en fonction du temps en basant l'amorçage sur l'ouverture expérimentale pour l'essai sur anneau 136D testée à -125°C , en considérant des contraintes critiques allant de 1750 MPa à 1950 MPa.

O.II INFLUENCE DE LA DISCRETISATION TEMPORELLE

Des calculs ont été menés avec différents incréments de temps pour la simulation de la propagation sur une éprouvette CT (Figure O-3). On constate que, pour un incrément de temps supérieur à 1.10^{-8} s, le résultat est très sensible au pas de temps. Ce phénomène est lié à l'implémentation explicite de notre critère qui conduit à dépasser beaucoup la contrainte critique dès que le pas de temps est trop élevé. Pour nos calculs, nous avons toujours imposé un incrément de temps de 1.10^{-8} s.

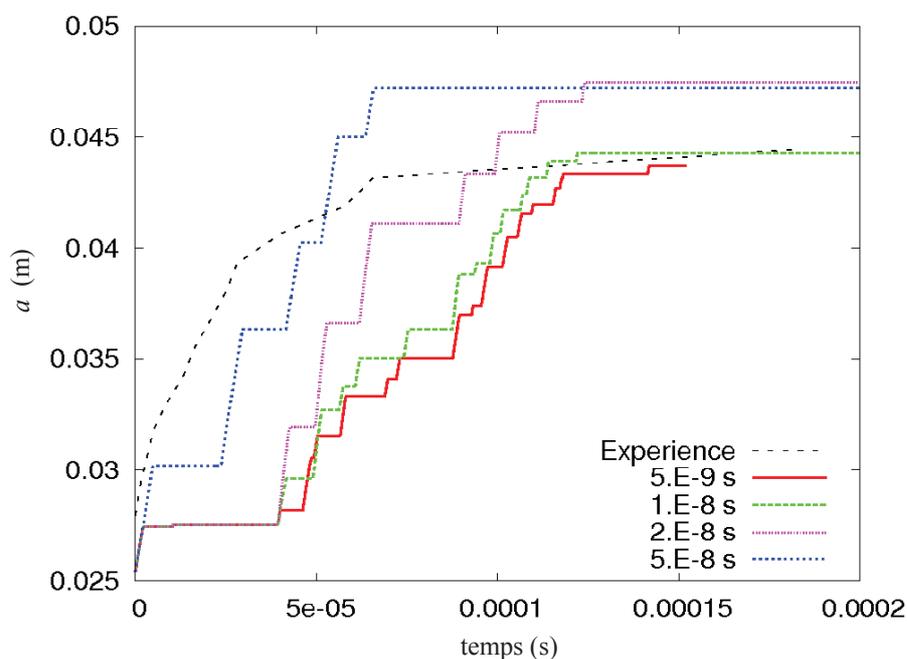


Figure O-3 : Evolutions de l'avancée de fissure en fonction du temps obtenues sur l'essai 138F pour une contrainte critique fixée à 2000 MPa en imposant différents découpages temporels

O.III INFLUENCE DE LA LOI DE COMPORTEMENT

Dans la littérature, différentes lois de comportement sont proposées pour modéliser le comportement du 18MND5. Hajjaj (2006) modélise le comportement statique (sans viscosité) à l'aide d'une loi d'Hollomon (voir équation (O.1)) pour laquelle il identifie les paramètres sur les essais de traction en considérant qu'ils sont réalisés à vitesse nulle.

$$\sigma_{eq}^{stat} = K (\epsilon_{eq}^{stat})^n \quad (O.1)$$

où σ_{eq}^{stat} est la contrainte d'écoulement statique, K une constante, ϵ_{eq}^{stat} la déformation plastique et n le coefficient d'écrouissage.

Forcier (2007) utilise le même type de loi mais il considère que les essais de traction sont réalisés à une vitesse de déformation de 10^{-4} s^{-1} pour réaliser l'identification des paramètres (voir loi présentée au paragraphe III.4.1). Cela revient à diviser la contrainte d'écoulement statique identifiée par Hajjaj (2006) par 1,1. L'avantage de la loi identifiée par Forcier (2007) est qu'elle permet de bien modéliser le comportement du matériau avec la loi viscoplastique présentée au paragraphe III.4.1 même pour les basses vitesses. Yuritzinn (2011) utilise directement les courbes de traction obtenues expérimentalement pour modéliser le comportement statique du matériau en modifiant uniquement le début des courbes pour éliminer le palier de Lüders. Afin d'évaluer l'influence de la loi de comportement sur les résultats obtenus avec le critère en contrainte, nous avons modélisé l'essai sur l'éprouvette CT 138L testée à -125°C avec les différentes loi de comportement proposées (Figure O-4) pour une contrainte critique fixée à 2200 MPa (Figure O-5). On constate que le critère en contrainte

critique est très sensible à la loi de comportement, notamment dans les premiers % de déformation. Une attention particulière doit être portée sur la description de la loi de comportement dans l'application de ce critère.

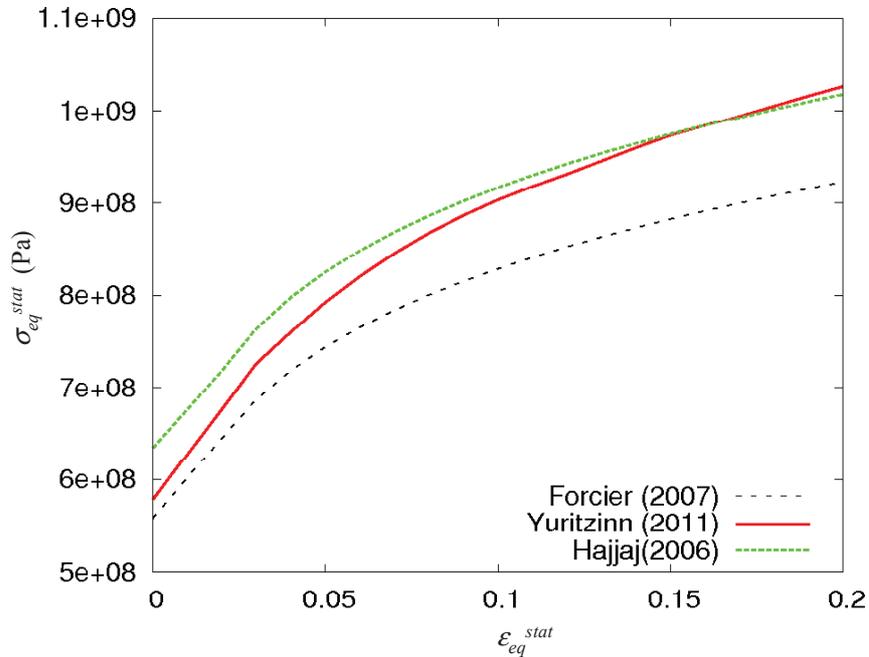


Figure O-4 : Comparaison des contraintes d'écoulement statique proposées par Hajjaj (2006), Forcier (2007) et Yuritzinn (2011) pour modéliser le comportement du 18MND5 à -125°C

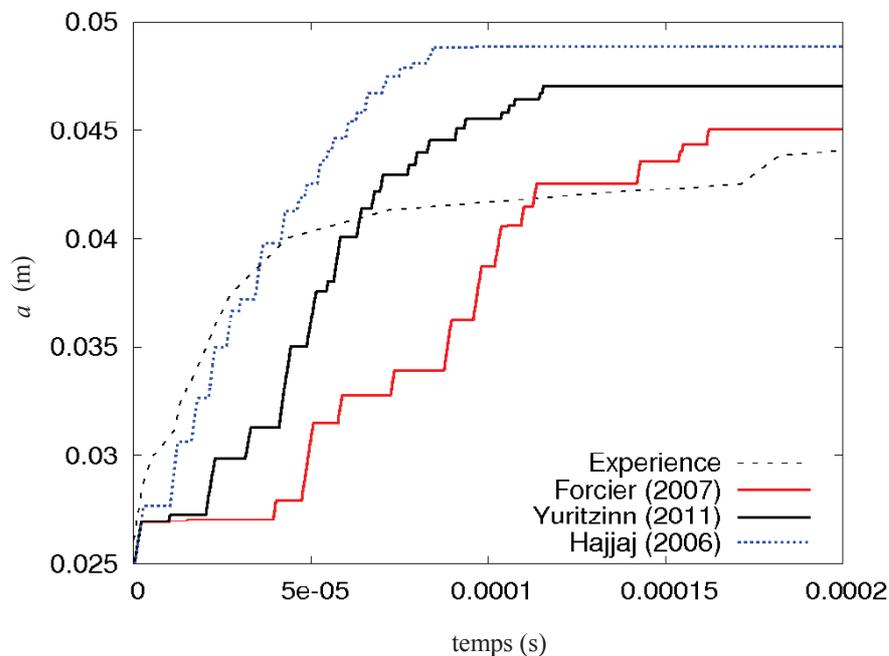


Figure O-5 : Evolutions de l'avancée de fissure en fonction du temps en basant l'amorçage sur l'ouverture expérimentale obtenue sur l'essai 138L (CT testée à -125°C) pour une contrainte critique fixée à 2200 MPa, en modélisant le comportement avec la loi de comportement identifiée par Forcier (2007), celle utilisée par le CEA (Yuritzinn, 2011) ou celle identifiée par Hajjaj (2006)