

N° NNT : **2012ENISE0012**

Mémoire présenté par

Arnaud BLOUIN

En vue de l'obtention du grade de Docteur
de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne (ENM.SE)
Délivré conjointement par l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne et l'ENM.SE

Spécialité : Mécanique et ingénierie

TITRE DE LA THÈSE :

Rupture des liaisons bimétalliques dans la transition fragile-ductile

soutenue à Saclay, le 21 septembre 2012

Membres du jury

Président :	M. Philippe BOMPARD	Professeur, Ecole Centrale, Paris
Rapporteurs :	M. Michel CORET	Professeur, Ecole Centrale, Nantes
	M. Jean-Marc ROELANDT	Professeur, UTC, Compiègne
Examineurs :	M. Stéphane CHAPULIOT	Expert, AREVA, Paris
	M. Stéphane MARIE	Chef de laboratoire, CEA – LISN, Saclay
Directeur de thèse :	M. Jean-Michel BERGHEAU	Professeur, ENISE, Saint-Etienne
Co-directeur de thèse	Eric FEULVARCH	Maître de conférences, ENISE, Saint-Etienne

Spécialités doctorales :

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCEDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES
 INFORMATIQUE
 IMAGE, VISION, SIGNAL
 GENIE INDUSTRIEL
 MICROELECTRONIQUE

Responsables :

K. Wolski Directeur de recherche
 S. Drapier, professeur
 F. Gruy, Maître de recherche
 B. Guy, Directeur de recherche
 D. Graillot, Directeur de recherche
 O. Roustant, Maître-assistant
 O. Boissier, Professeur
 J.C. Pinoli, Professeur
 A. Dolgui, Professeur
 Ph. Collot, Professeur

EMSE : Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
BENABEN	Patrick	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLLANT	Didier	PR 0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR 1	Informatique	Fayol
BORBELY	Andras	MR	Sciences et Génie des Matériaux	SMS
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	Fayol
BRODHAG	Christian	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	Fayol
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DEBAYLE	Johan	CR	Image, Vision, Signal	CIS
DELAFOSSÉ	David	PR1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	Fayol
DRAPIER	Sylvain	PR 2	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FEILLET	Dominique	PR 2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR	Sciences de la terre	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	Fayol
GOEURIOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HAN	Woo-Suck	CR		SMS
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	PR 2	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
LERICHE	Rodolphe	CR CNRS	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
MALLIARAS	George Grégory	PR 1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	PR2	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 0	Image, Vision, Signal	CIS
ROUSTANT	Olivier	MA		Fayol
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
TRIA	Assia		Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

ENISE : Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

FORTUNIER	Roland	PR	Sciences et Génie des matériaux	ENISE
BERGHEAU	Jean-Michel	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
DUBUJET	Philippe	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
LYONNET	Patrick	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
SMUROV	Igor	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
ZAHOUANI	Hassan	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
BERTRAND	Philippe	MCF	Génie des procédés	ENISE
HAMDI	Hédi	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
KERMOUCHE	Guillaume	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
RECH	Joël	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
TOSSANO	Rosario	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
GUSSAROV Andrey	Andrey	Enseignant contractuel	Génie des procédés	ENISE

Glossaire :

PR 0	Professeur classe exceptionnelle	Ing.	Ingénieur
PR 1	Professeur 1 ^{ère} classe	MCF	Maître de conférences
PR 2	Professeur 2 ^{ème} classe	MR(DR2)	Maître de recherche
PU	Professeur des Universités	CR	Chargé de recherche
MA(MDC)	Maître assistant	EC	Enseignant-chercheur
DR	Directeur de recherche	IGM	Ingénieur général des mines

Centres :

SMS	Sciences des Matériaux et des Structures
SPIN	Sciences des Processus Industriels et Naturels
FAYOL	Institut Henri Fayol
CMP	Centre de Microélectronique de Provence
CIS	Centre Ingénierie et Santé

Remerciements

J'adresse mes plus vifs remerciements aux Professeurs Michel CORET et Jean-Marc ROELANDT, qui ont accepté d'analyser en détail ce travail pour en être rapporteurs. Je remercie également et chaleureusement le Professeur Philippe BOMPARD qui a accepté de présider le jury, ainsi que les autres membres, pour le regard critique qu'ils ont porté sur cette étude.

Dans un second temps, je tiens à remercier très chaleureusement le couple des Stéphane qui m'ont suivi et guidé pour mener à bien ce travail de thèse. Stéphane CHAPULIOT m'a nourri pendant ces trois années, mais m'a également fait profiter de l'étendue de son savoir, parfois même autour d'une petite bière dans le TGV entre Paris et St Etienne. Sa bonne humeur et sa simplicité m'auront convaincu qu'on peut être excellent et respecté, tout en étant humble et disponible. En bref, on devine assez facilement qu'un Gadz sommeille en lui, et il est plus qu'appréciable de travailler avec un tel individu. Quant à Stéphane MARIE, issu du moule « Chap », il a accepté d'accueillir « l'ennemi » au sein de son laboratoire et je lui dois beaucoup puisqu'il m'a fourni un toit pendant ces trois années. Je serais vraiment ingrat de m'en tenir à cela puisque j'ai toujours été autorisé à passer la porte de son bureau pour poser des questions, pertinentes à chaque fois, bien évidemment. Là-encore, j'ai bénéficié de son excellence, puisqu'il est un peu à lui seul, une bibliographie vivante. Par ailleurs, je me souviendrai de son calme légendaire et de sa douce voix, lorsque j'entendais des drôles de noms d'oiseaux résonner dans les couloirs. Très compétent en mécanique de la rupture, il l'est aussi au tir de surligneurs fluo. En effet, de mémoire, il n'a jamais raté un doctorant qui le titillait un petit peu. En résumé, merci beaucoup à vous deux, grands « Messieurs » que vous êtes, vous avez mis la barre très haut et vous resterez des modèles pour « Chouchou ».

Je remercie également Jean-Michel BERGHEAU et Eric FEULVARCH qui ont été mes directeur et co-directeur de thèse. La distance n'aura pas facilité nos échanges mais malgré ce petit handicap, ils ont suivi mon travail pendant ces années et m'ont toujours accueilli royalement lors de mes séjours stéphanois. Leurs idées ont permis d'appréhender certains aspects sous un angle différent, ce qui fut très constructif.

En outre, je tiens à remercier toutes les personnes du Laboratoire d'Intégrité des Structures et de Normalisation du CEA de Saclay. Grâce à elles, j'ai pu évoluer dans une superbe ambiance de travail qui a, sans aucun doute, beaucoup contribué à la réussite de cette thèse. Gregory PEREZ qui m'a beaucoup aidé pour le lancement des vastes campagnes d'essais, intraitable sur la qualité, aura aussi su égayer mes journées avec ses petites gâteries et son humour. De même, la petite et précieuse équipe du « bas », composée de Thierry LEGRASSE, Michel GAUME et Gérard GOUDET, n'est pas la dernière à cultiver la bonne humeur. N'en sont pas moins boute-en-train quelques phénomènes du « haut » ! Cécile PETESCH et son indomptable joie de vivre, Olivier ANCELET et son rire décapant, son fidèle équipier de taquineries Thierry LEBARBE, souvent accompagné de Benoît TRANCHAND dit « Foufette » ou encore Xiaoyu YANG élue clown du laboratoire, et tous ceux que je n'ai pas cités mais que j'apprécie tout autant. Toutes ces personnes constituent un vivier de compétences impressionnant dont j'ai pu bénéficier.

J'adresse également mes remerciements à Christophe NICLAEYS qui m'a apporté une aide précieuse pour les nombreuses analyses au microscope électronique à balayage au cours de journées marathon. De même, j'adresse ma gratitude aux étudiants que nous avons pu encadrer pour réaliser une partie des observations, et que j'ai pu guider lors de stages de fin d'études consécutifs à ces travaux.

Je tiens à remercier ma famille pour leurs encouragements et les week end de détente que j'ai appréciés lors des mes retours dans le pays saumurois. De plus, je remercie Theresa pour son soutien tout au long de ces trois années. Nos discussions, et en particulier celles qui avaient lieu sur Skype au milieu des nuits blanches, sont parvenues à entretenir ma motivation dans les moments les plus difficiles.

Enfin, j'adresse mes remerciements à mes chicop's et amis qui ont été compréhensifs et ne m'en ont jamais voulu pour mes nombreuses absences, parfois lors de moments importants. Croyez bien que la frustration a été pénible pour moi mais que sans cela, vous ne liriez peut-être pas ce document aujourd'hui.

Résumé

L'intégrité d'une structure est confirmée lorsque, pour toutes les conditions de fonctionnement, nominales ou accidentelles, celle-ci est apte à remplir ses fonctions mécaniques, et ce, pour toute sa durée de vie. Pour les composants les plus sensibles, la sûreté nucléaire impose que la présence de défauts potentiels tels que des fissures soit envisagée et prise en compte lors de la conception afin d'assurer une tolérance aux grands défauts. Cette thèse contribue à la démonstration de l'intégrité du circuit primaire de refroidissement de l'EPR, réacteur de dernière génération développé par AREVA. On trouve, sur ses circuits de tuyauterie, des changements de matériaux qui nécessitent la mise en place de liaisons soudées bimétalliques. Démontrer la résistance à la rupture de ces soudures en faisant l'hypothèse de la présence de défauts tels que des fissures de surface fait partie intégrante du processus de dimensionnement, de validation de la conception et donc de la démonstration de l'intégrité des structures. Afin d'y parvenir, un modèle probabiliste assez simple pour être mis en œuvre par des industriels est exploité. Celui-ci présente un intérêt particulier puisqu'il est possible d'identifier ses paramètres à partir d'essais sur éprouvettes et de l'utiliser dans le cadre d'une étude sur structure dans la transition fragile-ductile. Deux cas de défaut conventionnel sont alors considérés, à savoir une fissure située sur une tubulure de circuit primaire et une autre située au niveau de la liaison bimétallique. Dans un premier temps, des essais de rupture sur éprouvettes sont menés afin de mieux appréhender la résistance à la rupture de la liaison soudée. Puis, dans le cadre d'une étude générique par calculs aux éléments finis, les probabilités de rupture associées à cette dernière sont comparées à celles de la tubulure en acier ferritique, elle-aussi sensible à la rupture brutale de par sa structure métallurgique. Finalement, cette confrontation montre, qu'à chargement équivalent, la liaison bimétallique a une bien meilleure résistance à la rupture que la tubulure en métal de base.

Abstract

The integrity of a structure is confirmed when, for all the operating conditions, nominal or accidental, the structure is able to achieve its mechanical functions, during its whole life cycle. For the most sensitive components, the nuclear safety authority requires conventional defects such as cracks to be considered within the design phase in order to ensure that these structures are tolerant to large defects. This thesis contributes to the demonstration of the main coolant line integrity of the EPR, the latest generation of reactor developed by AREVA. This piping system is composed of different materials and dissimilar metal welds (DMW) are needed. To demonstrate the fracture resistance of those welds taking into account large defects is part of the design process, as well as its validation and the demonstration of the integrity. To reach this goal, a probabilistic model, handy for industrials, is used. The first interest of this model is that it is possible to determine its parameters with tests on laboratory specimens and apply it directly to a structure case in the brittle to ductile transition. For that purpose, two cracks are considered, one in the ferritic base metal pipe of the main coolant line and another one located at the DMW. First, fracture tests are performed on specimens to better understand the fracture resistance of the weld. Then, based on finite elements analyzes, fracture probability occurrence of the DMW is compared to the one of the ferritic pipe, also sensitive to cleavage because of its metallurgical structure. Finally, this comparison shows that, for an equivalent mechanical loading, the DMW has a much better fracture resistance than the base metal pipe.

Table des matières

INTRODUCTION GENERALE.....	1
CONTEXTE INDUSTRIEL.....	5

CHAPITRE 1 – ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Introduction.....	13
I. Notions sur les soudures	13
I.1. Procédé de soudage au TIG.....	13
I.2. Conséquences métallurgiques	14
I.3. Conséquences mécaniques	19
II. Rupture des liaisons bimétalliques.....	22
II.1. Etudes réalisées.....	22
II.2. Discussion	35
III. Mécanismes de rupture fragile	36
IV. Critères et modèles de rupture fragile.....	38
IV.1. Modèles déterministes.....	38
IV.2. Modèles d’approches locales probabilistes	41
V. Ténacité dans la zone de transition.....	44
V.1. Traitement de l’élévation de température	44
V.2. Traitement de la perte de confinement.....	46
V.3. Traitement de la déchirure ductile préalable au clivage.....	47
VI. Modèle en contrainte seuil	51
VI.1. Notions de contrainte seuil et de volume seuil.....	51
VI.2. Relation entre volume seuil et probabilité de rupture	52
VI.3. Identification des paramètres du modèles en contrainte seuil	56
Conclusion de l’étude bibliographique	64
Références	66

CHAPITRE 2 – TRANSFERABILITE DU MODELE EN CONTRAINTE SEUIL

Introduction.....	77
I. Maquette.....	78
II. Caractérisation du joint soudé en acier TU42C	78
II.1. Composition chimique	78
II.2. Zones de la soudure	79
II.3. Cartographie des micro-duretés	79
II.4. Comportement mécanique	80

III. Partie expérimentale.....	83
III.1. Prélèvement des éprouvettes.....	83
III.2. Essais de rupture.....	84
IV. Observations des faciès de rupture.....	87
IV.1. Observations macroscopiques et relevés.....	87
IV.2. Observations microscopiques.....	88
V. Analyse numérique des essais.....	89
V.1. Eprouvettes CT12.....	89
V.2. Eprouvettes SENT10.....	92
VI. Critère en contrainte seuil.....	96
VI.1. Rappels.....	96
VI.2. Identification de la fonction de sensibilité F des éprouvettes CT.....	96
VII. Validité de l'hypothèse de normalisation sur B_{net}.....	97
VIII. Transférabilité du critère en contrainte seuil.....	101
Conclusion.....	104
Références.....	106

CHAPITRE 3 – RUPTURE D’UNE LIAISON BIMETALLIQUE DE CIRCUIT PRIMAIRE

Introduction.....	111
I. Présentation de la maquette avec liaison bimétallique.....	112
I.1. Présentation générale de la maquette.....	112
I.2. Fabrication de la maquette.....	113
I.3. Caractérisation de la liaison bimétallique.....	114
II. Partie expérimentale.....	118
II.1. Objectifs de la partie expérimentale.....	118
II.2. Prélèvement des éprouvettes dans la maquette.....	119
II.3. Caractérisation des matériaux en traction monotone.....	124
II.4. Plasticité des éprouvettes prismatiques entaillées.....	128
II.5. Essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées.....	129
II.6. Caractérisation du comportement à rupture.....	130
III. Analyse numérique des essais.....	136
III.1. Modélisation des essais sur éprouvettes AE en 16MND5.....	136
III.2. Modélisation des essais sur éprouvettes prismatiques entaillées.....	139
III.3. Modélisation des essais de rupture sur CT.....	144

IV. Interprétation des probabilités de rupture	153
IV.1. Identification des paramètres du modèle en contrainte seuil.....	153
IV.2. Probabilités de rupture	156
Conclusion	158
Références	160

CHAPITRE 4 – RUPTURE D’UNE LIAISON BIMETALLIQUE DE CIRCUIT PRIMAIRE D’EPR TYPE « NARROW GAP »

Introduction	165
I. Présentation de la maquette avec liaison bimétallique	166
I.1. Présentation générale de la maquette.....	166
I.2. Caractérisation de la liaison bimétallique	168
II. Partie expérimentale	173
II.1. Objectifs de la partie expérimentale	173
II.2. Prélèvement des éprouvettes dans la maquette	173
II.3. Caractérisation des matériaux en traction monotone	180
II.4. Plasticité des éprouvettes prismatiques entaillées.....	183
II.5. Essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées	183
II.6. Caractérisation du comportement à rupture.....	185
III. Analyse numérique des essais	193
III.1. Modélisation des essais sur éprouvettes prismatiques entaillées.....	193
III.2. Modélisation des essais sur éprouvettes AE en 18MND5.....	195
III.3. Modélisation des essais de rupture sur CT	198
III.4. Modélisation des essais de rupture sur éprouvettes SENT.....	202
III.5. Comparaison des éprouvettes CT et SENT	207
IV. Interprétation des probabilités de rupture	209
IV.1. Paramètres de rupture	209
IV.2. Probabilités de rupture	213
V. Etude générique de tuyauterie fissurée	217
V.1. Présentation des modèles.....	218
V.2. Résultats	219
Conclusion	221
Références	223

CONCLUSION GENERALE & PERSPECTIVES	225
ANNEXES	233

NOTATIONS

α_i	Rapport entre la contrainte principale maximale et la limite d'élasticité, à l'amorçage de la déchirure ductile
ε	Tenseur des déformations
ε_{eq}	Déformation équivalente au sens de Von Mises
ε_{el}	Composante élastique de la déformation
ε_{pl}	Composante plastique de la déformation
η	Coefficient reliant J_{pl} à l'aire sous la courbe <i>Force-Ouverture</i>
σ	Tenseur des contraintes
σ_{ec}	Contrainte d'écoulement $\sigma_{ec}=(\sigma_Y+R_m)/2$
σ_{el}	Composante élastique de la contrainte
σ_{pl}	Composante plastique de la contrainte
σ_{eq}	Contrainte équivalente au sens de Von Mises
σ_m	Contrainte hydrostatique
σ_u	Contrainte de normalisation
σ_Y	Limite d'élasticité
σ_{Y0}	Limite d'élasticité de référence
σ_{11}	Contrainte principale maximale
σ_{th}	Contrainte seuil
σ_c	Contrainte critique de décohésion matrice/particule
σ_f	Contrainte principale maximale à rupture (fragile) sur le ligament
σ_f^*	Contrainte principale à rupture (fragile) au point d'amorçage
σ_W	Contrainte de Weibull
A	Profondeur d'une fissure débouchante
A	Aire sous la courbe <i>Force-Ouverture</i>
A_{el}	Composante élastique de A
A_{pl}	Composante plastique de A
B	Épaisseur de l'éprouvette
B	Taille du ligament
CID	« Cleavage Initiation Distance », distance au front de fissure d'un site d'amorçage de rupture fragile
CMOD	« Crack Mouth Opening Displacement », ouverture des lèvres de fissure
CTOA	« Crack Tip Opening Angle », angle d'ouverture des lèvres au niveau de la pointe de fissure
CTOD	« Crack Tip Opening Displacement », diamètre d'émoussement
DMS	Distance of Maximum Stress, distance entre la pointe de fissure et le point où la contrainte principale est maximale
E	Module d'Young
F	Fonction de sensibilité au clivage
f, f_0, f^*, f_c	Fractions volumiques de cavité, courante, initiale, effective, critique
$G(\theta)$	Méthode introduite par Destroynder permettant l'estimation de J
G_{fr}	Paramètre intrinsèque au matériau, représentatif de l'énergie de rupture
H	Taux de triaxialité des contraintes
J	Intégrale de Rice
$J_{0.2}$	Ténacité à l'amorçage, mesuré pour une propagation de 0.2 mm
J_{el}	Composante élastique de J
J_i	Ténacité du matériau à l'amorçage ductile

J_M	Intégrale J Modifiée de Ernst
$J_{M,pl}$	Composante plastique de J_M
J_{pl}	Composante plastique de J
K_I	Facteur d'intensité des contraintes en mode I
M	Moment de flexion
MB	Métal de Base d'un joint soudé
MD	Métal Déposé d'un joint soudé
N	Exposant d'écroissage du matériau
P_R	Probabilité de rupture d'un volume V
p_0	Probabilité de rupture d'un volume élémentaire V_0
Q	Facteur de confinement
R	Rayon des cavités dans un matériau ductile
R_0	Rayon initial d'une cavité
R_i	Rayon interne d'un tube
r_m	Rayon moyen d'un tube
R_m	Résistance à la traction
R_{eH}	Limite haute d'élasticité
R_{eL}	Limite basse d'élasticité
SZW	Stretch Zone Width, profondeur de la zone d'érousement
T	Epaisseur d'un tube
T_0	Température de référence, pour une ténacité médiane de $100 \text{ MPa.m}^{1/2}$
T_{mat}	Module de déchirure, introduit par Paris
V_{th}	Volume seuil : $\int_{\Omega(\sigma_{11} \geq \sigma_{th})} dV$
V_0	Volume élémentaire de matière
W	Largeur de l'éprouvette
ZAT	Zone Affectée Thermiquement d'un joint soudé
AE	Eprouvette axisymétrique entaillée
CT	Eprouvette de mécanique de la rupture « Compact Tension »
SENB	Eprouvette de mécanique de la rupture « Single Edge Notch Bending »
SENT	Eprouvette de mécanique de la rupture « Single Edge Notch Tension »
DENT	Eprouvette de mécanique de la rupture « Double Edge Notch Bending »
CCP	Plaque fissurée de traction « Centre Crack Panel »
CCT	Plaque fissurée de traction « Centre Crack in Tension »

INTRODUCTION

L'intégrité d'une structure est confirmée lorsque, pour toutes les conditions de fonctionnement, nominales ou accidentelles, celle-ci est apte à remplir ses fonctions mécaniques, et ce, pour toute sa durée de vie. Pour les composants les plus sensibles, la sûreté nucléaire impose que la présence de défauts potentiels tels que des fissures soit envisagée et prise en compte lors de la conception afin d'assurer une tolérance aux grands défauts des composants importants pour la sécurité.

Cette thèse contribue à la démonstration de l'intégrité du circuit primaire de refroidissement de l'EPR, réacteur de dernière génération développé par AREVA. On trouve, sur ces circuits de tuyauterie, des changements de matériaux qui nécessitent la mise en place de liaisons soudées bimétalliques. Démontrer la résistance à la rupture de ces soudures en faisant l'hypothèse de la présence de défauts tels que des fissures de surface fait partie intégrante du processus de dimensionnement, de validation de la conception et donc de la démonstration de l'intégrité des structures.

Dans un premier temps, le contexte industriel ayant conduit au lancement de ces travaux de recherche est présenté. Une étude bibliographique est ensuite proposée. Celle-ci fait un bilan des études qui ont pu être menées sur les liaisons bimétalliques, et permet d'identifier les lacunes ayant conduit au lancement de cette étude et à la définition de sa problématique. Les outils de la mécanique de la rupture à disposition pour traiter le sujet sont ensuite détaillés.

Un modèle probabiliste a été choisi pour analyser la jonction soudée. En effet, celui-ci permet de comparer des probabilités de rupture en fonction du chargement imposé. Ainsi, différentes configurations de fissure correspondant à différentes positions dans la jonction soudée vont être envisagées et les probabilités comparées, de manière à évaluer si la liaison bimétallique est au moins aussi résistante que le métal de base qui l'entoure.

Un chapitre est consacré à la poursuite des travaux sur le modèle de probabilité engagés au cours de précédentes thèses [LEC 06] [NGU09]. En effet, des réponses à certaines questions subsistantes étaient nécessaires, comme vérifier la possibilité de transférer le modèle défini sur des éprouvettes de laboratoire à une structure, afin de pouvoir le mettre en œuvre dans le cadre de cette étude.

En outre, une première maquette de taille réduite comportant une liaison bimétallique, réalisée au Laboratoire des Technologies d'Assemblage du CEA de Saclay, est utilisée en tant que support expérimental pour valider les protocoles expérimentaux et les méthodes d'analyse permettant d'évaluer l'intégrité de ce type de liaison soudée.

Enfin, l'analyse d'une liaison bimétallique représentative du circuit de refroidissement primaire d'EPR est proposée. Une maquette mise à disposition par AREVA permet de considérer différents cas de défauts conventionnels, d'évaluer lequel est potentiellement le plus nocif et de conclure quant à la résistance à la rupture des liaisons bimétalliques dans la transition fragile-ductile par rapport à celle du reste de la tuyauterie.

CONTEXTE INDUSTRIEL

Contexte industriel

Dans les réacteurs à eau pressurisée, des composants massifs tels que la cuve ou le générateur de vapeur sont connectés au circuit primaire de refroidissement à l'aide de soudures. Fabriqués à partir d'acier ferritique faiblement allié comme le 16MND5 ou le 18MND5, ces éléments sont liés à des éléments de tuyauterie en acier inoxydable tel que le 316L via des soudures, autrement dit, des « liaisons bimétalliques » (figure 1).

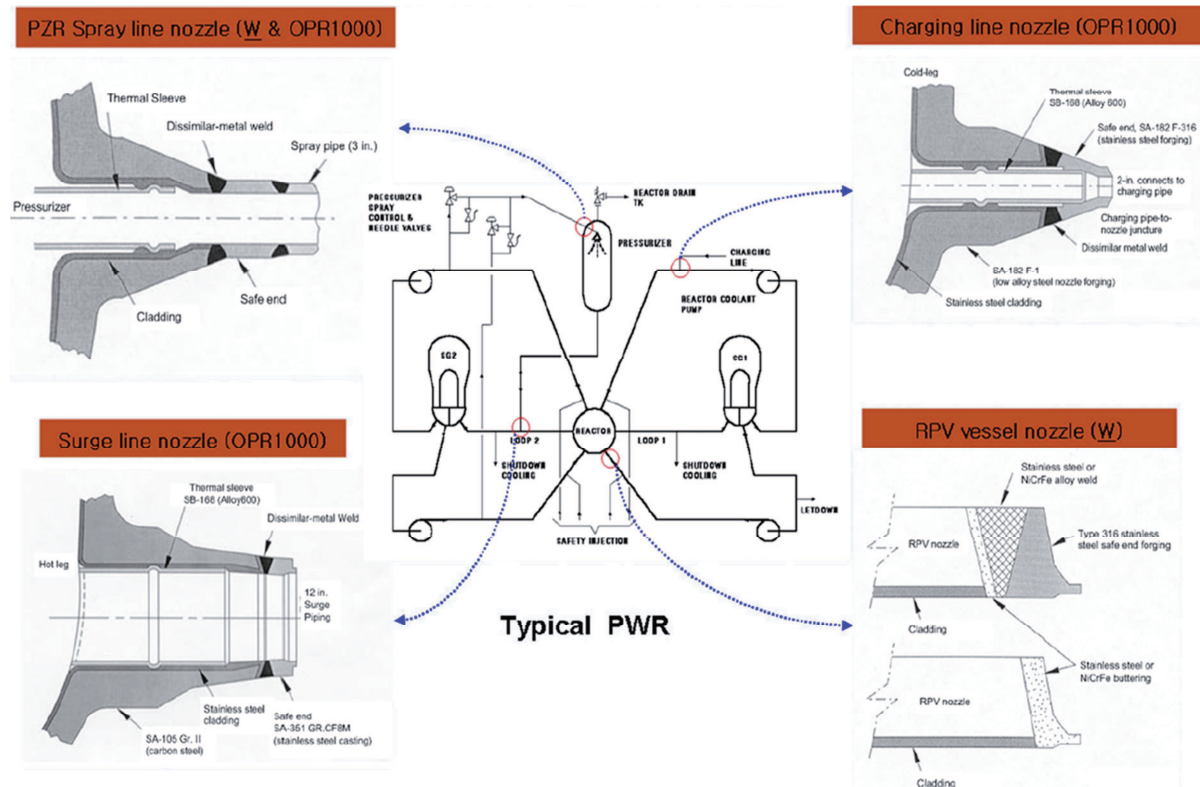


Figure 1 : Emplacement des liaisons bimétalliques dans un réacteur à eau pressurisée [JAN 07]

La différence de composition chimique de ces matériaux implique une disparité des réactions aux sollicitations mécaniques et thermiques pouvant rendre les soudures plus sensibles aux risques de rupture. Ce scénario aurait des conséquences catastrophiques et n'est pas envisageable dans un secteur comme le nucléaire où la sécurité est une priorité.

Aussi, depuis quelques décennies, des matériaux destinés à être utilisés en tant que métal d'apport ont été développés afin de garantir une bonne résistance mécanique et une bonne résistance à la corrosion. De plus, ceux-ci permettent d'atténuer les problèmes liés aux coefficients de dilatation thermique, diminuant ainsi les sollicitations mécaniques de ce type de liaison multi-matériaux. Les propriétés de ces métaux d'apport sont telles que les liaisons soudées considérées sont au moins aussi résistantes que le matériau le plus faible situé de part et d'autre.

Deux des matériaux les plus utilisés dans ce contexte, et auxquels cette étude s'intéresse plus particulièrement, sont des alliages à base nickel appelés « inconel 82 » et « inconel 52 ». Ceux-ci ont des propriétés mécaniques et physiques intéressantes puisqu'elles se situent entre celles des aciers ferritiques et des aciers inoxydables cités auparavant, assurant ainsi un bon compromis et une bonne résistance des soudures.

Par ailleurs, il est nécessaire de garantir l'intégrité des structures nucléaires, dans toutes les conditions de fonctionnement nominal ou accidentelles envisagées au cours de la vie du réacteur (chargement accidentel de type séisme ou brèche dans une tuyauterie par exemple). Sur cette question, de nombreuses études ont été menées au sujet des éléments de tuyauterie ainsi que pour les composants principaux, comme la cuve, certifiant leur tenue mécanique dans les situations considérées. Celles-ci ont montré qu'en dépit des effets de vieillissement thermique, statique, dynamique ou encore d'irradiations, les éléments concernés ne peuvent être exposés, dans le pire des cas, qu'à des propagations de fissure stables.

Les soudures multi-matériaux, en place dans les centrales nucléaires à travers le monde, sont beaucoup plus complexes à analyser que les composants mono-matériau. Cependant, des fissures sont apparues récemment sur certains sites, conduisant même jusqu'à une fuite du circuit primaire à la centrale VC Summer aux Etats-Unis.

Ces observations ont poussé les différents acteurs du secteur à redoubler d'effort afin d'en comprendre les raisons et ainsi de développer leurs connaissances dans le but d'en garantir l'intégrité. Les principales causes ont été identifiées, notamment la corrosion sous contrainte, et celles-ci sont désormais prises en compte dans les conceptions et les études de recherche et développement. Par exemple, les soudures en inconel 82 ont été remplacées par des soudures en inconel 52, plus résistantes à la corrosion sous contrainte.

Compte tenu de ce retour d'expérience, on comprend que la présence de défauts, de type fissure conventionnelle, doit être considérée dans les démonstrations mécaniques qui sont réalisées pour garantir l'intégrité des structures dans toutes les conditions de fonctionnement. Pour les autres composants cités auparavant tels que la cuve ou les éléments de tuyauterie, cette démarche est requise par le code de conception sous le nom « d'analyse du risque de rupture brutale ». Elle a pour objectif principal de montrer la tolérance aux grands défauts et ainsi de démontrer l'adéquation entre choix des matériaux et de la conception, avec le domaine d'utilisation.

L'étude des joints soudés multi-matériaux étant déjà difficile, elle devient un défi lorsqu'il s'agit de démontrer l'intégrité en présence d'un défaut conventionnel. A ce jour, très peu de travaux ont été réalisés dans ce sens. Ceux-ci sont présentés dans l'étude bibliographique ci-après.

CHAPITRE I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Sommaire

Introduction	13
I. Notions sur les soudures	13
I.1. Procédé de soudage au TIG	13
I.2. Conséquences métallurgiques	14
I.2.1. Métal de base.....	14
I.2.2. Métal déposé	14
I.2.3. Zone affectée thermiquement (ZAT)	17
I.3. Conséquences mécaniques	19
I.3.1. Le mismatch	19
I.3.2. Les contraintes résiduelles.....	20
II. Rupture des liaisons bimétalliques	22
II.1. Etudes réalisées	22
II.1.1. Le programme de recherche NRC	22
II.1.2. Les programmes BIMET et ADIMEW.....	24
II.1.3. Autres méthodes d'évaluation de la rupture dans une soudure bimétallique.....	26
II.1.4. Impact de la position de la fissure sur la résistance à la déchirure ductile.....	30
II.1.5. Impact de la ligne de fusion sur la déviation de propagation de fissure	32
II.1.6. Programmes STYLE ET MULTIMET	33
II.2. Discussion	35
III. Mécanismes de rupture fragile	36
IV. Critères et modèles de rupture fragile	38
IV.1. Modèles déterministes	38
IV.1.1. Facteur d'intensité de contrainte critique	38
IV.1.2. Modèle RKR.....	38
IV.1.3. Modèle de Chen	39
IV.2. Modèles d'approches locales probabilistes	41
IV.2.1. Statistique de Weibull	41
IV.2.2. Modèle de BEREMIN	41
IV.2.3. Modèle de Margolin.....	42
IV.2.4. Modèle de Bordet	43
V. Ténacité dans la zone de transition	44
V.1. Traitement de l'élévation de température	44
V.1.1. Modèle de BEREMIN modifié.....	45
V.1.2. Master Curve.....	45

V.2. Traitement de la perte de confinement.....	46
V.2.1. Champ de référence.....	46
V.2.2. Master Curve modifiée.....	47
V.3. Traitement de la déchirure ductile préalable au clivage.....	47
V.3.1. Couplage du modèle GTN et de la statistique de Weibull	47
V.3.2. Couplage du modèle de Rousselier et du modèle de BEREMIN	48
V.3.3. Couplage de l'approche G_{fr} et de modèles de rupture fragile	49
VI. Modèle en contrainte seuil.....	51
VI.1. Notions de contrainte seuil et de volume seuil.....	51
VI.2. Relation entre volume seuil et probabilité de rupture	52
VI.3. Identification des paramètres du modèles en contrainte seuil	53
VI.3.1. Détermination de la contrainte seuil	53
VI.3.2. Détermination de la fonction de sensibilité F	54
VI.3.3. Forme finale du modèle en contrainte seuil	56
VI.3.4. Application du modèle en contrainte seuil à un autre acier et une structure.....	57
VI.3.5. Application du modèle en contrainte seuil aux joints soudés	59
VI.3.6. Introduction d'une valeur minimale de V_{th}	62
Conclusion de l'étude bibliographique	64
Références	66

Introduction

Afin de mieux appréhender les particularités des liaisons bimétalliques, quelques notions sur les soudures sont tout d’abord abordées. En outre, cette étude bibliographique rend compte des travaux qui ont été effectués dans le but de garantir l’intégrité des soudures « acier ferritique / inconel ou acier inoxydable / acier inoxydable ». Les difficultés liées à l’analyse de ce type de soudure sont mises en évidence.

Une discussion est ensuite proposée de manière à mettre en lumière les lacunes qui doivent être traitées pour garantir l’intégrité des liaisons bimétalliques. Aussi, une réflexion proposant une voie à explorer est exposée, avant d’apporter les notions de rupture fragile indispensables au traitement du sujet.

Par ailleurs, afin de ne pas alourdir cette étude bibliographique, des notions de base de mécanique de la rupture, et une étude bibliographique sur la déchirure ductile sont disponibles en annexe 1. Ces aspects sont abordés dans la synthèse des études précédentes mais ne constituent pas un intérêt majeur au traitement du sujet de cette thèse.

I. Notions sur les soudures

I.1. Procédé de soudage au TIG

Les liaisons bimétalliques liant les gros composants d’une centrale nucléaire au circuit primaire sont réalisées à l’aide du procédé de soudage TIG automatique. Celui-ci produit des soudures de grandes qualités, notamment pour les liaisons mettant en œuvre un acier inoxydable.

Par définition, le terme « TIG » est l’abréviation de « Tungsten Inert Gas » et sert à désigner le procédé de soudage en atmosphère inerte avec électrode de tungstène aussi appelée « G.T.A.W. » pour « Gas Tungsten Arc Welding ».

Un arc électrique, entre une électrode réfractaire de tungstène et la pièce à souder, est utilisé pour créer une forte augmentation de température. Un fil de métal d’apport défilant automatiquement, en inconel pour les cas qui nous intéressent, alimente le bain de fusion, remplissant ainsi le joint à souder. Une torche électrique fournit un jet de gaz inerte (argon, hélium ou parfois un mélange argon-hélium) qui vient envelopper l’arc électrique à la pointe de l’électrode et créer un bouclier gazeux empêchant l’air ambiant de venir en contact avec l’opération de soudure (figure I-1). Cette atmosphère permet d’éviter toute réaction chimique, telle que l’oxydation.

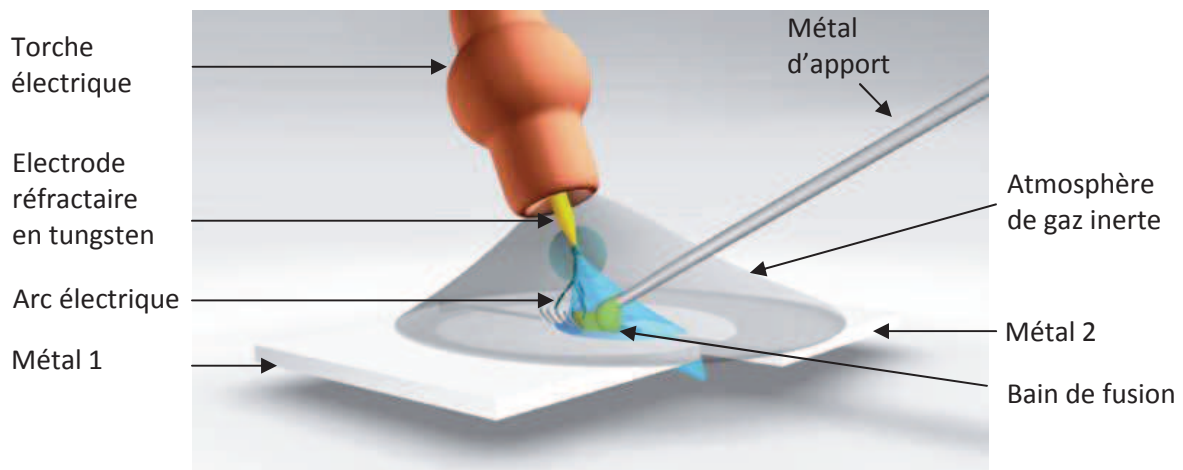


Figure I-1 : Schéma de principe du soudage TIG

Ce procédé de soudage est dit « multi-passes », c'est-à-dire que plusieurs passes successives sont nécessaires pour compléter le joint soudé. Selon l'épaisseur et la largeur de ce dernier, il est possible de trouver plusieurs passes côte à côte.

Après le soudage, les soudures subissent souvent un traitement thermique post-soudage dans le but de relaxer les contraintes résiduelles dues au procédé de soudage et de stabiliser la métallurgie. En règle générale, les étapes de ce type de traitement thermique sont :

- montée libre en température jusqu'à 350°C ;
- montée programmée à 55°C/H maximum entre 350°C et 600°C ;
- palier entre 595°C et 620°C pendant 6 à 6h30 ;
- descente programmée à 55°C/H maximum entre 600°C et 350°C ;
- descente libre de 350°C à l'ambiante.

I.2. Conséquences métallurgiques

Une soudure peut être décomposée en trois zones différentes (figure I-2): le métal de base (MB), le métal déposé (MD) et les zones affectées thermiquement (ZAT).

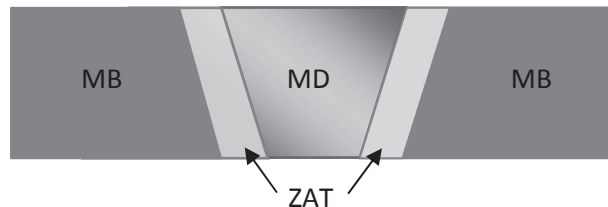


Figure I-2 : Schéma des zones d'une soudure

I.2.1. Métal de base

Le métal de base correspond à la partie de la structure soudée qui ne subit pas de transformation métallurgique significative du fait de sa distance par rapport à la source de chaleur produite lors du soudage.

I.2.2. Métal déposé

La zone fondue (métal déposé), correspond à la zone où le métal est passé par l'état liquide lors de l'opération de soudage. Au-delà des lignes de fusion, le matériau est resté à l'état solide ou semi-solide.

La composition chimique du métal déposé est liée à celle du métal d'apport, à celle des métaux de base ainsi qu'à l'environnement (enrobage de l'électrode...). L'énergie de soudage va conditionner le degré de dilution du métal de base, c'est-à-dire sa contribution à la zone fondue.

Dans les joints multi-passes, de manière générale, deux types de zone se distinguent. En effet, les passes successives réchauffent les passes précédentes, ce qui a pour effet de changer la microstructure ainsi que les composants au sein même du joint. La durée entre chaque passe ou le temps de refroidissement ont également une influence sur la taille des grains. Ces appelées « zones fondues brutes de solidification » (ZFBS) et « zones fondues recuites » (ZFR) sont représentées sur la figure I-3.

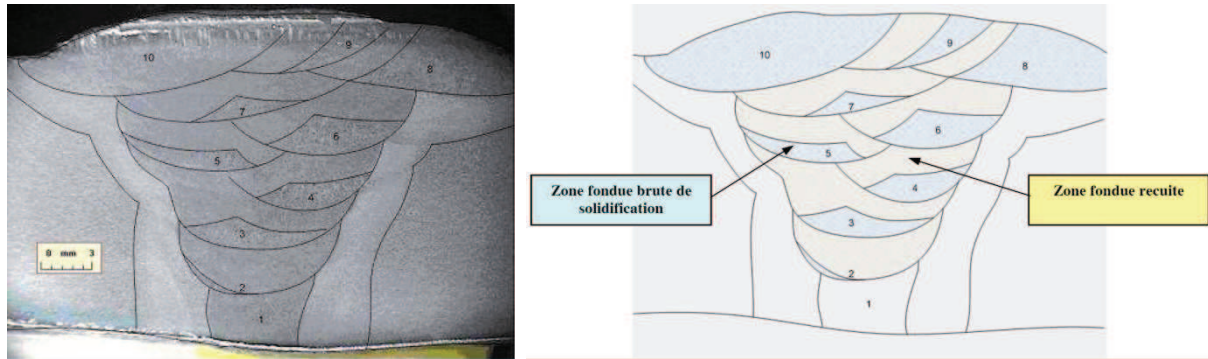


Figure I-3 : ZFBS et ZFR dans un joint soudé en acier ferritique TU42C [LEC 06]

Pour les soudures en inconel, la microstructure observée est généralement dendritique [JAN 07]. Cependant, les passes successives ont tendance à orienter et espacer les dendrites de manière hétérogène à travers le joint. Celles-ci sont mieux organisées au fur et à mesure que l'on remonte dans le joint et suivent la direction principale de refroidissement.

Shariatpanahi et al [SHA 10] ont étudié deux soudures en inconel 182 entre un acier ferritique 2.25Cr-1Mo et un acier austénitique 316L. Il est important de préciser que, dans le premier cas, une opération de beurrage a été réalisée au préalable de la soudure comme c'est souvent le cas pour ce type de liaison. Cela consiste à venir déposer une fine couche d'inconel sur l'acier ferritique avant de réaliser la soudure de façon à moins affecter thermiquement le métal de base et à limiter la migration d'éléments chimiques entre les matériaux (figure I-4).

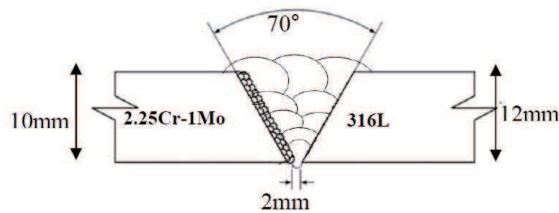


Figure I-4 : Détails sur le joint soudé [SHA 10]

Ils remarquent que la microstructure dans la zone fondue de l'inconel ainsi que dans le beurrage est principalement dendritique. Cependant, l'orientation, l'espacement et la forme des dendrites semble varier selon la zone considérée et la composition chimique (figure I-5). En effet, proche de l'acier ferritique dans le beurrage en inconel 182, la microstructure se révèle être dendritique cellulaire (b). Dans la zone fondue, la structure en dendrite colonnaire (c) se transforme en une structure combinant dendrites colonnaires et dendrites équiaxe (d) au fur et à mesure que l'on avance vers le centre du joint. Par ailleurs, il note que plus l'épaisseur de beurrage est importante, et plus les dendrites colonnaires sont présentes dans la zone fondue.

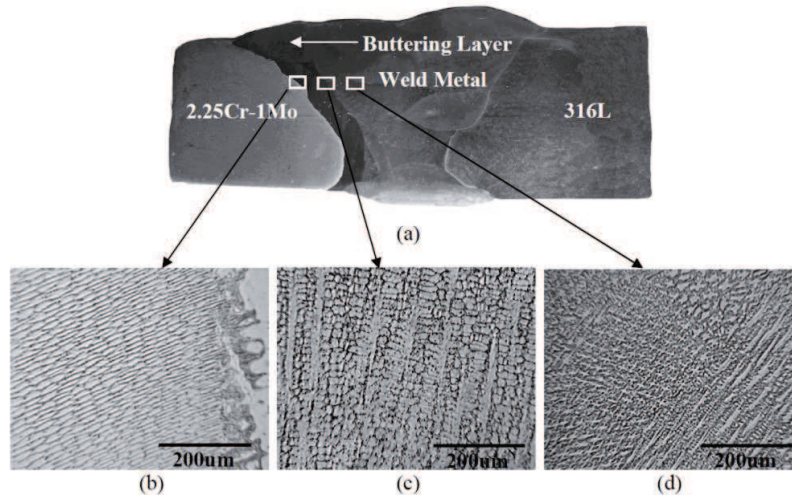


Figure I-5 : (a) Macrostructure de la soudure (b) dendrite cellulaire (c) dendrite colonnaire (d) dendrite colonnaire et équiaxe [SHA 10]

Une soudure identique sans beurrage a également été observée [SHA 10]. Celle-ci révèle que la zone composée de dendrite cellulaire est plus importante et que la zone composée de dendrites colonnaires et équiaxes se déplace vers le centre de la zone fondue.

Dans les deux cas, une structure à dendrites cellulaires est prédominante dans la passe de racine.

Les changements de microstructures des dendrites seraient en partie dus à la migration des éléments de niobium. En effet, plus sa concentration est élevée, plus les dendrites sont espacées. De plus, cet élément aurait la propriété de transformer les dendrites cellulaires en combinaison de dendrites colonnaires et équiaxes. Le beurrage aurait une influence sur la dilution et donc sur la répartition de cet élément puisque la transformation des dendrites apparaît très près du beurrage dans le premier cas. Inversement, sans beurrage, la zone composée de dendrites cellulaires est plus importante.

Jang et al [JAN 07] ont étudié les changements de structures dans l'épaisseur d'un joint en inconel 182 entre un acier ferritique SA508 cl.3 et un acier austénitique F316 (figure I-6). Un beurrage en inconel 82 a été réalisé.

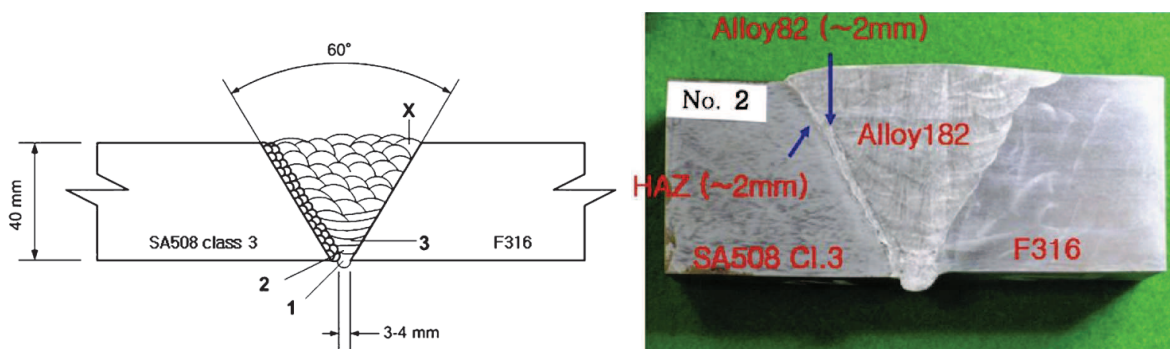


Figure I-6 : Soudure SA508/I182/F316 [JAN 07]

Là encore, les dendrites montrent des orientations et des espacements différents selon la position dans le joint (figure I-7). En effet, elles sont orientées vers la direction principale de refroidissement mais celle-ci varie en fonction de la position dans l'épaisseur du joint.

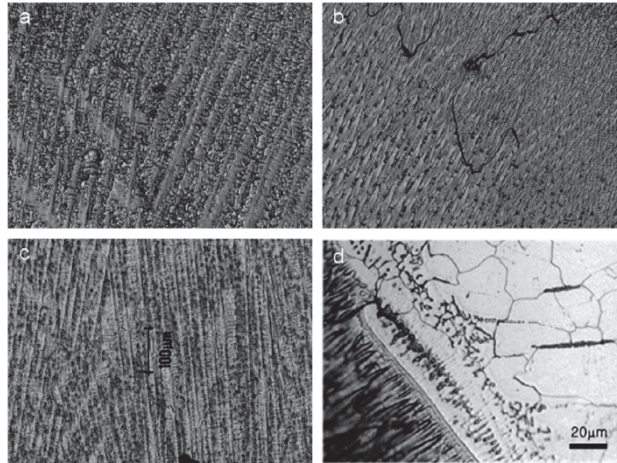


Figure I-7 : Microstructure typique d'une zone fondue en inconel 82/182 (a) près de la passe de racine (b) au milieu de l'épaisseur du joint soudé (c) à la surface du joint soudé (d) à l'interface entre l'inconel 182 et le F316 [JAN 07]

I.2.3. Zone affectée thermiquement (ZAT)

Lors du soudage, des cycles thermiques importants interviennent dans le métal de base. Ceux-ci sont caractérisés par un chauffage très rapide suivi d'un refroidissement dont la cinétique dépend des conditions de soudage. La zone affectée thermiquement correspond au volume de métal dont la microstructure est modifiée par ces cycles. D'une largeur de quelques millimètres de chaque côté du cordon de soudure, celle-ci comprend plusieurs sous-zones. Leurs microstructures diffèrent selon l'historique de la température maximale atteinte et celui du refroidissement.

Pour un acier ferritique, quatre sous-zones sont généralement observables dans une ZAT obtenue suite à un soudage mono-passe [LAMT 03] [LAMB 01] (figure I-8):

- la zone à gros grains (CGHAZ : Coarse Grained Heat Affected Zone) dont la température maximale atteinte est comprise entre 1100°C et 1500°C et conduit à un austénitisation puis à un grossissement de grain ;
- la zone à grains fins (FGHAZ : Fine Grained Heat Affected Zone) où le métal de base a été porté entre 850°C et 1100°C, subissant une brève austénitisation et dont la microstructure a été recristallisée ;
- la zone intercritique (ICHAZ : Intercritical Heat Affected Zone) qui a subi une austénitisation partielle entre 750°C et 850°C ;
- la zone subcritique (SCHAZ : Subcritical Heat Affected Zone) où le métal de base n'a subi qu'un revenu entre 500°C et 750°C.

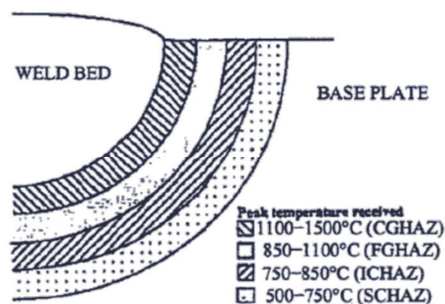


Figure I-8 : Zones de la ZAT d'un cordon de soudure mono-passe [DAV 94]

Si le procédé de soudage est multi-passes, les régions définies auparavant présentent une sous-répartition de zones beaucoup plus complexe, due au réchauffement induit par les passes successives. Cette hétérogénéité est telle que l'on peut alors également découper la zone à gros grains en quatre sous-zones fonction des températures auxquelles elles ont été exposées (figure I-9) :

- (A) la zone à gros grains (UCGHAZ : Unaltered Coarse Grained Heat Affected Zone) qui est réchauffée à une température supérieure à 1200°C ;
- (B) la zone à grains fins (SCR CGHAZ : Supercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone) qui correspond à une zone réchauffée à une température entre 850°C et 1200°C ;
- (C) la zone à gros grains réchauffée dans le domaine intercritique (IC CGHAZ : Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone) impliquant un réchauffage compris entre 750°C et 850°C ;
- (D) la zone à gros grains réchauffée dans le domaine subcritique (SC CGHAZ : Subcritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone) qui subit une remontée en température de 500°C à 750°C .

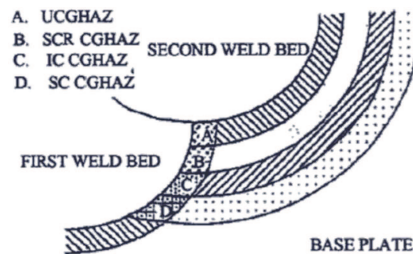


Figure I-9 : Sous-zones de la ZAT d'un cordon de soudure multi-passes [DAV 94]

Pour un acier à faible teneur en carbone (0,15 % de la masse), Béranger et al [BERA 94] ont pu établir un lien entre la taille des grains et les changements microstructuraux dus aux remontées en température des différentes zones (figure I-10).

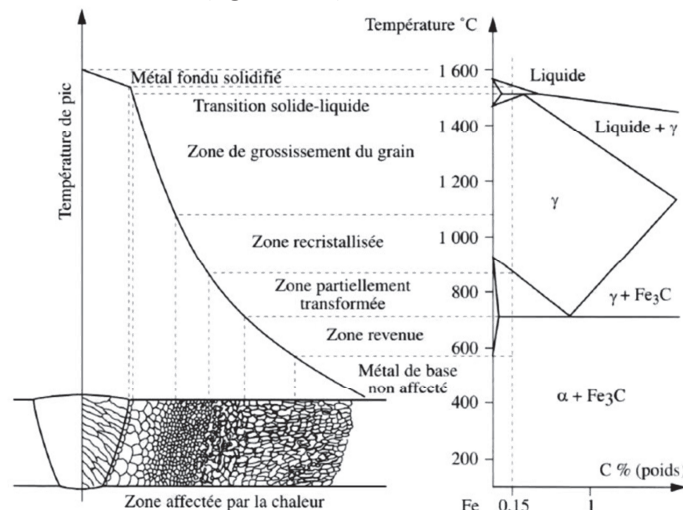


Figure I-10 : Evolution des microstructures dans la ZAT d'un acier à faible teneur en carbone (0,15% masse) [BERA 94]

En outre, il est important de noter que la taille des grains dans une structure a une influence sur son comportement mécanique et à rupture. En effet, plusieurs auteurs se sont intéressés aux positions des sites de clivage dans la ZAT et ont relevé que la plupart se situent dans la zone à gros grains (CGHAZ), désormais supposée être la zone la plus sensible au clivage. On trouve généralement la zone à gros grains en surface au pied du bourrelet de soudure, où une concentration géométrique de contrainte se situe.

I.3. Conséquences mécaniques

I.3.1. Le mismatch

Le métal de base (MB) et le métal déposé (MD) ne possèdent pas les mêmes caractéristiques mécaniques. Afin d'évaluer les différences, on définit un rapport appelé « Mismatch » (M) qui n'est autre que le rapport des limites d'élasticité.

Trois cas sont possibles en considérant $M = \sigma_{Y_MD} / \sigma_{Y_MB}$:

- $M < 1$ (undermatch), le métal fondu est donc moins résistant que le métal de base – cette configuration est interdite dans les appareils sous pression (circuit primaire, secondaire...) car elle favorise une localisation de la déformation, donc une concentration de la plasticité et la rupture dans le métal fondu ;
- $M = 1$ (evenmatch), impliquant que les limites d'élasticité sont équivalentes ;
- $M > 1$ (overmatch), ce qui signifie que le métal fondu est plus résistant que le métal de base – c'est cette configuration qui est généralement privilégiée de façon à éviter une rupture dans le métal fondu.

En présence d'une fissure en milieu de joint soudé et dans le cas de l'overmatch, si la zone fondue n'est pas assez large et selon le niveau de chargement, la plasticité se développe essentiellement dans le métal le plus mou, à savoir le métal de base (figure I-11 b/c). Dans le cas contraire, la plasticité reste confinée (a) [HOR 00].

Pour les cordons étroits comprenant une fissure, la zone fondue n'a qu'une très faible influence sur le comportement global de la structure. En effet, le métal de base semble gouverner le comportement global de la structure, ainsi que celui au voisinage de la fissure. La zone plastique s'étendant dans le métal de base présente alors une forme caractéristique de l'overmatch (forme de champignon).

Par ailleurs, il a également été montré que le type de chargement (traction ou flexion) modifie le confinement de la plasticité dans le métal déposé. En effet, la flexion favoriserait davantage le confinement de la plasticité.

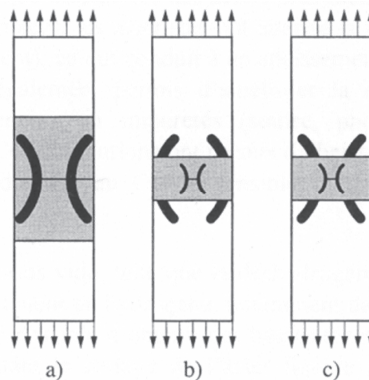


Figure I-11 : Evolution de la zone plastifiée en fonction de la largeur de la zone fondue [HOR 00]
 a) avec MD assez large b) avec MD réduit et fissure courte c) avec MD réduit et fissure longue

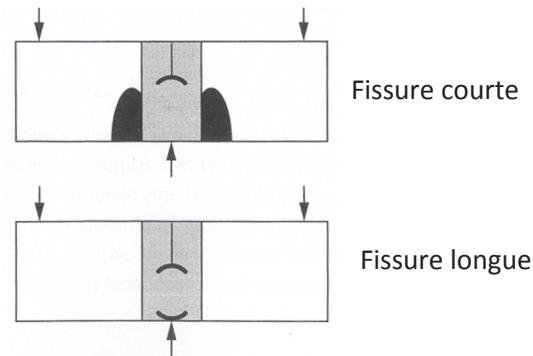


Figure I-12 : Confinement de la plasticité pour un chargement en flexion [HOR 00]

A partir d'analyses par calculs aux éléments finis sur des éprouvettes CCT et SENB en acier ferritique, Kim et al en sont arrivés aux conclusions suivantes [KIM 01-1] [KIM 01-2]:

- si le mismatch est très faible ($M \ll 1$), c'est le joint soudé qui voit la plasticité se développer ;
- si le mismatch est proche de 1 ($M \approx 1$), la configuration est presque identique au cas homogène avec toutefois une transition de la plasticité plus ou moins importante au niveau de l'interface ;
- si le mismatch est très important ($M \gg 1$), la plasticité se développe principalement dans le métal de base avec l'augmentation du chargement, alors qu'elle reste confinée en pointe de fissure dans le joint.

I.3.2. Les contraintes résiduelles

Lorsqu'aucune sollicitation extérieure n'est appliquée à une structure mécanique et qu'elle présente tout de même des contraintes internes, celles-ci sont qualifiées de « contraintes résiduelles ». Ces dernières peuvent entraîner des concentrations de contraintes, ou encore diminuer la résistance mécanique d'une structure en s'ajoutant à un chargement externe.

Les structures soudées sont généralement sujettes à ces contraintes dont les causes sont bien connues, à savoir les dilatations thermiques, les transformations de phases, le bridage ou encore le mismatch des matériaux.

Les contraintes résiduelles ne peuvent pas être mesurées directement. Mackenzie et al [MAC 77] ont déterminé le profil typique de l'évolution des contraintes au sein d'un joint soudé homogène, dans le sens longitudinal et transversal (figure I-13).

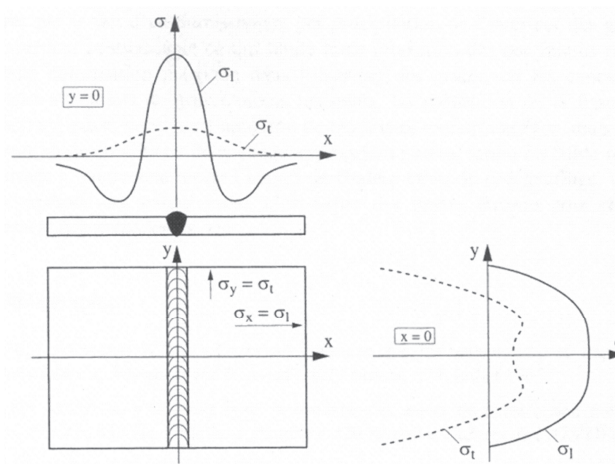


Figure I-13 : Profil de contrainte typique au sein d'un joint soudé [MAC 77]

Lorsque les conditions de soudage sont inconnues dans les analyses mécaniques, les contraintes résiduelles sont supposées constantes dans l'épaisseur du joint soudé et égales à la limite d'élasticité, ce qui est extrêmement conservatif. Les contraintes résiduelles sont supposées être équilibrées. Néanmoins, malgré le fait que cela puisse aller à l'encontre du sens physique, certains profils présentent des contraintes non équilibrées, et majorent donc, de façon très pessimistes, leur niveau.

Pour les soudures de tubes en acier de construction, le programme européen SINTAP propose des profils de contraintes résiduelles simplifiés (figure I-14).

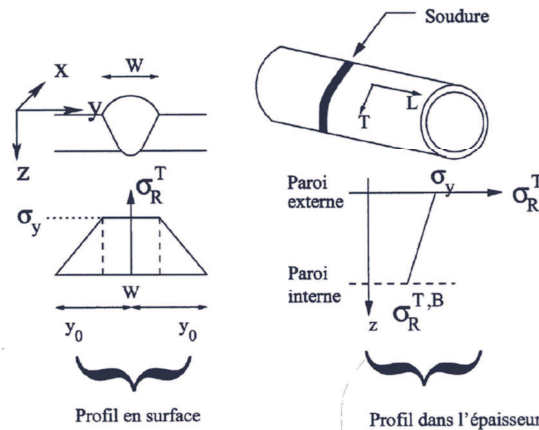


Figure I-14 : Exemples de profils de contraintes résiduelles proposés dans le programme SINTAP pour une soudure de rabotage de tubes en acier de construction (sens transversal) [STA 00]

En cas de ruine d'une structure dans un état de plasticité généralisée, les contraintes résiduelles ont un effet négligeable car elles sont relaxées par la déformation plastique. En revanche, si la plasticité est limitée comme en cas de rupture fragile, leur effet peut s'avérer significatif.

Pour un cas de rupture brutale dans une soudure de rabotage de tubes comportant une fissure, il a été montré que les contraintes résiduelles ont un effet important pour les faibles sollicitations [PAN 96]. En effet, le facteur d'intensité de contrainte ou encore le confinement peuvent être fortement affectés pour de faibles chargements, alors que l'influence des contraintes résiduelles diminue avec l'augmentation des efforts appliqués (figure I-15). En présence de contraintes résiduelles, les conditions d'amorçage de rupture fragile peuvent être atteintes pour un chargement plus faible car le confinement, et donc les contraintes, sont plus élevés.

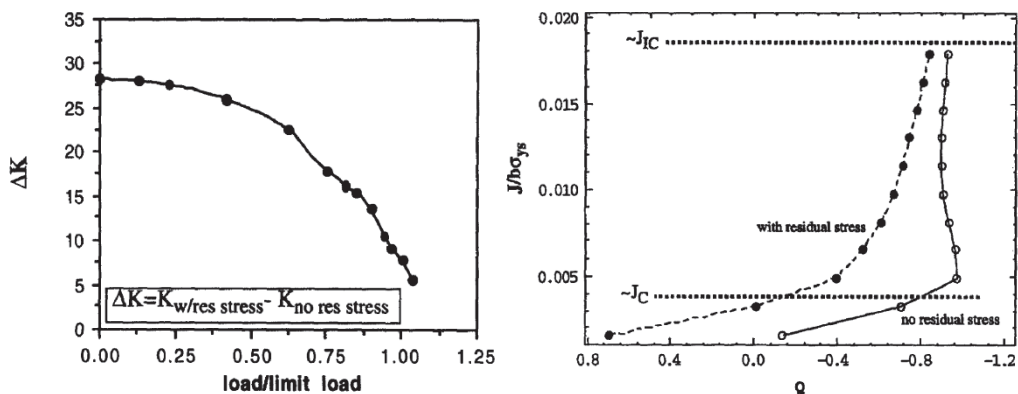


Figure I-15 : Influence des contraintes résiduelles sur le facteur d'intensité de contrainte K en fonction du chargement (a) et sur le confinement (b) [PAN 96]

Par ailleurs, des études numériques ont permis de montrer que l'intégrale J peut également être affectée par les contraintes résiduelles. Finch et Burkedin [FIN 92] sont arrivés à ces conclusions :

- en présence de contraintes résiduelles de traction et pour un même chargement, J est plus élevé que sous un chargement externe seul ;
- en présence de contraintes résiduelles de compressions, J est moins élevé que sous un chargement externe seul – en effet, une partie du chargement sert à ouvrir la fissure qui a tendance à se refermer naturellement ;
- l'effet combiné du chargement externe et des contraintes résiduelles sur J est supérieur à la somme de leurs effets calculés séparément.

Afin de s'affranchir des contraintes résiduelles et de leurs effets indésirables, un traitement thermique est presque toujours réalisé sur les composants (voir I-1). Celui-ci transforme les déformations élastiques en déformations plastiques.

Néanmoins, dans certains cas, lorsqu'il n'est pas possible d'effectuer un traitement thermique, il peut s'avérer indispensable de mesurer ces contraintes résiduelles afin d'en tenir compte dans les études mécaniques. Aussi, on distingue deux types de méthode de mesure des contraintes résiduelles :

- les méthodes non-destructives comme les ultrasons, les rayons X ou encore la diffraction des neutrons ;
- les méthodes destructives telles que la méthode du trou ou de la flèche.

II. Rupture des liaisons bimétalliques

Dans cette partie, un bilan des études réalisées au sujet de la rupture des liaisons bimétalliques est proposé. Celles-ci sont assez récentes et peu nombreuses. Par ailleurs, elles s'attachent principalement à caractériser la déchirure ductile de ce type de soudure car celles-ci ne sont pas supposées être en situation de rupture fragile selon les conditions de température auxquelles elles sont exposées. En effet, la plus basse température à laquelle peuvent être confrontées les soudures est de 7°C, en cas d'injection d'eau froide en situation d'urgence. Afin de mieux appréhender les problématiques liées aux LBM et les approches qui ont pu être entreprises au cours des études abordées, les critères d'amorçage, de propagation et les approches décrivant l'endommagement sont présentés en annexe 1.

II.1. Etudes réalisées

Dans cette partie, différentes études concernant la rupture des soudures bimétalliques sont présentées. Celles-ci s'appuient sur des essais de rupture sur éprouvettes mais également sur des essais sur structures tubulaires soudées comportant un défaut conventionnel. Des conclusions sont émises à propos de l'amorçage de la rupture, la propagation d'une fissure, les effets de la microstructure ou encore ceux des contraintes résiduelles. Des informations complémentaires sur les programmes de recherche NRC, BIMET et ADIMEW sont disponibles en annexe 2.

II.1.1. Le programme de recherche NRC

Cette étude fait partie d'un programme de recherche lancé par la commission de régulation nucléaire aux Etats-Unis (NRC) au début des années 90, porté sur l'analyse des fissures dans les tuyauteries et les soudures [NRC 95]. Celle-ci se focalise plus particulièrement sur l'évaluation des méthodes analytiques de prédiction de la rupture dans le cas d'une fissure conventionnelle placée au niveau d'une soudure en inconel, entre un tube en acier ferritique et un autre en acier austénitique.

Soudure étudiée

La soudure analysée dans cette étude provenait de composants réels du circuit de refroidissement d'une centrale nucléaire (figure I-16). En effet, la construction d'une centrale a été annulée et les éléments déjà fabriqués ont été mis à disposition de différents programmes de recherche.

Initialement, la soudure en inconel 182 reliait une tubulure en acier ferritique A516 Gr.70, du circuit de refroidissement, à un anneau de sécurité en acier austénitique SA182 F316 qui devait être lui-même soudé à l'entrée d'une des pompes du réacteur.

Un revêtement en acier inoxydable TP304L est présent à l'intérieur de la tubulure ferritique. Suite à un beurrage à l'inconel 182 sur l'extrémité de la tubulure ferritique, la soudure a été réalisée à l'arc à électrode enrobée.

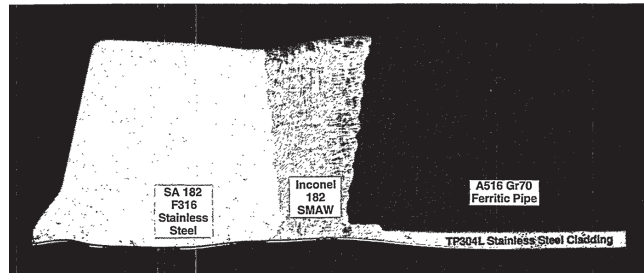


Figure I-16 : Soudure bimétallique du projet NRC [NRC 95]

Caractérisation des matériaux et résistance de la soudure en présence d'une fissure

Tous les matériaux composant la soudure, y compris la ZAT de l'acier ferritique, ont été caractérisés avec des essais de traction à 288°C, des essais de dureté ou encore des observations microscopiques.

Un des objectifs de cette étude était d'évaluer la résistance à la rupture ductile d'un tube avec cette liaison soudée à 288°C, température nominale de fonctionnement, en présence d'une fissure conventionnelle à l'interface A516/I182.

Des essais de ténacité à 288°C ont donc été menés sur des éprouvettes pour caractériser cette interface, l'acier ferritique et l'acier inoxydable. Ensuite, des éprouvettes CT ont été prélevées dans tous les matériaux, y compris pour caractériser la ZAT à l'interface A516/I182, et pré-fissurées par fatigue. Par ailleurs, cherchant à vérifier si la forme de l'entaille avait une influence sur les valeurs de ténacité à l'amorçage, les auteurs ont procédé de la même manière avec des CT sans pré-fissuration, mais uniquement avec une entaille usinée.

Deux essais de flexion 4 points ont également été menés sur des tubes avec entaille usinée au niveau de l'interface A516/I182, à 288°C, lors desquels de nombreuses données ont été enregistrées (moment appliqué, déplacement des vérins etc...).

Observations et conclusions

Le matériau le plus dur était l'inconel, métal déposé de la soudure. Celui-ci avait également une limite élastique et une résistance mécanique supérieures à celles de l'acier ferritique et de la ZAT.

La ténacité à l'amorçage de l'acier ferritique était la plus faible, suivie de celle de la ZAT, puis de celle de l'inconel et enfin de l'acier inoxydable. Lors de ces essais, la rupture a été purement ductile à chaque fois, et les fissures ont toutes dévié vers l'acier ferritique, préférant aller se loger dans le matériau dont la limite élastique est la plus faible.

Quant aux essais sur tubes, ils ont permis de déterminer les valeurs de $J_{0,2}$ à l’amorçage, les valeurs des moments à l’amorçage et maximum. La rupture a été entièrement ductile et la fissure a dévié de l’interface A516/I182 vers l’acier ferritique. Des prédictions de moment à l’amorçage et à rupture ont été entreprises à partir des données recueillies sur les éprouvettes, afin d’évaluer la pertinence des approches par rapport aux résultats expérimentaux. Les auteurs ont essayé d’appliquer les propriétés correspondant à un seul des matériaux à toute la structure. La meilleure des prédictions de valeurs de moments a été celle qui utilisait les propriétés de l’acier ferritique.

En outre, les auteurs ont constaté que la courbe J-R déterminée sur les éprouvettes CT ne correspondait pas du tout à celle obtenue sur le tube, les valeurs de J_i étant beaucoup plus faibles sur les éprouvettes : ils ont estimé que cet écart était dû à la déviation de la fissure. La difficulté de déterminer et de prédire l’amorçage de la rupture a été soulignée.

Les auteurs ont ensuite comparé l’essai de flexion avec un essai identique sur un tube sans soudure en acier A516 et un autre sur un tube en acier A516 avec joint soudé constitué du même matériau : la soudure bimétallique étudiée s’est comportée de la même manière que le tube sans soudure. Ils en concluent qu’il est possible d’étudier ce type de soudure à partir d’un tube sans soudure. Toutefois, ce phénomène est supposé être dû au fait que la soudure ait dévié dans l’acier ferritique.

Enfin, les auteurs ont abordé d’autres types de soudures, en particulier les soudures réalisées avec des aciers austénitiques entre un acier ferritique à taux de carbone plus élevé (A508) et un acier austénitique (F316). Le fait de changer de métal déposé modifie complètement le comportement de la fissure à cause de la migration des éléments qui crée des zones de durcissement. De la même façon, celle-ci dévierait vers le métal dont la limite d’élasticité est la plus faible.

II.1.2. Les programmes BIMET et ADIMEW

Ces deux programmes européens étaient destinés à développer et vérifier les méthodes d’analyse permettant de décrire le comportement ductile d’un défaut circonférentiel à la surface d’une liaison bimétallique.

Soudures étudiées

Pour les deux programmes, les soudures étaient du même type. Celles-ci étaient en acier austénitique et reliaient un acier ferritique à un acier austénitique (figure I-17). Dans les deux cas, un beurrage avait été réalisé sur l’acier ferritique avant la soudure.

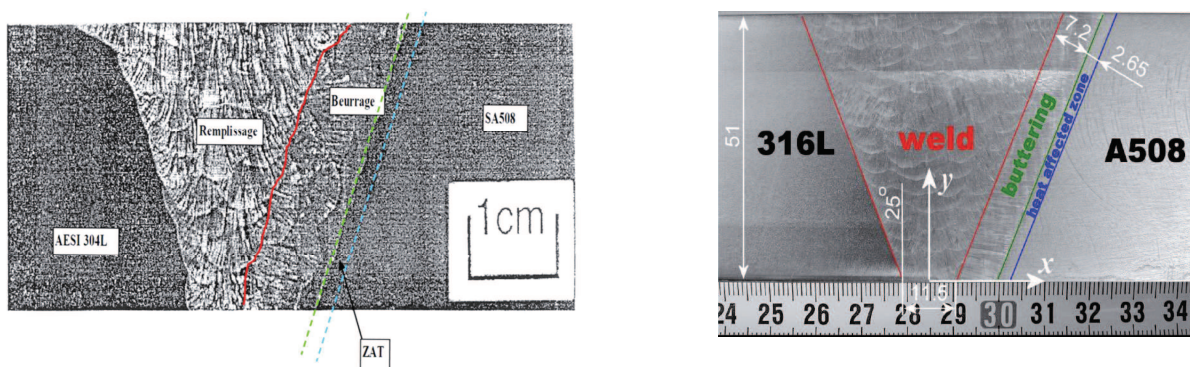


Figure I-17 : Soudures des maquettes BIMET (gauche) et ADIMEW (droite) [GIL 09]

Caractérisation des matériaux et résistance de la soudure en présence d'une fissure

BIMET était destiné à valider des méthodes d'analyse sur une maquette à petite échelle. Aussi, toute l'analyse a été réalisée à température ambiante afin de simplifier l'étude. Ensuite, les méthodes développées ont été reprises pour ADIMEW, maquette à échelle 1/2, étudiée à température nominale de fonctionnement, à savoir à 300°C.

Dans les deux cas, le but était de parvenir à décrire et prédire le comportement d'une fissure conventionnelle située dans le beurrage proche de l'interface avec l'acier ferritique, zone supposée être la plus sensible à la rupture dans ce type de liaison.

Comme pour le programme NRC, toutes les propriétés des matériaux ont été déterminées à partir d'éprouvettes, aux températures considérées. Les lois de comportement sont issues d'essais sur éprouvettes axisymétriques ou plates, les ténacités proviennent d'essais Charpy, et les courbes $J-\Delta a$ d'essais sur éprouvettes CT pré-fissurées ou avec entailles usinées ainsi que d'éprouvettes SENB. Les contraintes résiduelles ont également été mesurées, et évaluées à partir de simulations de toutes les étapes de fabrication des maquettes.

Ensuite, des essais de flexion 4 points ont été réalisés sur des tubes comprenant une fissure conventionnelle circonférentielle dans le beurrage près de l'interface avec l'acier ferritique. Ceux-ci ont fourni de nombreuses données expérimentales permettant de déduire les valeurs de $J_{0.2}$ à l'amorçage, les moments à l'amorçage et maximum etc...

En parallèle, des groupes de travail ont été constitués pour évaluer différentes approches visant à reproduire le comportement global de l'essai de flexion et de la propagation de fissure, à partir des données obtenues sur les éprouvettes. Aussi, des méthodes analytiques globales, ont été comparées à des méthodes énergétiques ainsi qu'à des approches locales.

Observations et conclusions

Le matériau ayant la plus faible limite élastique était l'acier inoxydable des tubes, suivi de celui de la soudure puis de l'acier ferritique, et enfin de sa ZAT.

Dans les deux programmes, les fissures des tubes se sont propagées dans le beurrage de façon stable et ductile. Celles-ci ont légèrement dévié vers l'interface avec l'acier ferritique, puis l'ont suivi, sans jamais la traverser. Là encore, les fissures se sont dirigées vers le matériau le plus proche ayant la plus faible limite élastique, à savoir une fine bande le long de l'interface avec l'acier ferritique. Les auteurs ont mis en évidence que le confinement de la plasticité et la triaxialité des contraintes avait une forte influence sur le trajet des fissures.

Par ailleurs, il s'est avéré nécessaire d'associer plusieurs approches pour arriver à obtenir d'excellents résultats de prédiction du comportement du tube et de la fissure. En effet, la prédiction de l'amorçage du tube peut être réalisée à partir d'essais de rupture sur éprouvettes CT pré-fissurées : la valeur de $J_{0.2}$ déterminée sur celles-ci est transposable au tube.

Néanmoins, les éprouvettes CT étant composées de plusieurs matériaux, les premiers calculs de $J_{0.2}$ préconisés par les codes ne donnaient pas d'aussi bons résultats : les fonctions η interviennent dans le calcul de J et la norme définit ces derniers pour des éprouvettes mono-matériaux. En conséquence, la valeur de $J_{0.2}$ des éprouvettes CT était sous-estimée par rapport à celle du tube dans un premier temps. Puis, ces fonctions η ont été corrigées à partir des calculs par éléments finis pour prendre en compte l'aspect multi-matériaux des éprouvettes, ce qui a permis d'améliorer considérablement les résultats et d'obtenir une valeur de $J_{0.2}$ similaire à celle du tube.

Le comportement global du tube, avec l'évaluation des moments critiques, peut être prédit à partir d'approches globales, ainsi que l'avancée de fissure si la méthode G_{fr} est utilisée par exemple. En revanche, seules des modèles d'approche locale comme le modèle de Wilkins permettent de prédire le trajet de la fissure avec précision, en reproduisant même sa déviation et sa propagation le long de l'interface avec l'acier ferritique.

En outre, les analyses ont montré que les contraintes résiduelles n'avaient que peu d'influence sur le comportement du tube et de la fissure. Il est donc préconisé de les négliger afin de simplifier ce genre d'étude.

Les auteurs ont noté que la distance entre la soudure et l'interface avec le ferritique avait une influence notable sur la ténacité, qui est d'ailleurs plus faible proche de l'interface, contrairement à ce qui aurait pu être pressenti à cause du mismatch. De même, la forme des rayons en pointe d'entaille joue un rôle sur la résistance à la déchirure ductile.

Enfin, les auteurs concluent en disant que ces programmes ont été un réel succès puisqu'ils ont montré qu'il était possible d'analyser et de prédire le comportement à rupture d'une liaison bimétallique en présence de défaut. De plus, le fait que ces fissures soient stables permet de valider le concept de « fuite avant rupture ». Ils ajoutent enfin que les méthodes développées peuvent tout à fait s'appliquer à des soudures en inconel.

II.1.3. Autres méthodes d'évaluation de la rupture dans une soudure bimétallique

Dans le cadre du développement de méthode d'évaluation de la rupture d'une soudure bimétallique, des travaux ont été menés sur une soudure détensionnée par traitement thermique, de type acier ferritique SQV2A/Inconel 182/Acier austénitique [OGA 12]. Ceux-ci portent principalement sur le comportement d'une fissure à l'interface acier ferritique SQV2A/Inconel 182.

Les auteurs ont tout d'abord caractérisé les matériaux à l'aide d'essais de traction pour déterminer les valeurs des limites d'élasticité, les résistances mécaniques, les modules d'Young et les lois de comportement. Tous les essais ont été réalisés à température ambiante.

Material	Specimen ID	$\sigma_y, \sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_u (MPa)	σ_f^a (MPa)	ϵ_f (%)	ϕ (%)
SQV2A	JIS G 3120	Min. 345	550–690	–	Min. 18	–
	TP No.1	601	679	640	21	63
	TP No.2	575	680	628	22	61
	Average	588	680	634	22	62
Alloy 182	JIS Z 3224	Min. 245	Min. 550	–	Min. 30	–
	TP No.1	478	751	615	35	50
	TP No.2	452	725	589	34	40
	Average	465	738	602	35	45

^a $\sigma_f = (\sigma_y + \sigma_u)/2$ for SQV2A, $\sigma_f = (\sigma_{0.2} + \sigma_u)/2$ for alloy 182.

Tableau I-1: Propriétés mécaniques des matériaux [OGA 12]

Material	Ramberg–Osgood parameters, $\epsilon/\epsilon_0 = \sigma/\sigma_0 + \alpha(\sigma/\sigma_0)^n$			
	α	n	σ_0 (MPa)	E (MPa) [8]
SQV2A	5.627	10.481	588	206000
Alloy 182	3.589	8.268	465	214000

Tableau I-2: Paramètres de Ramberg-Osgood [OGA 12]

En outre, des éprouvettes CT ont été prélevées dans une maquette avec soudure (figures I-18 et 19). Trois configurations ont été définies, en conservant la même longueur de pré-fissure à chaque fois, la fissure étant perpendiculaire à l’interface :

- front de fissure situé dans l’inconel 182 ;
- front de fissure situé à l’interface SQV2A/Inconel 182 ;
- front de fissure situé dans la ZAT du SQV2A.

Le seul paramètre variant est la largeur de la partie en acier ferritique.

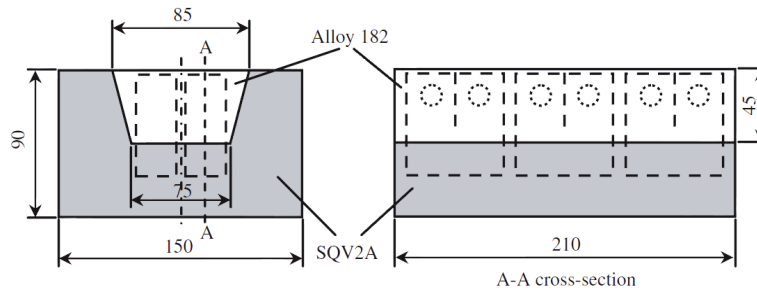


Figure I-18 : Prélèvement des éprouvettes dans la soudure [OGA 12]

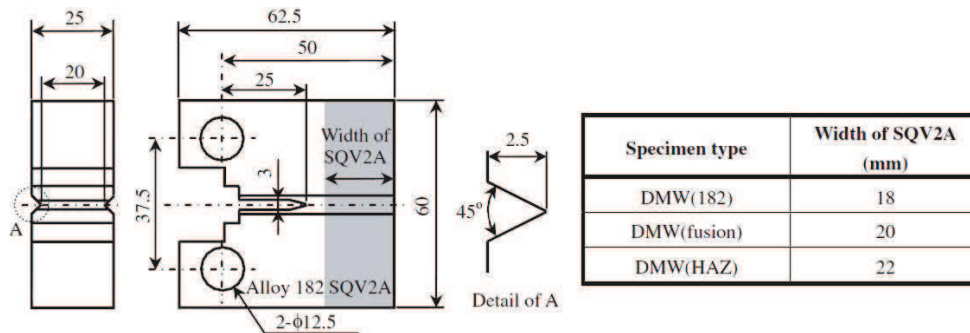


Figure I-19 : Forme et dimensions d'une éprouvette CT [OGA 12]

Deux essais à température ambiante ont été réalisés pour chaque configuration afin d’obtenir les courbes $J-\Delta a$. Celles-ci ont été obtenues en appliquant la norme ASTM E1820, destinée en principe aux matériaux homogènes. Les constantes appliquées étaient celles de l’acier ferritique, et les droites apparaissant sur la figure I-20 sont celles de l’acier ferritique (droite d’émoussement, parallèle à $\Delta a = 0.2$ etc...).

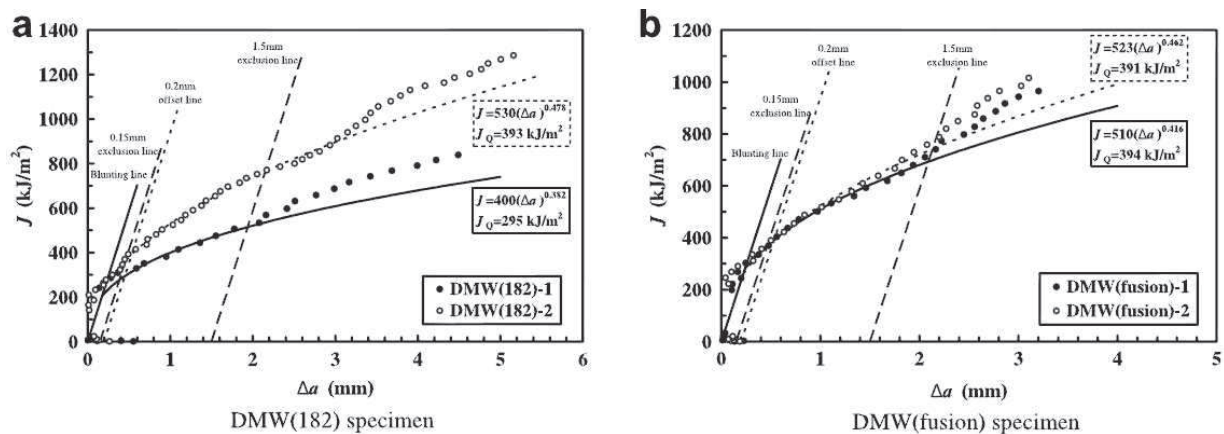


Figure I-20 a et b

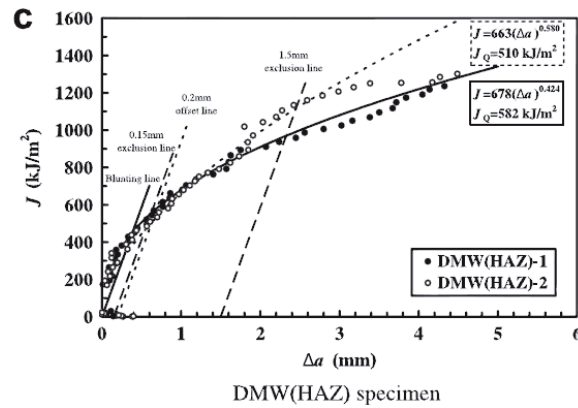


Figure I-20 c

Figure I-20 : Courbes J- Δa des différents matériaux selon la norme ASTM E1820 [OGA 12]

Les auteurs notent un écart important entre les deux essais dont les fissures étaient dans l'inconel au départ mais ne l'expliquent pas. Sur cette figure, les courbes J - Δa de l'acier ferritique SQV2A et de l'inconel sont également tracées.

Les essais montrent que pour une fissure dans l'inconel, la courbe J - Δa est quasiment la même que celle de l'inconel homogène (figure I-21). De même, les courbes pour l'essai dans la ZAT sont proches de la courbe du SQV2A. Les auteurs rappellent que le matériau dans lequel se situe la fissure a une grande influence sur la courbe J - Δa .

Quant à la configuration où la fissure était située au niveau de la ligne de fusion, la courbe suit la courbe de l'inconel homogène pour de petites valeurs de Δa , puis tend à se rapprocher de celle du SQV2A homogène : ils concluent que c'est logique puisque lors de la déchirure ductile, la pointe de fissure passe de l'inconel au SQV2A.

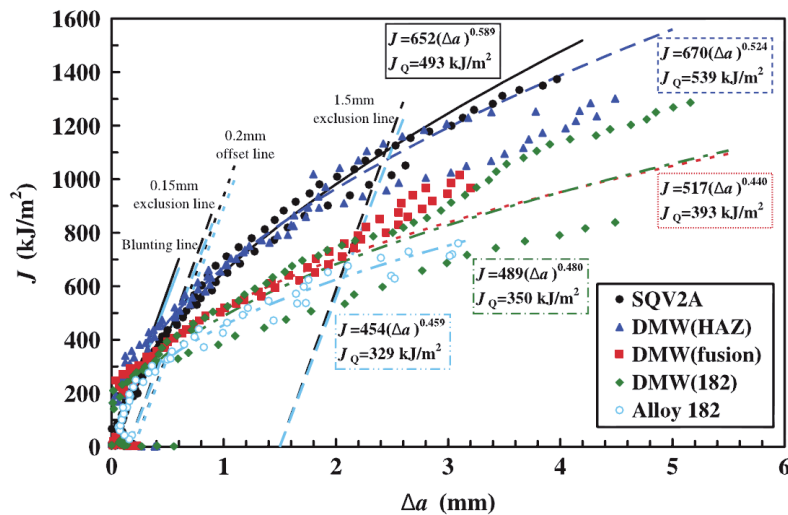


Figure I-21: Courbes J - Δa des essais multimatériaux comparées à celles des matériaux homogènes [OGA 12]

Deux maquettes différentes ont également été fabriquées et soumises à un traitement thermique de détensionnement (figure I-21) : une présente des soudures dans le sens longitudinal (NDD) alors que l'autre ne comporte qu'une seule soudure dans le sens transversal (LDD). De plus, pour la maquette NDD, deux largeurs différentes de soudures ont été mises en œuvre.

Des plaques ont été prélevées pour réaliser des essais de rupture. Après avoir usiné des entailles selon plusieurs configurations, les plaques-échantillons ont été pré-fissurées par fatigue perpendiculairement à l'interface SQV2A/Inconel 182, puis rompues par traction.

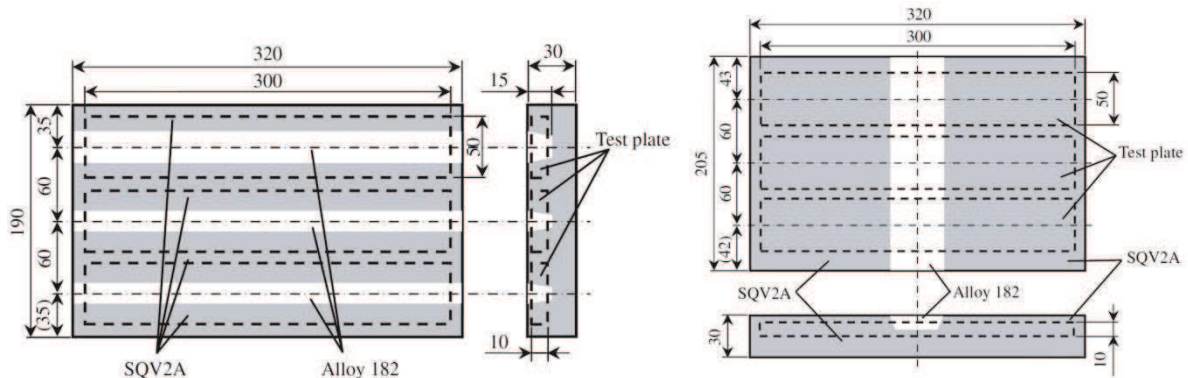


Figure I-22 : Maquettes NDD (à gauche) et LDD (à droite) – Illustration du prélèvement des plaques-échantillons [OGA 12]

Il est important de préciser que les auteurs ont fait varier différents paramètres pour chaque plaque-échantillon de façon à modifier la proportion de chaque matériau présent le long de la pré-fissure. En effet, selon la forme et la profondeur de l'entaille, ainsi que selon la largeur de la soudure, ils ont obtenu les configurations présentées sur la figure I-23.

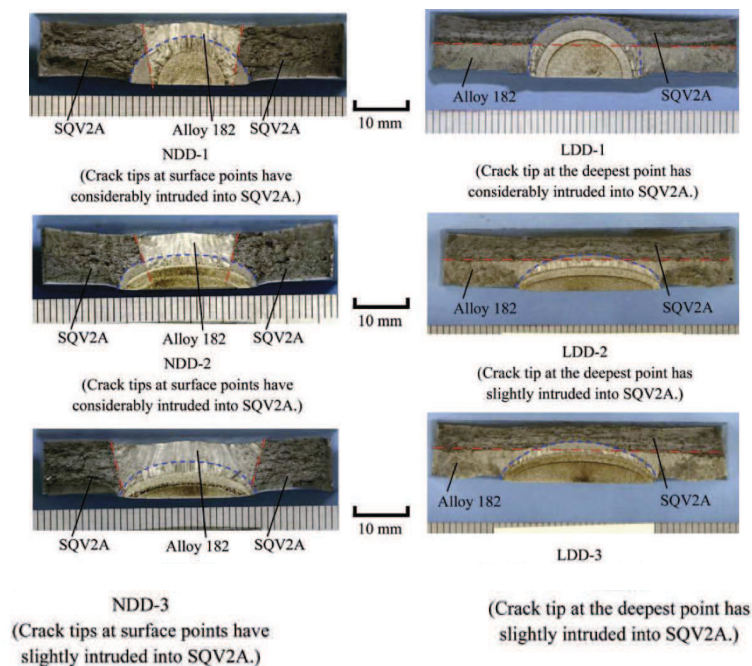


Figure I-23 : Faciès de rupture des plaques-échantillons (ligne de fusion en rouge, pré-fissure en bleu) [OGA 12]

En s'appuyant sur des calculs par éléments finis, les auteurs ont cherché à vérifier s'il était possible de prédire la rupture à partir de la plasticité et d'en déduire le chargement à rupture. Cette méthode, n'a donné de bons résultats que pour la maquette NDD (figure I-24a), dont le fond de la pré-fissure était situé dans l'inconel.

Pour la maquette LDD, le fond de la pré-fissure étant dans l'acier ferritique, les auteurs ont essayé d'évaluer le chargement maximal à rupture à partir des courbes $J - \Delta a$ du SQV2A et de sa ZAT.

Ils ont obtenu de bons résultats en négligeant la propagation de la fissure, en considérant que la rupture se produisait lorsque J dépassait la valeur critique J_Q du SQV2A déterminée sur les éprouvettes CT. Lorsqu'ils en ont tenu compte de la déchirure ductile, les prédictions se sont avérées conservatives (figure I-24b).

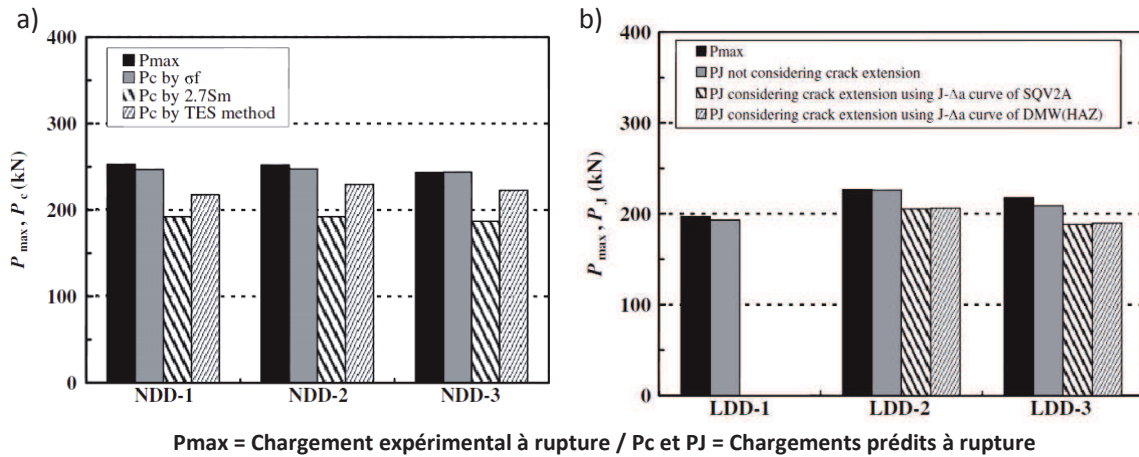


Figure I-24: Prédiction des charges maximales à rupture pour les deux maquettes selon les deux méthodes avec différents critères [OGA 12]

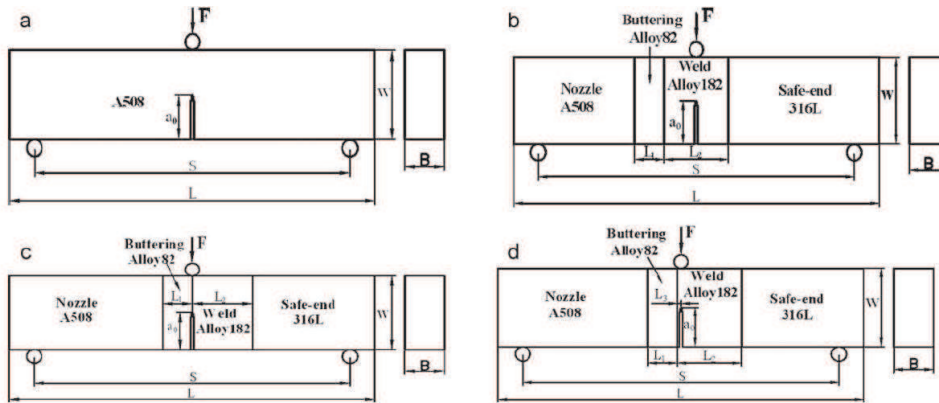
Les conclusions des auteurs sont les suivantes :

- selon la configuration considérée, la courbe $J - \Delta a$ obtenue tend vers celle du matériau homogène dans lequel la fissure se trouve ;
- si la fissure est proche de l'interface SQV2A/I182 et que le matériau en aval de la fissure est l'inconel, il est possible de prédire le chargement maximal avec précision en utilisant un critère de plasticité (la contrainte d'écoulement);
- si la fissure est proche de l'interface SQV2A/I182 et que le matériau en aval de la fissure est le SQV2A, il est possible de prédire le chargement maximal en utilisant un critère sur J .

Enfin, les auteurs sont actuellement en train d'essayer d'appliquer la méthode développée pour la maquette LDD à la maquette NDD. Néanmoins, ce cas est différent des configurations abordées dans les autres études présentées puisque la fissure est perpendiculaire à l'interface puis la traverse au lieu de la suivre. Cependant, pour ce travail de thèse, cette configuration n'a pas d'intérêt.

II.1.4. Impact de la position de la fissure sur la résistance à la déchirure ductile

Dans les projets BIMET et ADIMEW, il a été constaté que la triaxialité a une forte influence sur le trajet que suit la fissure. Dans ces cas, la fissure déviait de son plan de rupture initial pour filer vers la ligne de fusion entre le beurrage et l'acier ferritique, puis suivre cette interface sans jamais la traverser. Wang et al [WAN 11] ont étudié le comportement d'une fissure en fonction de sa localisation dans une soudure en inconel 182 entre un acier ferritique A508 et un acier austénitique 316L, un beurrage en inconel 82 ayant été réalisé. Ces investigations sont basées sur des essais sur éprouvettes de flexion SENB pré-fissurées par fatigue. Les fissures sont situées à différents endroits de la soudure, afin d'étudier tous les cas possibles (figure I-25).



The geometries and initial crack locations of the SENB specimens: (a) crack lies in the homogeneous material of A508, (b) crack lies in the central of weld Alloy182, (c) crack lies at the interface between Alloy82 and Alloy182, (d) crack lies in the Alloy182 and close to the interface between the Alloy82 and Alloy182. $L = 148$ mm, $S = 128$ mm, $W = 32$ mm, $B = 16$ mm, $a_0 = 16$ mm, $L_1 = 12$ mm, $L_2 = 26$ mm, $L_3 = 1.5$ mm.

Figure I-25 : Positions des fissures dans les différents matériaux [WAN 11]

A l'aide de calculs par éléments finis et connaissant toutes les caractéristiques mécaniques des matériaux considérés, le modèle GTN a été utilisé pour obtenir les courbes de résistance à la déchirure $J-\Delta a$ de chaque configuration (figure I-26), les trajets des propagations de fissure ainsi que les déformations et contraintes locales en pointe de fissure. En effet, les paramètres du modèle avaient été identifiés pour la même liaison bimétallique par Samal et al [SAM 09]. Par ailleurs, la ZAT de l'acier ferritique A508 n'a pas été prise en compte.

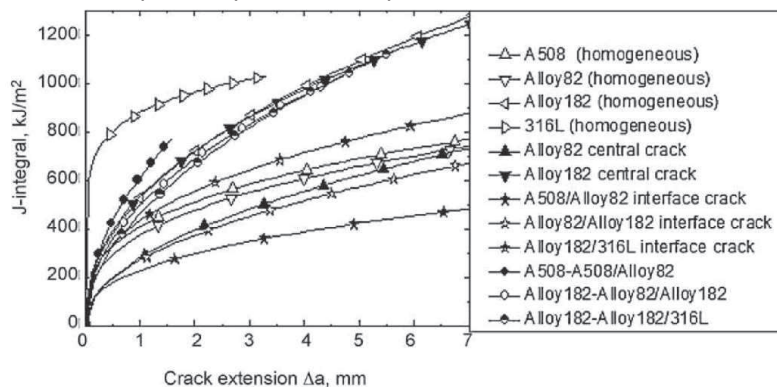


Figure I-26 : Courbes $J-\Delta a$ obtenues pour chaque cas considéré [WAN 11]

Selon la position initiale de la fissure, la résistance à la déchirure est différente. En effet, si celle-ci est située dans l'inconel 182, au milieu de la soudure, proche des interfaces I182-I182/182 ou I182-I182/316L, la résistance à la déchirure ductile est très proche de celle de l'inconel 182 homogène. Lorsque la fissure est placée aux interfaces A508/I182, I182/I182 ou I182/316L, la résistance à la déchirure est plus faible que celles des matériaux homogènes de part et d'autre de l'interface. En revanche, pour une fissure proche de l'interface A508-A508/I182, la résistance à la déchirure est plus élevée que celles des matériaux homogènes.

Pour une fissure au milieu de l'inconel 182 ou 82, la plasticité est symétrique en pointe de fissure, et la fissure croît dans le même plan. Pour les cas de fissure proche de l'interface ou à l'interface, ce n'est pas le cas et la fissure dévie de façon significative. Les déformations plastiques et la fissure dévient vers le matériau dont la limite élastique est la plus faible (figure I-27).

La localisation initiale de la fissure et le mismatch entre les matériaux affectent la triaxialité et la distribution des déformations plastiques en pointe de fissure et conduisent à des résistances à la déchirure ainsi que des trajets de fissure différents (figure I-28).

D’après les auteurs, l’utilisation des courbes de résistance et des données de ténacité des matériaux homogènes pour évaluer l’intégrité de structure fissurée peut conduire à des résultats conservatifs ou non selon la position de la fissure. Ils conseillent donc de déterminer les courbes de résistance à la déchirure pour chaque endroit considéré de manière à avoir de meilleurs résultats, contrairement à ce qui a pu être fait dans certaines des études précédentes qui cherchaient à appliquer la courbe J-R d’un des métaux de base.

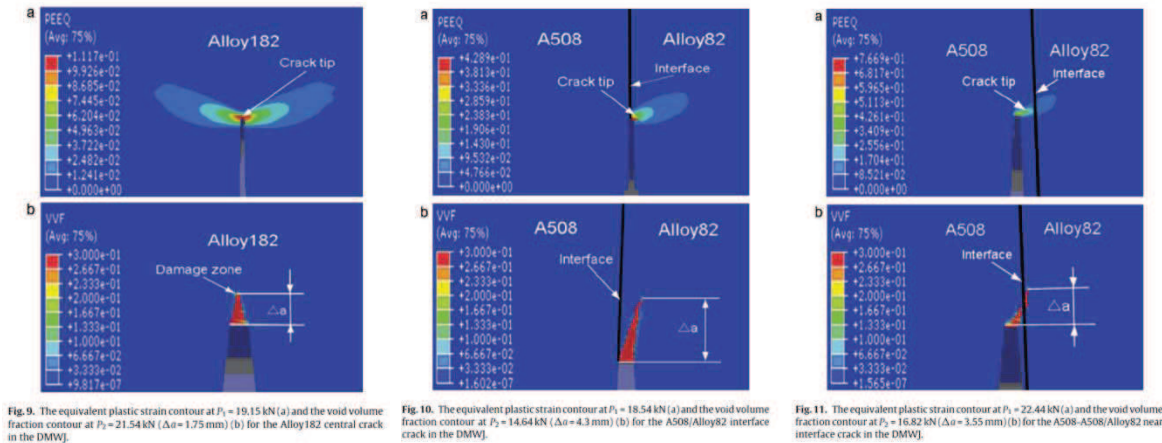


Figure I-27 : Lien entre la déformation plastique équivalente et le trajet de la fissure [WAN 11]

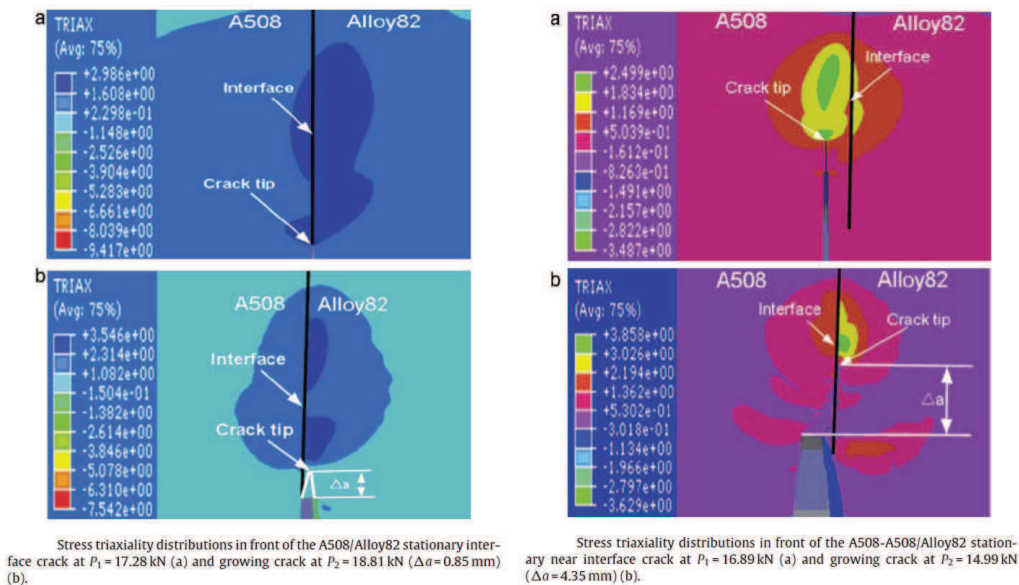


Figure I-28: Lien entre la triaxialité et le trajet de la fissure [WAN 11]

II.1.5. Impact de la ligne de fusion sur la déviation de propagation de fissure

Peng et al [PEN 05] ont cherché à vérifier que, dans le cas d’une soudure inconel 182/acier SA508 cl.2, la fissure partant de l’inconel ne traverserait pas la ligne de fusion sous chargement constant. Après avoir caractérisé tous les matériaux à leur température nominale de fonctionnement (288°C), ils ont prélevé des éprouvettes CT de telle manière que la fissure soit initiée dans l’inconel et qu’elle se propage vers l’interface avec l’acier ferritique (figure I-29).

Table I The composition (wt%) and mechanical properties at 288°C for Alloy 182														
C	Mn	Fe	S	Si	Cu	Ni	Cr	P	Nb+Ta	Ti	Yield Strength	Tensile Strength	Elongation	Area reduction
0.043	2.85	8.3	0.007	0.2	0.01	71.6	15.1	0.002	2.19	0.027	345MPa	547MPa	28%	50%

Table II The composition (wt%) and mechanical properties at 288°C for 508C1.2															
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Co	Al	Cu	Fe	Yield strength	Tensile strength	Area reduction	Elongation
0.20	0.93	0.01	0.016	0.12	0.91	0.45	0.59	0.012	0.009	0.026	Bal.	440 MPa	608 MPa	70.5%	12.4%

Tableau I-3 : Caractéristiques mécaniques et composition des matériaux [PEN 05]

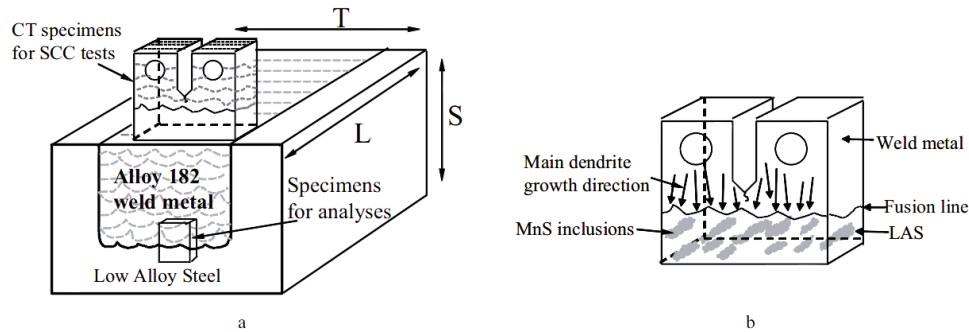


Figure I-29 : Prélèvement des éprouvettes CT [PEN 05]

Les essais menés à 288°C ont consisté à charger l'éprouvette avec des cycles de fatigue pour faire avancer la fissure jusqu'à la ligne de fusion. Une fois à proximité, le chargement a été changé pour devenir constant. La fissure s'est alors arrêtée. Puis, de nouveaux chargements cycliques, plus élevés que les précédents ont été effectués jusqu'à ce que la fissure traverse la ligne de fusion. Enfin, le chargement a été ramené à une valeur constante, qui a conduit à l'arrêt de la fissure.

Les auteurs ont donc conclu que des fissures conventionnelles ne peuvent traverser la ligne de fusion que dans des conditions de chargement extrême et cyclique.

II.1.6. Programmes STYLE ET MULTIMET

Le projet STYLE initié en janvier 2010 pour une durée de 4 ans a pour cadre le 7^{ème} Projet Cadre de l'Union Européenne. L'objectif global du projet est de fournir des critères permettant de justifier de l'intégrité mécanique, durant leur durée de fonctionnement, des composants de tuyauterie, et en particulier du circuit primaire principal, hors cuve, pour les réacteurs de génération 2 et 3. Des liaisons bimétalliques réalisées selon le procédé « narrow gap » font partie de ce programme (figure I-30). Ce type de soudure est particulier puisqu'il est réalisé avec chanfrein étroit, avec une seule passe par couche. Ces liaisons sont aujourd'hui réalisées car elles garantissent moins de défauts et sont également moins onéreuses en temps et en métal d'apport. Elles équipent les réacteurs EPR de dernière génération.

Dans ce projet, il est prévu de mettre en avant, et dans la mesure du possible, d'unifier les méthodes d'analyses d'intégrité des structures pour aboutir notamment à la définition d'un "best practice guidelines", et d'intégrer les connaissances issues du projet dans les principaux codes industriels. Le projet couvre plusieurs thématiques multidisciplinaires: étude de la ruine des composants du circuit primaire par des analyses de mécanique de la rupture validée sur des éprouvettes de laboratoires et/ou des maquettes représentatives, estimation des contraintes résiduelles dans les soudures et quantification de leur l'impact, corrosion sous contrainte (amorçage et propagation), intégrité mécanique sous chargement dynamique/sismique.

Quant au projet MULTIMETAL, celui-ci a commencé en février 2012 pour une durée de 3 ans, et s'inscrit dans la continuité des projets européens ADIMEW et du projet STYLE. Ce projet porte essentiellement sur la démonstration de l'intégrité des composants comportant une liaison bimétallique. Treize partenaires y sont associés dont AREVA France, AREVA GmbH, EDF, CEA, VTT ou encore JRC.

L'objectif final de MULTIMETAL est de proposer une pré-codification pour la réalisation et l'interprétation des essais de déchirure ductile sur LBM. En effet, les normes actuelles ont été définies pour des éprouvettes homogènes constituées d'un seul matériau et ne sont pas valides car elles surestiment généralement la ténacité des soudures. Les travaux portent donc sur l'amélioration des procédures de caractérisation des liaisons bimétalliques dans le but d'optimiser, et rendre la plus pertinente possible, la phase de caractérisation à partir d'éprouvettes multi-matériaux.

Plusieurs maquettes sont disponibles, à savoir une LBM de type VVER400 et deux autres types de LBM représentatives du parc de réacteurs à eau pressurisée. Celles-ci ont été réalisées par AREVA France dans des tôles épaisses. Le choix de soudures en chanfrein étroit combiné au choix de soudures sur plaques, facilite le prélèvement des éprouvettes donc une plus grande diversité de géométries, et permet d'étudier des fissures positionnées sur le plan de l'interface et à son voisinage.

Un lot du projet est dévolu à l'expérimentation pour construire une base expérimentale faisant varier les paramètres : matériaux, volumes de soudure dans l'éprouvette, épaisseurs des éprouvettes CT, éprouvettes SENT ou SENB, distances du plan de fissure à l'interface, températures, sens de prélèvement... Principalement animé par le CEA et VTT, ce lot vise à proposer la meilleure procédure de caractérisation pour LBM. En parallèle, un second lot numérique vise à guider les choix expérimentaux et optimiser l'éprouvette de caractérisation pour une LBM donnée. Enfin un troisième lot porte sur un benchmark pour tester la procédure expérimentale et le dépouillement des essais de ténacité qui auront été établis sur la base des travaux des deux autres lots.

Le but est de proposer des recommandations sur la géométrie et le prélèvement des éprouvettes de caractérisation, et d'adapter les méthodologies usuelles d'interprétation des essais de caractérisation aux LBM, notamment en définissant une nouvelle fonction η utilisée dans la norme qui soit fonction des caractéristiques de la LBM.

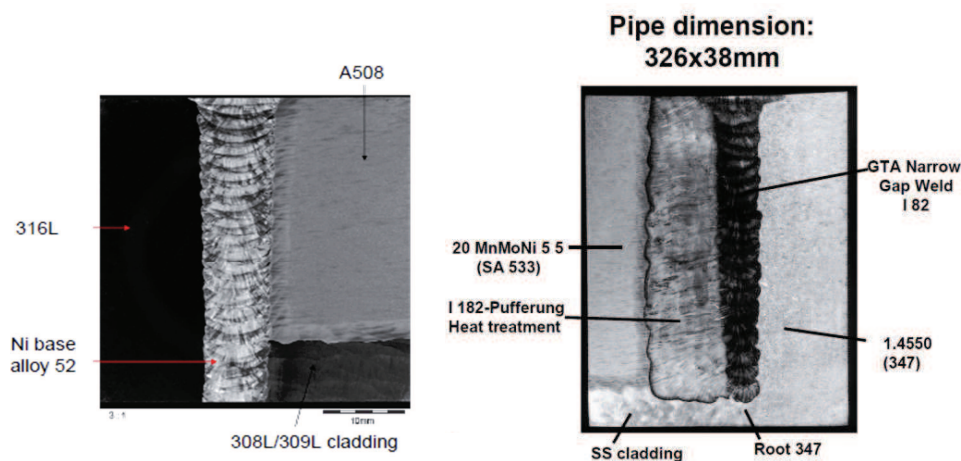


Figure I-30: Soudures type « Narrow gap » sans beurrage (gauche) [ARE 09] et avec beurrage (droite) [HAN 09]

II.2. Discussion

Les différents projets qui ont été présentés, ainsi que les études cherchant à définir de nouvelles méthodes de caractérisation des liaisons bimétalliques ou encore de comprendre l'impact de la position de la fissure, ont apporté de nombreuses connaissances sur cette problématique. Les analyses de la rupture classiques définies dans les codes pour les matériaux homogènes ne pouvant pas s'appliquer aux soudures bimétalliques, de gros efforts ont été faits pour proposer de nouvelles pratiques.

En effet, les différents auteurs ont tenté d'établir des critères de prédiction d'amorçage de rupture dans ce type de soudure et même de prévoir le trajet d'une fissure en cours de propagation stable. Toutes ces applications participent à la garantie de l'intégrité des structures comportant des liaisons bimétalliques, mais ont également révélé la difficulté d'appréhension de ces problématiques. Par ailleurs, les auteurs se sont particulièrement attachés à simplifier ce genre d'étude en essayant de caractériser la rupture en s'appuyant sur le comportement à rupture d'un seul des matériaux de base, à savoir le plus faible.

Néanmoins, rappelons que dans le secteur du nucléaire, le mode de rupture fragile est totalement proscrit. Tous les travaux réalisés jusqu'à ce jour ont uniquement été orientés vers la rupture ductile, car les températures de fonctionnement nominal des structures nucléaires impliquent ce mode de ruine. La priorité était donc de s'assurer de l'intégrité de ces composants dans ces conditions. Aussi, le cas qui a été le plus étudié est celui d'une fissure conventionnelle située proche de l'interface de la soudure et de l'acier ferritique, positionnée du côté du joint soudé. En effet, c'est cette configuration qui présente la plus faible valeur de $J_{0.2}$, donc la plus faible résistance à la déchirure ductile.

Cependant, comme il a été précisé auparavant, les effets de vieillissement thermique, les effets d'irradiation et d'autres phénomènes peuvent potentiellement fragiliser les matériaux tout au long de leur durée de vie. Notons par ailleurs que pour les liaisons soudées à l'inconel, les seuls matériaux susceptibles de rompre par clivage sont l'acier ferritique et sa ZAT.

En cas d'accident grave, tel qu'un séisme, les circuits de refroidissement pourraient être sollicités de manière intense. De plus, si l'injection d'eau froide d'urgence est déclenchée, les tuyauteries et donc les soudures bimétalliques, sont potentiellement abaissées en température jusqu'à 7°C.

Toutefois, il est très difficile d'évaluer la température critique pour laquelle le risque de rupture fragile disparaît pour des liaisons bimétalliques et celle-ci évolue avec le temps, en augmentant. Il est donc nécessaire de s'assurer que les liaisons bimétalliques ne présentent aucun risque de rupture fragile, en s'intéressant plus particulièrement à l'acier ferritique et à sa ZAT.

Par ailleurs, l'intégrité des tubulures ferritiques sans soudure a déjà été démontrée, et toutes les situations de fonctionnement, même accidentelles, ne les placent jamais en situation de mode de rupture fragile. Sur cette base, pour ce qui est des soudures bimétalliques, une approche simple de l'évaluation de l'intégrité des soudures multi-matériaux dans le domaine fragile peut être envisagée. En effet, démontrer que la ZAT du matériau ferritique, proche de l'inconel, est moins sensible au clivage que le matériau ferritique de base, lui-même non analysé pour la rupture par clivage en fonctionnement, est une solution envisageable.

Deux configurations sont donc à envisager, dans cette thèse, au voisinage d’une liaison bimétallique :

- la configuration d’une fissure conventionnelle circonférentielle dans l’acier ferritique (cas 1 sur la figure I-31);
- la configuration d’une fissure conventionnelle circonférentielle dans la ZAT de l’acier ferritique très proche de l’interface avec le métal déposé (cas 2 sur la figure I-31).

En considérant ces deux situations, à chargement identique, et à une température assez basse pour favoriser le clivage, montrer que l’acier ferritique rompt de manière fragile pour un effort plus faible que la ZAT permet de garantir l’intégrité de la liaison bimétallique : celle-ci serait « couverte » par le métal de base.

C’est cette voie qui a été choisie pour tenter de démontrer l’intégrité des liaisons bimétalliques, en situation d’injection de sécurité. La démarche se rapprocherait donc de celle qui a pu être entreprise par les auteurs ayant travaillé sur la rupture ductile de ce type de liaison, en s’appuyant sur le matériau le plus faible pour caractériser la rupture. En outre, pour le cas 2 et selon le chargement, l’inconel étant plus mou que l’acier ferritique ou sa ZAT, la plasticité y est importante et joue un rôle majeur dans la stabilité de la fissure, ce qui est en conformité avec les observations de différents auteurs. Enfin, comme ont pu le constater les auteurs cités, pour le cas 2, la distance entre la fissure et l’interface Inconel/ZAT doit être un paramètre influant sur le comportement à rupture de la liaison bimétallique.

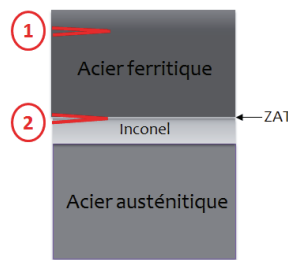


Figure I-31 : Cas de fissures à envisager pour traiter l’aspect fragile de la rupture

Les parties suivantes de l’étude bibliographique sont consacrées à la présentation des différentes approches qui existent pour analyser la rupture fragile, précédées ou non d’une déchirure ductile.

III. Mécanismes de rupture fragile

Deux mécanismes différents peuvent conduire à la ruine instantanée et totale d’une structure. En effet, on trouve la rupture fragile intragranulaire ou clivage, et la rupture fragile intergranulaire. Le premier correspond au mode de rupture à froid de la famille d’aciers ferritiques auxquels nous nous intéressons.

Le clivage intervient lors de la décohésion complète d’un cristal selon l’un de ses plans cristallographiques. La contrainte locale théorique nécessaire pour cliver, très élevée, peut être calculée à partir de l’énergie de cohésion du cristal :

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E \cdot \gamma_s}{d_0}} \quad (I-1)$$

où E : module d’Young ;
 γ_s : Energie de surface ;
 d_0 : Distance inter-réticulaire.

Certains plans cristallographiques sont plus susceptibles de cliver que d'autres selon le cristal considéré. Ils correspondent à ceux dont le rapport $E \cdot \gamma_S / d_0$ est le plus faible.

Pour les structures atomiques cubiques centrées, comme les aciers ferritiques, les plans cristallographiques privilégiant le clivage sont de type (100).

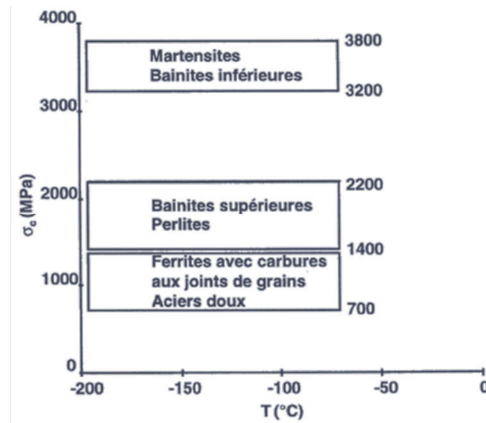


Figure I-32 : Contraintes de clivage mesurées sur éprouvettes de traction lisses pour différentes microstructures d'aciers [KNO 95]

Les valeurs théoriques atteintes sont de l'ordre de $E/10$ ou $E/5$. Cependant, les valeurs usuelles observées sont proches de $E/100$, ce qui est bien inférieur aux valeurs attendues. Cette différence s'explique par la présence de défauts géométriques ou encore d'inclusions qui créent une concentration de contrainte permettant d'atteindre localement la valeur de la contrainte théorique.

En général, le clivage des aciers peut être décrit par trois étapes successives : la création d'un germe de fissure par l'empilement de dislocations sur un obstacle (joint de grain, particule, macle), la création de microfissures à l'échelle du grain puis le franchissement des barrières microstructurales sous l'effet d'une contrainte normale critique.

Enfin, les faciès de rupture des aciers ayant clivé sont reconnaissables à leur brillance et à la présence de facettes avec « rivières » (figure I-33).

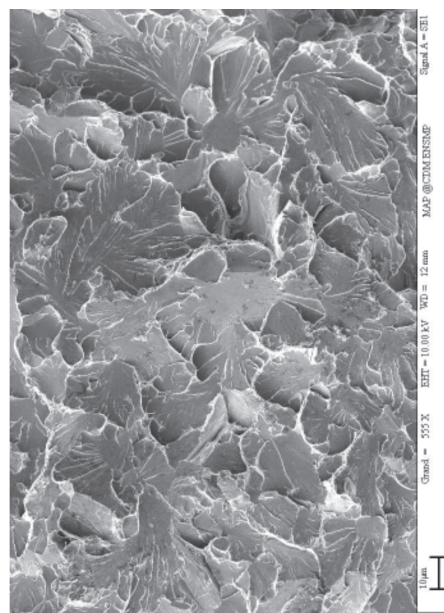


Figure I-33: Exemple de faciès de rupture intragranulaire (clivage) [BES]

IV. Critères et modèles de rupture fragile

IV.1. Modèles déterministes

Dans les modèles de rupture décrivant la rupture fragile, les trois mécanismes de clivage sont interprétés. Néanmoins, une seule de ces étapes est généralement utilisée comme critère de rupture. En effet, par exemple, lors de la germination, si la contrainte est supérieure à celles des autres étapes, l'instabilité des fissures est déclenchée dès leur création et il n'est pas utile de décrire les autres étapes. Par ailleurs, Chen [CHE 07] a montré que selon le mode de sollicitation ou la température, le critère à considérer n'est pas le même.

IV.1.1. Facteur d'intensité de contrainte critique

Il est possible de définir un facteur critique K_{IC} correspondant à la résistance d'une éprouvette à la rupture brutale par clivage tant que la plasticité reste confinée. Celui-ci, représentatif du chargement à rupture, est un critère simple de comparaison entre éprouvettes. En revanche, sa dispersion augmente avec la température.

IV.1.2. Modèle RKR

La contrainte locale de clivage a pu être reliée à K_{IC} par Ritchie, Knott et Rice [RIT 73]. En supposant la présence de microfissures aux joints de grain, ils ont introduit une distance caractéristique L_0 où la contrainte normale en pointe de microfissure atteint ou dépasse une valeur critique σ_f , entraînant la rupture (figure I-34). Dans un cas de plasticité confinée et déformations planes, le champ H.R.R. peut être utilisé pour décrire le champ de contrainte en pointe de fissure. Ils ont alors défini l'évolution de la ténacité selon l'expression suivante :

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

où σ_y : limite d'élasticité ;
 σ_f : contrainte critique de clivage ;
 β : amplitude de la singularité de contrainte du champ H.R.R. ;
 L_0 : distance critique ;
 N : exposant d'écroissage.

La ténacité est donc sensible à la température grâce à σ_y . Aussi, si la température croît, la limite d'élasticité décroît et il est nécessaire que les contraintes s'intensifient pour atteindre la valeur critique de contrainte sur une distance suffisante en pointe de fissure. Sans justification, il est admis que la distance critique est un multiple de la taille moyenne de grain. Par exemple, pour un acier doux à basse température, cette distance est généralement prise égale à deux fois la taille du grain ferritique [RIT 73]. Cependant, Curry et Knott [CUR 76] ont montré que, dans le cas d'une structure ferritique à tailles de grains variables, il est très difficile de déterminer cette distance critique. En revanche, ils ont confirmé que la taille des défauts microstructuraux a une influence sur la dispersion des comportements à rupture d'éprouvettes constituées du même matériau et testées dans les mêmes conditions [CUR 79].

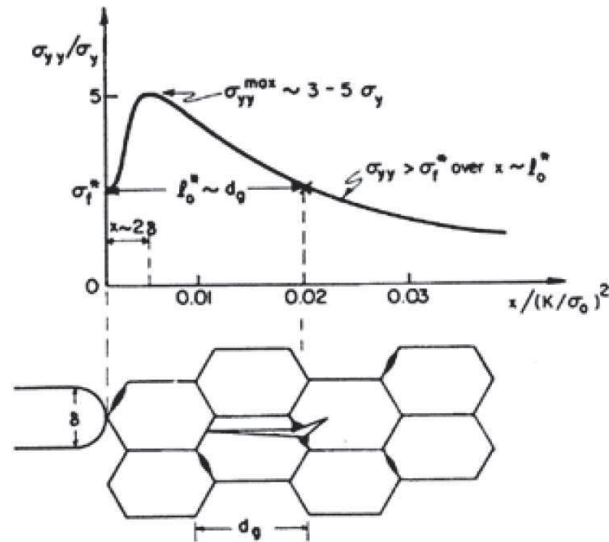


Figure I-34 : Notion de distance critique [THO 93]

A partir d'une série d'essais sur éprouvettes de flexion 4 points entaillées issues d'un joint soudé, Wu [WU 03] a utilisé une modélisation numérique pour identifier le critère. La moyenne des contraintes principales maximale est assimilée à la contrainte critique σ_c et la distance X_0 est prise égale à la distance entre le front de fissure et la position de ce pic de contrainte. L'acier de cuve utilisé a été soumis à une fragilisation par traitement thermique et un pré-écrouissage. L'application du critère a été capable d'estimer le décalage de la transition pour une ténacité donnée avec une très bonne précision.

Yang et al [YAN 03] ont appliqué le modèle RKR sur une large gamme de températures. Cependant, ils ont défini les critères différemment : la distance critique (CID) devient la distance moyenne observée du lieu d'amorçage du clivage au front de fissure et la contrainte critique (σ_f^*) la valeur de la contrainte en ce lieu. σ_f^* est très peu sensible à la température contrairement à CID. Ils ont pu retrouver l'évolution du K_{IC} médian entre -196°C et -40°C en utilisant l'évolution de la médiane de CID selon la température et les champs asymptotiques de Mc Meeking. La transférabilité de ce couple de paramètres n'a cependant jamais été vérifiée sur une autre géométrie.

La contrainte critique peut être atteinte à une distance inférieure ou supérieure à la distance entre le front de fissure et le pic de contrainte. Aussi, la dispersion sur K_{IC} serait due à celle de la distance critique [CHE 98]. Chen remarque que l'amorçage se situe souvent entre le front de fissure et la zone où a lieu le pic de contrainte, ce qui lui laisse penser que l'amorçage peut se déclencher à cause d'une déformation plastique minimale entraînant la germination d'une microfissure. Néanmoins, les observations n'ont pu confirmer cette hypothèse.

Par ailleurs, aucune des applications ou des adaptations du modèle n'est capable de prédire la rupture si la déchirure ductile intervient avant le clivage, ou si la plasticité se développe de manière importante en pointe de fissure.

IV.1.3. Modèle de Chen

Chen a proposé un autre modèle basé sur le principe qu'une déformation plastique minimale entraîne l'amorçage du clivage sur des microfissures créées en pointe de défaut [CHE 96], observées par de nombreux auteurs. En pointe de fissure, il considère qu'il existe un domaine où la triaxialité est suffisante pour empêcher l'émoussement des microfissures, ce qui contribue normalement à réduire leur nocivité : l'atteinte d'une contrainte critique entraînerait alors l'instabilité de ces microfissures, à l'origine du clivage.

Le critère développé s’organise autour de trois conditions :

- $\varepsilon_{pl} > \varepsilon_{pc}$ création de microfissures sur des inclusions ou des amas ;
- $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} > T_c$ non-émoussement des microfissures créées ;
- $\sigma_{yy} > \sigma_f$ déclenchement du clivage sur les microfissures.

où $\varepsilon_{pl}, \varepsilon_{pc}$: déformation plastique et déformation plastique critique ;
 T_c : triaxialité critique ;
 σ_m : contrainte hydrostatique ;
 σ_{eq} : contrainte équivalente au sens de Von Mises ;
 σ_{yy} : contrainte principale ;
 σ_f : contrainte critique.

Une série d’éprouvettes CT rompues à -100°C a été utilisée pour déterminer les valeurs de $\varepsilon_{pl}, \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$ et σ_{yy} . Les valeurs de CID ont été mesurées systématiquement.

Un jeu de valeurs a été déterminé à partir des densités de probabilités maximales (les plus souvent rencontrées), et un autre à partir des valeurs les plus basses. La notion de zone active est alors introduite, correspondant au segment au droit du front de fissure où les trois critères sont vérifiés (figure I-35). La probabilité de rupture est proportionnelle à la taille de cette zone car elle correspond au rapport entre la taille de celle-ci, pour un chargement F_i , et celle du chargement maximal. Le premier jeu de valeurs permet de retrouver les densités de probabilités et les ouvertures de fissure à rupture alors que les tailles et positions des zones actives ne correspondent pas aux observations. C’est l’inverse pour le deuxième jeu de données.

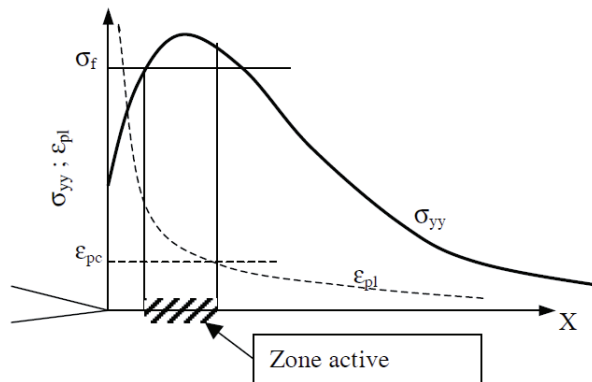


Figure I-35 : Zone active pour deux paramètres ($\varepsilon_{pl} > \varepsilon_{pc}$ et $\sigma_{yy} > \sigma_f$)

Des études ont été menées sur la contrainte critique σ_f en s’appuyant sur des essais sur éprouvettes SENB et des éprouvettes de flexion à double entaille en acier C-Mn [WAN 03, 04, 05]. Les auteurs ont pu observer que σ_f est indépendante de la température, de la profondeur de la pré-fissure, des dimensions des éprouvettes ainsi que du niveau de chargement. Par ailleurs, à très basse température, le mécanisme de clivage serait différent puisqu’il serait piloté par la création de microfissures et non leur propagation. Yu et al [YU 06] ont pris en compte cette dernière remarque et différencié les mécanismes de rupture selon la température. Ils sont alors parvenus à prédire correctement la rupture par clivage d’éprouvettes SENB issues de la ZAT d’un acier C-Mn pour différentes températures (-196°C , -110°C et -30°C).

IV.2. Modèles d’approches locales probabilistes

Les modèles déterministes permettent de décrire les mécanismes microstructuraux qui conduisent au clivage. Cependant, les défauts à l’origine de la rupture sont sujets à une dispersion géographique dans le matériau, et géométrique du fait de leurs formes et tailles diverses. Les modèles statistiques ont été introduits de façon à prendre en compte cet aspect.

IV.2.1. Statistique de Weibull

Soit un volume V composé de N volumes élémentaires V_0 [WEI 51]. On suppose que :

- le matériau est statistiquement homogène, ce qui traduit une probabilité identique de comporter un défaut critique dans toutes les directions ;
- la rupture d’un volume élémentaire V_0 conduit à la ruine de toute la pièce (hypothèse du maillon le plus faible).

La probabilité de rupture P_R du volume V peut s’exprimer en fonction des probabilités élémentaires de rupture p_{ri} des volumes élémentaires V_0 , d’où la probabilité de non-rupture :

$$1 - P_R = \prod_1^N (1 - p_{ri}) \quad (I-3)$$

d’où
$$\ln(1 - P_R) = \frac{1}{V_0} \sum_i \ln(1 - p_{ri}) \cdot V_0 \quad (I-4)$$

$$\ln(1 - P_R) = \frac{1}{V_0} \int_V \ln(1 - p_{r0}) \cdot dV \quad (I-5)$$

$$P_R = 1 - \exp \left[- \int_V \ln \left(\frac{1}{1 - p_{r0}} \right) \frac{dV}{V_0} \right] \quad (I-6)$$

Weibull a introduit une fonction empirique en considérant que la probabilité locale de rupture p_{r0} dépend de la contrainte σ :

$$\ln \left(\frac{1}{1 - p_{r0}} \right) = \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_u} \right)^m \quad (I-7)$$

donc
$$P_R = 1 - \exp \left[- \int_V \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_u} \right)^m \frac{dV}{V_0} \right] \quad (I-8)$$

avec σ_0 : contrainte seuil ;
 σ_u : facteur de normalisation ;
 m : module de Weibull.

Le paramètre m est caractéristique de la dispersion et indépendant de V_0 : plus il est élevé, plus la valeur de la contrainte critique est faible.

IV.2.2. Modèle de BEREMIN

Le groupe de travail BEREMIN [BERE 83] a mis en place le modèle suivant, à partir de la statistique de Weibull :

- la contrainte seuil σ_0 est considérée nulle, soit un modèle de Weibull à 2 paramètres ;
- la contrainte σ est prise égale à la plus grande contrainte principale σ_1 car celle-ci pilote le clivage ;
- la rupture se produit uniquement avec déformation plastique locale, condition nécessaire et suffisante pour les auteurs afin d’assurer la germination de microfissures, d’où l’attribution de la valeur du volume plastique au volume d’intégration V .

La probabilité de rupture d'une pièce peut alors être exprimée par :

$$P_R = 1 - \exp \left[- \int_{V_p} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u} \right)^m \frac{dV}{V_0} \right] \quad (I-9)$$

$$P_R = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_W}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (I-10)$$

avec
$$\sigma_W = \sqrt[m]{\int_{V_p} \sigma_1^m \frac{dV}{V_0}} \quad \text{la contrainte de Weibull} \quad (I-11)$$

En faisant l'hypothèse d'un champ de contraintes H.R.R. en pointe de fissure, la probabilité de rupture devient :

$$P_R = 1 - \exp \left[- \frac{K_{IC}^4 \cdot B \cdot \sigma_Y^{m-4} \cdot C_m}{V_0 \cdot \sigma_u^m} \right] \quad (I-12)$$

où σ_Y : limite d'élasticité ;
 K_{IC} : facteur d'intensité de contrainte critique ;
 B : épaisseur de l'éprouvette ;
 C_m : constante dépendant du paramètre m et du coefficient d'érouissage.

Pour un type de géométrie et une probabilité donnés :

- la ténacité varie avec la limite d'élasticité, dépendante de la température ;
- la ténacité est dépendante de l'épaisseur de l'éprouvette.

La dépendance de la ténacité avec la taille des éprouvettes, la température et l'état d'irradiation a été vérifiée avec succès sur un acier de cuve [AL 89]. Néanmoins, la contrainte de Weibull pouvant varier significativement, les combinaisons géométrie/température peuvent conduire à des jeux de paramètres différents.

IV.2.3. Modèle de Margolin

Margolin et al [MARG 98] ont proposé un modèle basé sur la théorie du maillon le plus faible, et utilisant un critère local de clivage [MARG 97-1] [MARG 97-2] obéissant aux hypothèses :

- un groupe de N cellules cubiques unitaires représente la structure cristalline du matériau et chacune est représentative des propriétés mécaniques de toute l'éprouvette tout en considérant que les champs de contraintes et de déformation sont homogènes à l'intérieur de chacune ;
- la rupture d'une cellule entraîne la ruine totale de l'éprouvette ;
- la germination de microfissures est due à la contrainte locale, liée à l'empilement des dislocations et à la contrainte principale maximale ;

$$\sigma_1 + m_T \cdot (\sigma_{eq} - \sigma_y) \geq \sigma_d \quad (I-13)$$

σ_y : limite d'élasticité ;
 σ_{eq} : contrainte équivalente ;
 σ_1 : la contrainte principale maximale ;
 m_T : paramètre dépendant de l'empilement des dislocations, fonction de la température et de la déformation plastique.

- les microfissures se propagent en franchissant les barrières microstructurales lorsqu'elles atteignent une valeur de contrainte seuil dépendant de la déformation plastique cumulée.

$$\sigma_1 \geq S_c(\varepsilon^p) \quad (I-14)$$

La contrainte de résistance à la germination σ_d , due à la résistance des carbures et de l'interface ferrite-carbure, suit une loi de Weibull de la forme :

$$p(\sigma_d) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_d}{\hat{\sigma}_d} \right)^\eta \right] \quad (I-15)$$

La contrainte critique de clivage peut être exprimée comme suit :

$$S_c(\varepsilon^p) = [C_1^* + C_2^* \cdot \exp(-A_d \cdot \int d\varepsilon_{eq}^p)]^{-1/2} \quad (I-16)$$

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

La probabilité de rupture d'une structure est exprimée selon la relation :

$$P_r = 1 - \exp \left(- \frac{1}{(\hat{\sigma}_d)^\eta} \sum_{i=1}^N (\sigma_{nucl}^i)^n \right) \quad (I-17)$$

avec
$$\sigma_{nucl}^i = \sigma_1^i + m_T m_\varepsilon (\sigma_{eq}^i - \sigma_y) \quad (I-18)$$

où $m_T = m_0 \cdot \sigma_y(T)$ et $m_\varepsilon = S_0/S_c(\varepsilon_p)$, coefficients de concentration de contrainte dépendant de la température et de la déformation plastique cumulée.

IV.2.4. Modèle de Bordet

Des auteurs ont cherché à enrichir le modèle de BEREMIN. En effet, Bordet et al [BOR 05-1] ont considéré qu'il n'était pas réaliste de ne pas faire varier la population de microfissures initialement présente dans une structure, au cours du chargement. De plus, le fait que la contrainte principale soit l'unique paramètre pilotant la rupture leur paraissait inexacte. En outre, ils ont estimé que la géométrie considérée avait une influence trop importante sur m .

Les auteurs ont postulé que l'amorçage et la propagation ont lieu simultanément car l'énergie libérée par la rupture d'un carbure dans la matrice ferritique serait susceptible de déclencher le clivage. Dans le cas où cette énergie ne serait pas suffisante, la plasticité participerait à l'éroussement des microfissures, les rendant non-nocives. Il en découle que la probabilité de rupture par clivage peut être exprimée par le produit de la probabilité de germination d'un micro-défaut à un instant donné, avec celle de la propagation :

$$P_{clivage} = P_{germ} \cdot P_{propa} \quad (I-20)$$

Ils ont ensuite proposé de considérer que la probabilité d'amorçage est proportionnelle à la densité des microfissures amorcées, à la limite d'élasticité ainsi qu'au taux de déformation plastique :

$$P_{germ} \propto N_{unc}(\varepsilon_p) \cdot \sigma_y(T, \dot{\varepsilon}_p) \cdot d\varepsilon_p \quad (I-21)$$

où

- N_{unc} : nombre de carbures susceptibles de cliver ;
- ε_p : déformation plastique équivalente ;
- σ_y : limite d'élasticité ;
- T : température ;
- $\dot{\varepsilon}_p$: taux de déformation plastique équivalente.

Une contrainte seuil a également été introduite de façon à pouvoir représenter une probabilité nulle dans l'expression de la propagation :

$$P_{propa} = \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u} \right)^m - \left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_u} \right)^m \quad (I-22)$$

Les auteurs ont alors défini une expression différente de la contrainte de Weibull à remplacer dans l'équation I-12.

$$\sigma_W^* = \left[\int_{V_p} \left(\int_0^{\varepsilon_{p,u}} \frac{\sigma_y(T, \varepsilon_p)}{\sigma_{y0}} (\sigma_1^m - \sigma_{th}^m) d\varepsilon_p \right) \frac{dV}{V_0} \right]^{1/m} \quad (I-23)$$

Le critère a été appliqué sur un acier de construction offshore [BOR 05-2]. Des éprouvettes axisymétriques entaillées ont été rompues à -196°C pour déterminer la contrainte seuil, qui s'est avérée être très proche de la valeur minimale de contrainte principale axiale à rupture. Bordet note que la valeur de σ_{th} (1570 MPa) influe énormément sur m . Enfin, il a réussi à reproduire correctement la distribution de probabilités de rupture d'éprouvettes SENB entre -196°C et -130°C. A une température plus élevée, la déchirure ductile peut apparaître et le modèle ne donne plus d'aussi bons résultats. Ce modèle est plus précis que celui de BEREMIN mais nécessite l'identification de plus de paramètres, dont certains dépendent de la triaxialité.

V. Ténacité dans la zone de transition

Les matériaux tels que les aciers ferritiques n'ont pas un comportement soit ductile, soit fragile. En effet, il existe un domaine de transition fragile/ductile caractérisé par une plage de température dans lequel les mécanismes de rupture fragile et ductile sont en compétition. Le clivage peut tout à fait être déclenché après qu'une propagation ductile ait eu lieu, et inversement. Cette plage de température n'est pas aisée à déterminer et elle dépend de la géométrie d'éprouvette, du type de chargement, de la forme du défaut ou encore du matériau.

Des essais de résilience ont été normalisés afin d'être en mesure de pouvoir comparer différents matériaux [AFNOR 90]. Ceux-ci permettent de caractériser l'énergie absorbée par une éprouvette en fonction de la température. D'une manière générale, la courbe obtenue présente un palier à énergie basse caractéristique de la rupture fragile et un palier haut caractéristique de la déchirure ductile (figure I-36). Entre ces deux paliers se trouve la zone de transition fragile ductile, où la dispersion des résultats est souvent plus importante.

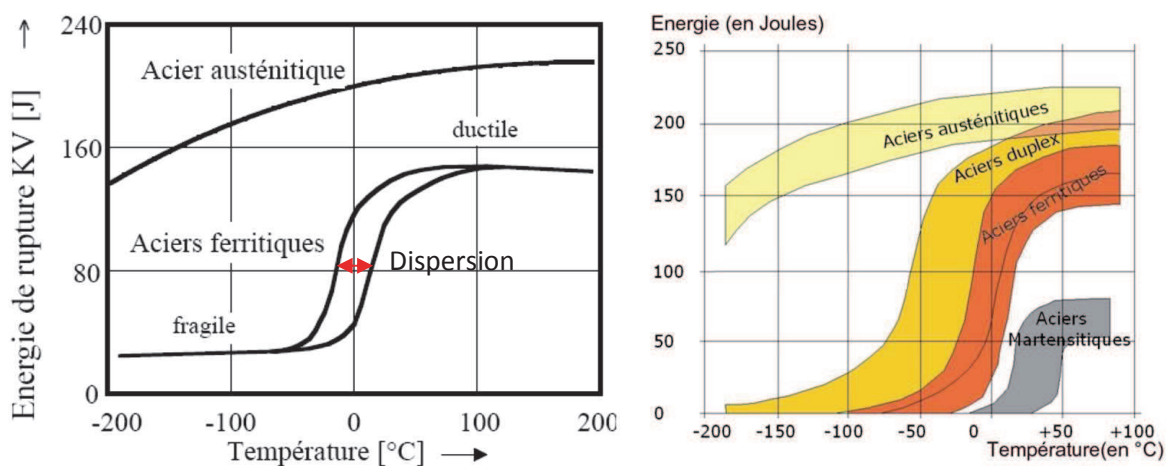


Figure I-36 : Courbes classiques de résilience et courbes pour différents types d'acier

V.1. Traitement de l'élévation de température

Les modèles de rupture fragile présentés auparavant permettent de reproduire correctement le palier bas de la courbe de ténacité alors que les modèles de déchirures ductiles sont adaptés au palier haut. L'utilisation des modèles de rupture fragile alors que la température augmente conduit à un accroissement des valeurs médianes de ténacité, et de la dispersion.

Afin de mieux décrire la rupture pour la plage de température de la transition, il est nécessaire d'évaluer l'influence de la température sur les paramètres des modèles. De plus, l'identification des mécanismes de rupture est indispensable pour le choix du modèle à utiliser puisqu'ils changent en fonction de la température. Comme précisé précédemment, un amorçage ductile peut aussi avoir lieu avant le clivage.

V.1.1. Modèle de BEREMIN modifié

Dans le cadre du projet européen « Euro Fracture Toughness Dataset » sur un acier de cuve 22NiMoCr37, l'application du modèle de BEREMIN a montré que m est indépendant de la température entre -110°C et -40°C, alors que σ_u y est sensible [WAS 06].

Pour des températures proches de la température d'apparition de la déchirure ductile, la ténacité est mal décrite par le modèle de BEREMIN [HAU 05]. En effet, le mécanisme de rupture change et la déformation plastique semble piloter le clivage au détriment des particules. Afin de tenir compte de ce changement de mécanisme, les auteurs ont fixé la valeur de m à 2 et ont défini une fonction faisant varier σ_u avec la température :

$$\sigma_u(T) = A \cdot \exp\left(-\frac{B}{T}\right) \quad (I-24)$$

L'introduction d'une contrainte seuil σ_{th} a également permis d'obtenir un meilleur accord entre les distributions expérimentales et prédites :

$$P_R = 1 - \exp\left\{-\int_{V_{pl}} \left[\frac{\sigma_1 - \sigma_{th}}{\sigma_u(T)}\right]^m \frac{dV}{V_0}\right\} \quad (I-25)$$

Cette contrainte seuil correspond à la valeur minimale de contrainte en dessous de laquelle le clivage ne s'est jamais produit (1400 MPa). Elle a pour effet de diminuer la valeur de m mais reste compliquée à déterminer puisqu'elle impose de réaliser de nombreux essais.

Le modèle modifié a permis de mieux décrire la ténacité d'éprouvettes CT25 en 16MND5 dans la zone de transition fragile-ductile, entre -90°C et 0°C. En revanche, le modèle ne permet pas de déterminer des valeurs correctes pour des températures où la rupture peut être ductile.

V.1.2. Master Curve

La probabilité de rupture a pu être reliée à la ténacité par Wallin [WAL 84]. Pour un champ de contrainte H.R.R. en pointe de fissure, la probabilité de rupture d'une éprouvette fissurée à une température donnée peut s'exprimer :

$$P_r = 1 - \exp\left[Cste \cdot (K_{JC} - K_{min})^4 \cdot B\right] \quad (I-26)$$

où B : épaisseur de l'éprouvette ou longueur du front de fissure ;
 K_{min} : valeur minimale de ténacité en dessous de laquelle le clivage n'a pas été Observé.

En introduisant une ténacité médiane $K_{med(1T)}$ d'une éprouvette de référence d'épaisseur $B_{(1T)}=25$ mm , dont la probabilité de rupture est de 50%, l'équation (I-26) devient :

$$P_r = 1 - \exp\left[\frac{(K_{JC} - K_{min})^4 \cdot B}{(K_{med(1T)} - K_{min})^4 \cdot B_{(1T)}} \cdot \ln(2)\right] \quad (I-27)$$

En règle générale, K_{med} est souvent remplacée par K_0 dont la probabilité de rupture est de $P_r=1-e^{-1}=63,21\%$, ce qui fait également disparaître le facteur $\ln(2)$.

Les ténacités peuvent donc être normalisées sur des éprouvettes homothétiques par une ténacité équivalente :

$$K_{JC(1T)} = K_{min} + (K_{JC} - K_{min}) \left(\frac{B}{B_{(1T)}} \right)^{1/4} \quad (I-28)$$

En s'appuyant sur une large gamme d'essais de ténacité sur des aciers ferritiques, une relation empirique décrivant l'évolution de la ténacité médiane équivalente a pu être définie [WAL 91] : la Master Curve. Celle-ci est de la forme :

$$K_{med(1T)} = 30 + 70 \exp[0.019 (T - T_0)] \quad (I-29)$$

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

La méthode de détermination de T_0 , décrite dans différentes normes [ASTM 02], vise à obtenir des valeurs conservatives en choisissant des conditions d'essais qui assurent un fort confinement grâce à des pré-fissures importantes.

Lorsque la déchirure ductile dépasse 5% du ligament ou lorsqu'il y a perte de confinement, une valeur limite, au dessus de laquelle les éprouvettes ne sont plus considérées dans l'analyse, est attribuée à la ténacité :

$$K_{max} = \sqrt{\frac{b_0 E \sigma_y}{M}} \quad (I-30)$$

avec b_0 la taille du ligament initial et M le coefficient de censure dont la valeur est 30.

V.2. Traitement de la perte de confinement

Rappelons que le confinement implique qu'une zone plastique en pointe de fissure soit contenue dans une zone élastique beaucoup plus large. Si la plasticité présente un confinement plus faible que le cas de référence, alors on parle de perte de confinement. C'est le cas dit SSY (Small Scale Yielding), correspondant aux champs H.R.R. en déformations planes qui sert de référence.

La perte de confinement a lieu lorsque l'intégrale J ne pilote plus à elle seule les champs en pointe de fissure. Dans le cas de la rupture fragile, lorsque la température croît, la ténacité et la taille de la zone plastique augmentent avant la rupture : le confinement de la plasticité est donc beaucoup plus dépendant de la géométrie et de la dimension de l'éprouvette.

V.2.1. Champ de référence

Pour les matériaux clivant sous un niveau de contrainte critique, la probabilité de rupture est fonction du volume dans lequel cette contrainte est dépassée [AND 93]. Pour une éprouvette dont le front de fissure est rectiligne, ce volume est proportionnel à J^2 lorsque la plasticité est confinée. Dans le cas contraire, Anderson a proposé de corriger la valeur de J à rupture pour qu'elle corresponde au même volume en conditions SSY, en introduisant un facteur de correction provenant du rapport entre la valeur de J et J_{SSY} .

Afin de vérifier la pertinence de cette approche, des essais sur éprouvettes SENB en A36 ont été réalisés à -76°C et -43°C , avec différentes tailles de défaut : les résultats obtenus ont montré une bonne concordance des valeurs corrigées.

Voulant approfondir cette idée, Gao [GAO 98] a développé un modèle capable d'ajuster la ténacité à partir de la contrainte de Weibull : s'il y a perte de confinement, celui-ci corrige la valeur de la ténacité de manière à obtenir la même contrainte de Weibull que dans un cas de plasticité

confinée en déformation plane. Par ailleurs, ces travaux ont permis d'améliorer la détermination des paramètres de BEREMIN, en utilisant les ténacités corrigées. Les fonctions de correction associées aux confinements peuvent être obtenues par calculs numériques [GAO 00].

V.2.2. Master Curve modifiée

La construction de la Master Curve est basée sur des essais normalisés qui mettent en œuvre une géométrie d'éprouvette donnée. Il semble donc évident qu'en cas de changement de géométrie d'éprouvette, le confinement peut être différent et l'utilisation de cette courbe peut s'avérer être très conservatif. La transférabilité n'est donc pas directement possible.

Wallin [WAL 01] a souhaité prendre en compte les effets de perte de confinement plastique en pointe de fissure. Il a alors tenté de relier la température T_0 à la contrainte T [WIL 57]. Aussi, il a considéré que le confinement est décrit par T et que la différence de confinement n'influe pas sur la courbe de transition.

En utilisant une large base expérimentale, il a exprimé empiriquement la température T_0 , en fonction de la contrainte élastique T_{stress} parallèle au plan de fissure :

$$T_0 = T_{0DEEP} + \frac{T_{stress}}{10 \text{ MPa}/^\circ\text{C}} \quad (I-31)$$

où T_{0DEEP} est la température de référence lorsque la plasticité est confinée.

V.3. Traitement de la déchirure ductile préalable au clivage

Intrinsèque au matériau, le critère d'amorçage J_i pilote l'amorçage de la déchirure ductile (voir annexe 1). Variant très peu avec la température, celui-ci a permis de réaliser de très bonnes estimations des charges à l'amorçage sur éprouvettes et sur structures.

Dans le cas où la température est assez élevée pour être dans le haut de la zone de transition, une déchirure ductile importante peut avoir lieu avant que le clivage ne se produise. Cette déchirure doit être prise en compte pour être capable d'estimer dans quelle configuration la rupture fragile a lieu. Il a semblé judicieux à plusieurs auteurs de coupler des modèles de rupture fragile avec des modèles de déchirure ductile pour pouvoir traiter tout le processus de rupture.

V.3.1. Couplage du modèle GTN et de la statistique de Weibull

Afin de décrire la déchirure ductile préalable à la rupture fragile par calculs aux éléments finis, Ruggieri a proposé d'utiliser le modèle GTN [RUG 96]. En outre, un modèle de Weibull à 2 paramètres est utilisé pour calculer la probabilité de rupture fragile en cours de propagation stable.

En se basant sur des essais sur éprouvettes SENB à -120°C , l'auteur cale le modèle de Weibull et remarque que les chargements à rupture sont fortement dispersés malgré le fait que toutes les ruptures soient purement fragiles. Une nouvelle série d'essais a alors été réalisée avec des éprouvettes présentant une taille de ligament plus importante : celles-ci ont révélé la présence d'une très faible déchirure ductile préalable au clivage ($\frac{\Delta a}{W} = 0,025$).

Le modèle couplé donne des résultats pertinents par rapport aux valeurs expérimentales et permet de retrouver des valeurs de ténacité plus élevées. Ruggieri arrive à la conclusion que la propagation ductile de la fissure augmente bien la probabilité de rencontrer un défaut capable de déclencher le clivage dans la zone de forte contrainte en pointe de fissure. En effet, cette dernière se déplace et le volume de matière cumulé parcouru augmente.

D'autres auteurs ont tenté de compléter ce travail en utilisant un modèle de Weibull à 3 paramètres, plus difficile à mettre en place [XIA 96, 97], mais en conservant le même modèle GTN. Ils sont parvenus à reproduire les tendances expérimentales de trois types d'éprouvettes avec des confinements différents (SENB, DENT, CCP), pour des déchirures de l'ordre de $\frac{\Delta a}{W} = 0,1$.

Par la suite, Koers [KOE 94] a tenté d'appliquer la même méthode à partir d'essais sur éprouvettes SENB à -40°C. Celles-ci présentaient une faible déchirure ductile ($\frac{\Delta a}{W} = 0,08$) et les paramètres de Weibull avaient été déterminés grâce à des essais sur AE à -170°C. L'auteur a en revanche modifié l'approche numérique en considérant deux modèles d'endommagement pour la déchirure :

- le premier suppose que le matériau vérifie un écoulement de type Von Mises – l'avancée de fissure est simulée par relâchement de nœuds ;
- le second suppose que le matériau est endommagé selon le modèle de Gurson.

Cependant, pour les deux modélisations, les probabilités de rupture sont surestimées.

Enfin, une approche similaire a été développée sur des éprouvettes CT rompues à -60°C, présentant également une faible déchirure ductile ($\frac{\Delta a}{W} = 0,015$) [BER 99]. Néanmoins, Bernauer a modifié le modèle de BEREMIN à 2 paramètres supposant que les inclusions ayant amorcées des cavités ductiles en avant du front de fissure devaient être retirées de la population des sites de clivage potentiels. Le couplage des endommagements a alors permis de constater une amélioration sensible des prédictions de probabilités de rupture (figure I-37).

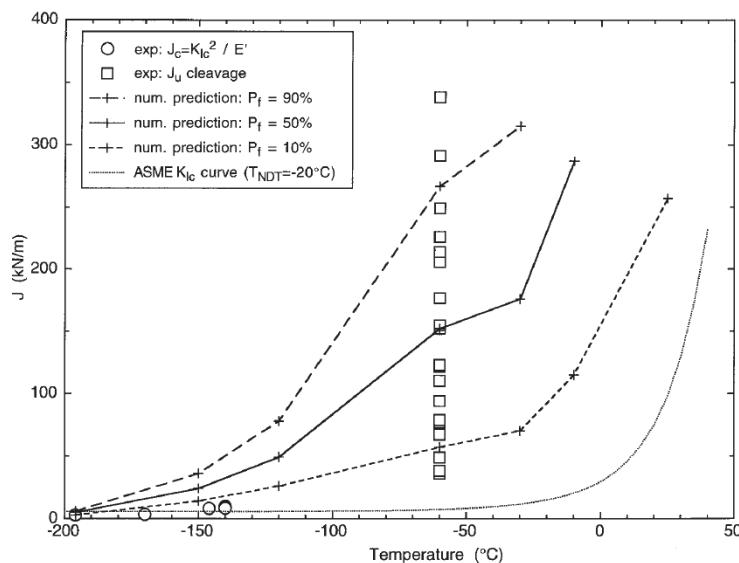


Figure I-37 : Prédiction de la rupture d'éprouvettes CT par le modèle BEREMIN modifié [BER 99]

V.3.2. Couplage du modèle de Rousselier et du modèle de BEREMIN

S'appuyant sur des essais sur éprouvettes SENB rompues à -120°C et à température ambiante, Eripret [ERI 96] a cherché à les interpréter numériquement. Lors de ces essais, les éprouvettes avaient révélé une déchirure ductile importante avant la rupture fragile (figure I-38).

Le modèle de Rousselier a été utilisé pour reproduire la déchirure ductile alors que les probabilités de rupture fragile étaient calculées à l'aide du modèle de BEREMIN à chaque pas de calcul. Les résultats se sont alors avérés très probants pour décrire les probabilités jusqu'à -20°C, température après laquelle aucun clivage n'a été observé.

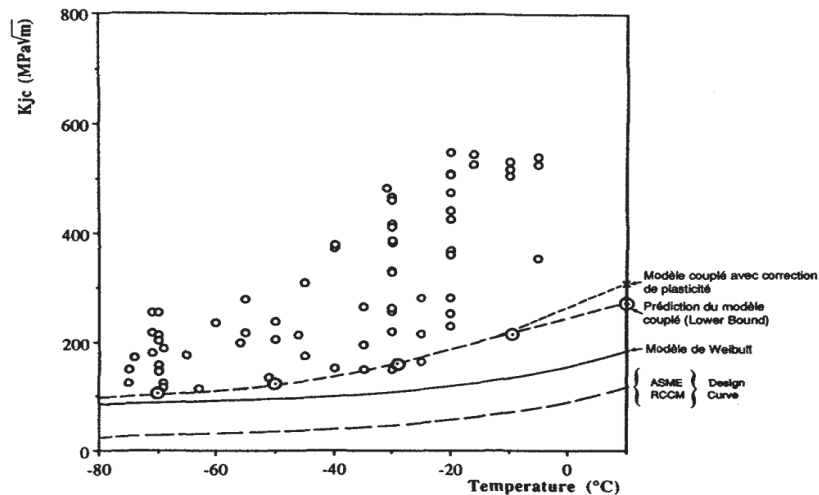


Figure I-38 : Evolution de la borne inférieure des probabilités de rupture selon la température [ERI 96]

En se basant sur le modèle MnS, Carassou [CAR 99] a cherché à déterminer numériquement l'influence des microfissures ductiles sur la probabilité de rupture en utilisant le modèle de BEREMIN. Il observe que ces microfissures seraient assimilables à des fissures macroscopiques augmentant le risque de rupture locale. De plus, il a pu remarquer que la distance entre la pointe du défaut ductile et le pic de contrainte lié à un amas MnS correspond à la distance entre les amas et les sites d'amorçage. Le modèle de Rousselier a alors été utilisé pour modéliser la déchirure ductile (0 à 6mm) sur des éprouvettes CT25 en 16MND5 à 0°C, puis il s'est servi du modèle MnS pour déterminer la probabilité de rupture fragile en fonction de l'avancée de fissure. Les paramètres du modèle MnS ont été identifiés à partir d'essais sur éprouvettes AE à -150°C mais les calculs de probabilité de rupture fragile des CT étaient considérablement sous-estimés. Il a alors recalé la contrainte critique à partir des essais sur CT et a finalement obtenu de bonnes prédictions de ruptures pour les essais sur CT à 0°C (figure I-39).

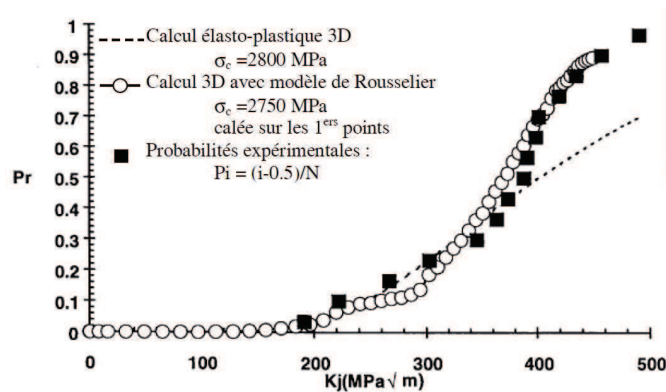


Figure I-39 : Prédiction du comportement à rupture d'éprouvettes CT25 à 0°C [CAR 99]

V.3.3. Couplage de l'approche G_{fr} et de modèles de rupture fragile

Marie [MAR 00] a repris les travaux de Carassou pour appliquer l'approche G_{fr} sur les mêmes éprouvettes CT25. Il est parvenu à parfaitement reproduire le comportement global des éprouvettes à 0°C mais, l'approche utilisant des calculs stationnaires, il était impossible de tenir compte de l'effet d'histoire sur les contraintes en pointe de fissure. Après avoir tiré une loi d'avancée de fissure en fonction de l'ouverture des premiers calculs, il a modélisé l'avancée de fissure par relâchement de nœuds. Puis, réutilisant les paramètres du modèles MnS obtenus par Carassou, il l'a appliqué pour déterminer les probabilités de rupture des éprouvettes : les prédictions étaient correctement reproduites (figure I-40).

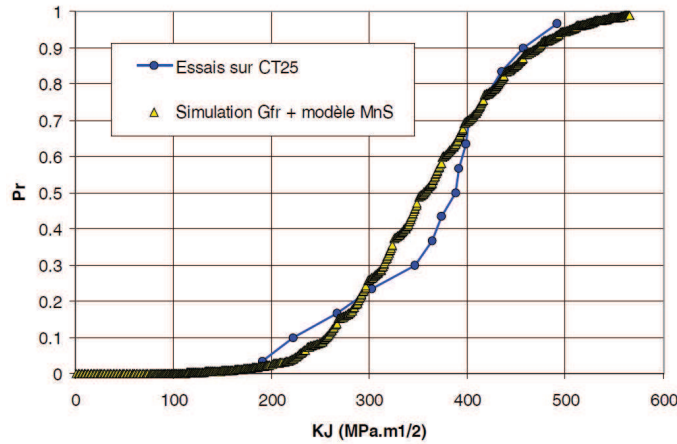


Figure I-40 : Prédiction de rupture de CT25 en 16MND5 à 0°C par l'approche couplée G_{fr} /modèle MnS [MAR 00]

En outre, l'auteur a cherché à prédire la rupture d'aciers C-Mn en reprenant les travaux de Chen. Celui-ci avait établi les résultats suivants :

- la distance X_f entre le site d'amorçage du clivage et le front de fissure augmente avec le chargement ;
- la température a très peu d'influence sur la valeur de σ_f ;
- le facteur d'intensité des contraintes est proportionnel au paramètre $F(X, \sigma)$ défini par Curry calculé pour X_f et σ_f .

$$F_c = \sqrt{X_f} \cdot \left(\frac{\sigma_f^{(n+1)/2}}{\sigma_y^{(n-1)/2}} \right) \quad (I-32)$$

Marie a considéré ce paramètre comme un facteur local d'intensité de contrainte, et a exprimé une probabilité de rupture locale inspirée de la Master Curve :

$$p_r(F) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{F}{F_c} \right)^4 \right] \quad (I-33)$$

Chaque volume local est considéré indépendant statistiquement et l'hypothèse du maillon le plus faible est appliquée. La probabilité de rupture cumulée est alors calculée à partir de la courbe enveloppe des probabilités de rupture maximales sur le ligament au cours du chargement, obtenues par l'approche G_{fr} .

Les probabilités de rupture ont pu être correctement décrites pour -60°C, -40°C ainsi qu'à 0°C, après avoir calé F_c .

Si X_f et σ_f sont peu sensibles à la température, il est possible d'écrire :

$$F_c \cdot \sigma_y^{(n-1)/2} = Constante \quad (I-34)$$

A partir de cette relation, il est possible de connaître l'évolution de F_c avec la température à partir d'une valeur connue de F_c . De plus, il devient alors possible de connaître les évolutions de la limite d'élasticité et du coefficient d'érouissage en fonction de la température. L'auteur a obtenu de bons résultats pour la prédiction des valeurs de ténacité pour -90°C, -60°C et 0°C (figure I-41). Il a cependant noté un léger écart pour les températures les plus basses, probablement lié à l'incertitude sur la détermination du coefficient d'érouissage.

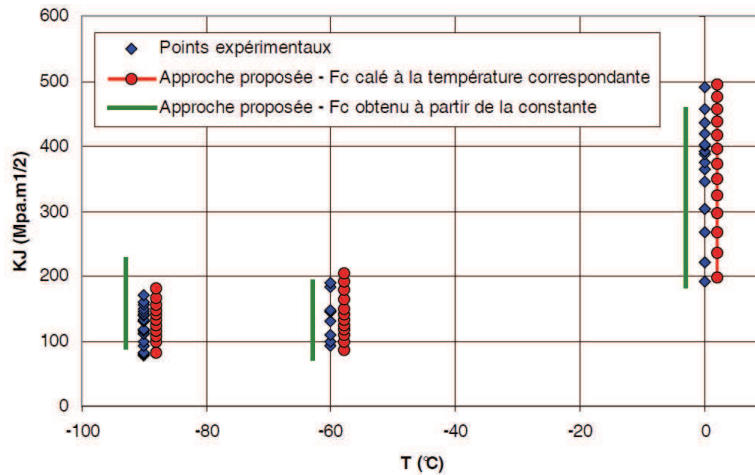


Figure I-41 : Prédiction de la courbe de transition par un couplage G_{fr} /Critère F_c [MAR 00]

VI. Modèle en contrainte seuil

Dans le cas d'une rupture ayant lieu dans le haut de la transition fragile-ductile, des modèles de prédiction de rupture permettant de prendre en compte la déchirure préalable au clivage existent. Cependant, ceux-ci sont difficiles à mettre en place et sont très coûteux en temps de calculs, ainsi qu'en temps de détermination des différents paramètres. Par ailleurs, il existe très peu d'études sur structures, preuve de la difficulté de mise en œuvre.

Chapuliot [CHA 04, 05] a développé une méthode simple permettant d'explicitier la probabilité de rupture fragile dans la partie haute de la transition, en présence d'une déchirure ductile préalable, et d'en déduire directement les conditions d'une probabilité nulle de clivage.

Celui-ci s'est appuyé sur une base d'essais sur un acier 16MND5, et sur différentes approches en reprenant certains principes :

- une contrainte seuil est nécessaire à l'apparition du clivage, plus particulièrement dans le haut de la transition;
- la probabilité de rupture est liée au volume sollicité en pointe de fissure ;
- le volume sollicité est susceptible de cliver s'il est soumis à une contrainte supérieure à la contrainte seuil.

VI.1. Notions de contrainte seuil et de volume seuil

La rupture totale d'une structure dans le domaine fragile peut être due à l'instabilité des microfissures. Plusieurs auteurs [CHE 96] [BOR 05] [HAU 05] [CUR 80] [CHEN 03] ont supposé qu'il existe une contrainte seuil nécessaire au déclenchement de ce phénomène critique. Indépendante de la géométrie et de la nature du chargement, celle-ci est donc présumée transposable d'une géométrie d'éprouvette à une autre, voire à une structure.

Chapuliot a défini cette contrainte seuil comme égale à la borne inférieure des contraintes critiques de rupture, en dessous de laquelle le clivage n'a jamais été observé [CHA 08].

L'amorçage du clivage est supposé se déclencher lorsque le volume sollicité en pointe de fissure subit une contrainte supérieure ou égale à la valeur de la contrainte seuil.

Deux volumes seuils sont alors définis :

- $v_{th}(t)$, volume seuil instantané où une contrainte principale maximale dépasse la valeur de la contrainte seuil à l'instant t ;

$$v_{th}(t) = V[\sigma_1(t) \geq \sigma_{th}] \quad (I-35)$$

- $V_{th}(t)$, volume seuil cumulé, volume total où la contrainte principale maximale a dépassé la valeur de la contrainte seuil au cours du chargement.

$$V_{th}(t) = V[\max_{0 \rightarrow t}(\sigma_1) \geq \sigma_{th}] \quad (I-36)$$

Lorsque le front de fissure se propage de manière ductile et que les zones en arrière de celui-ci se déchargent, la différence entre les deux notions de volume seuil prend tout son sens.

En revanche, la probabilité de rupture globale à l'instant t est exprimée à partir du volume seuil cumulé, désormais noté V_{th} et appelé « volume seuil ».

VI.2. Relation entre volume seuil et probabilité de rupture

Soit V un volume constitué de N volumes élémentaires V_0 . L'hypothèse du maillon le plus faible implique que le volume V résiste si, et seulement si, tous les volumes élémentaires résistent, ce qui conduit à la probabilité de non-rupture (P_{n-r}) suivante :

$$P_{n-r} = 1 - P_r = \prod_{i=1}^N (1 - p_{ri}) \quad (I-37)$$

où p_{ri} : probabilité de rupture d'un volume élémentaire ;
 P_r : probabilité de rupture du volume V .

Tous les volumes élémentaires ont la même probabilité de rupture, qui est nulle lorsqu'ils sont exposés à une contrainte inférieure à σ_{th} et égale à p_0 dans le cas contraire. Le volume seuil et la probabilité de rupture sont donc bien liés.

Supposée constante, la probabilité de rupture d'un volume élémentaire est égale à p_0 dans le volume seuil et est nulle ailleurs :

$$p_{ri} = \begin{cases} p_0 & \text{si } \sigma_1 > \sigma_{th} \\ 0 & \text{sinon} \end{cases}$$

La probabilité p_0 correspond à la probabilité moyenne de rupture des volumes élémentaires soumis à une contrainte supérieure ou égale à la contrainte seuil. Or, les niveaux de contrainte sont liés à la température, induisant ainsi un lien entre p_0 et la température. La probabilité de rupture P_r du volume V est donc égale à la probabilité de rupture du volume V_{th} où la contrainte principale maximale dépasse ou a dépassé la contrainte seuil σ_{th} .

On définit le nombre de volumes élémentaires $N_{th} = V_{th}/V_0$ dans le volume V_{th} . La probabilité de non-rupture s'écrit alors :

$$P_{n-r} = 1 - P_r = (1 - p_0)^{N_{th}} \quad (I-38)$$

$$\ln(1 - P_r) = N_{th} \cdot (1 - p_0) = \frac{V_{th}}{V_0} \cdot \ln(1 - p_0) = -\frac{V_{th}}{V_0} \cdot \ln\left(\frac{1}{1-p_0}\right) \quad (I-39)$$

On pose :

$$F = \frac{1}{V_0} \cdot \ln\left(\frac{1}{1-p_0}\right) \quad (I-40)$$

Donc :

$$-\ln(1 - P_r) = F \cdot V_{th} \quad (I-41)$$

et

$$P_r = 1 - \exp(-F \cdot V_{th}) \quad (I-42)$$

La probabilité de rupture est donc bien liée au volume seuil via une fonction de sensibilité F . Cette écriture permet d’assurer une probabilité de rupture nulle en dessous de la contrainte seuil car V_{th} est nul également.

VI.3. Identification des paramètres du modèles en contrainte seuil

Le Corre [LEC 06] a travaillé sur ce critère à partir d’une large base expérimentale sur un acier de cuve allemand 22NiMoCr37, fournie par le groupe européen ESIS [HEE 02]. Celui-ci a cherché en particulier à déterminer tous les paramètres du modèle et le valider dans le haut de la transition, où la rupture fragile peut être précédée par une déchirure ductile.

Les essais ont permis d’étudier toute la transition fragile/ductile avec des températures variant de -150°C à 20°C. De plus, ceux-ci ont été effectués sur différents types d’éprouvettes, avec des tailles différentes, et en nombre suffisant pour s’affranchir des problèmes de dispersion.

Nb d'essais par T° et Géométrie		Température							
		-150°C	-110°C	-90°C	-60°C	-40°C	-20°C	0°C	20°C
Géométrie	Traction	4		5	4	5	5	4	4
	AE1.6	32							
	CT12.5	31	55	31	62	32	31	32	
	CT25	34		34	34	32	50	41	10
	CT50	30		30	30	30	30	30	30
	CT100			15			15	15	15

Tableau I-4 : Essais disponibles dans la base ESIS [HEE 02]

VI.3.1. Détermination de la contrainte seuil

Les essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées ont été choisis pour l’évaluation de la contrainte seuil. En effet, réalisés à basse température où le mécanisme de rupture est lié à l’instabilité des microfissures, ils ont permis de définir la contrainte en dessous de laquelle le clivage n’a pas lieu.

Pour ce faire, des calculs par éléments finis ont été menés afin de déterminer les contraintes principales maximales à rupture dans chaque éprouvette.

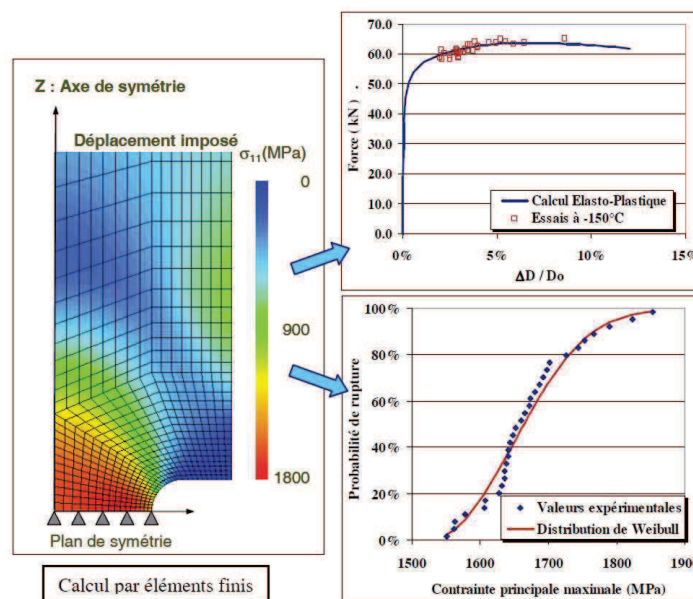


Figure I-42 : Détermination de la contrainte seuil pour l’acier 22NiMoCr37 [LEC 06]

En outre, une probabilité de rupture a été attribuée à chaque éprouvette après les avoir rangées par ordre croissant de contrainte principale maximale à rupture :

$$P_{ri} = \frac{i-0,5}{N} \tag{I-43}$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement ;
 N : nombre total d'essais.

Un modèle de Weibull à trois paramètres a ensuite été utilisé pour décrire la distribution de probabilité de rupture en fonction de la contrainte principale maximale (figure I-42).

$$P_r = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_1 - \sigma_{th}}{\sigma_{u_AE}} \right)^{m_{AE}} \right] \tag{I-44}$$

Les trois paramètres de Weibull ont pu être identifiés :

- $\sigma_{th} = 1520$ MPa;
- $\sigma_{u_AE} = 170$ MPa;
- $m_{AE} = 2,23$.

La distribution a confirmé l'existence d'une contrainte seuil, proche de la valeur minimale expérimentale.

VI.3.2. Détermination de la fonction de sensibilité F

La fonction de sensibilité a été identifiée en définissant la relation entre les probabilités de rupture d'éprouvettes CT et les volumes V_{th} correspondants. Ces derniers ont été calculés par éléments finis en déterminant le volume exposé à une contrainte supérieure à 1520MPa, valeur de la contrainte seuil, au cours des essais. Comme pour les éprouvettes AE, des probabilités de rupture ont été affectées à chaque éprouvette CT en les classant par ordre croissant de V_{th} .

$$P_{ri} = \frac{i-0,5}{N_i} \tag{I-45}$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement ;
 N : nombre total d'essais.

Pour chaque type de CT, et à chaque température, l'évolution du logarithme de la probabilité de non-rupture a été tracée en fonction de V_{th} : ces tracés ont montré qu'il était possible de tracer une droite passant par l'origine et par la majorité des points, laissant sous-entendre que la relation entre $\ln(1 - P_r)$ et V_{th} est linéaire. La fonction F n'est alors que le coefficient directeur de cette droite d'approximation.

Pour chaque cas, les fonctions de sensibilité ont été déterminées et Le Corre a remarqué que F est peu sensible à la taille de l'éprouvette, mais énormément à la température. Il a alors regroupé toutes les éprouvettes CT réalisées à une même température, et les a classées selon les valeurs croissantes de V_{th} pour leur attribuer des valeurs de probabilité de rupture (figure I-43).

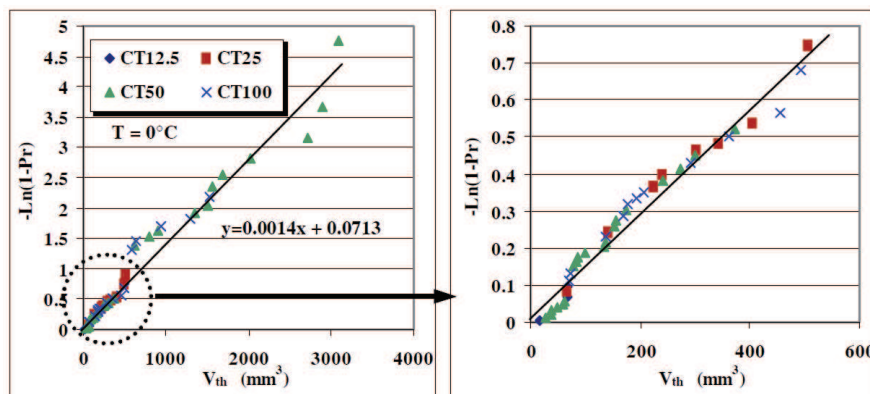


Figure I-43 : Relation entre probabilités de rupture et V_{th} pour toutes les CT rompues à 0°C [LEC 06]

Une bonne proportionnalité entre $\ln(1 - P_r)$ et V_{th} est là encore constatée. De plus, les différentes géométries s'intercalent, ce qui montre l'indépendance vis-à-vis de la taille de l'éprouvette.

Ensuite, l'auteur a cherché à déterminer une fonction F valable sur toute la plage de températures des essais. La limite d'élasticité étant liée à la température, il a tracé l'évolution logarithmique de $F(T)$ en fonction de la limite d'élasticité $\sigma_y(T)$ et a pu constater que la dépendance à la température est forte (figure I-44).

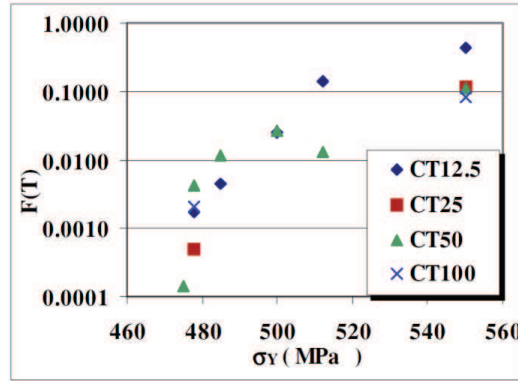


Figure I-44 : Evolution de F en fonction de $\sigma_y(T)$ [LEC 06]

Selon Mc Meeking [McM 95], pour un matériau parfaitement plastique, la contrainte principale maximale en fond de fissure est proportionnelle à la limite d'élasticité :

$$\alpha = \frac{\sigma_1}{\sigma_y} \quad (I-46)$$

Pour ce matériau, Le Corre a évalué α à 3,25 et a proposé de décrire l'évolution de la fonction F en fonction de la limite d'élasticité par :

$$F(\sigma_y) = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_{u,CT}} \right)^{m_{CT}} \quad (eq I-7 \& I-40) \quad (I-47)$$

avec $\sigma_{y0} = \frac{\sigma_{th}}{\alpha} = \frac{1520}{3,25} = 468$ MPa, la limite d'élasticité seuil, représentative de la température en dessous de laquelle le clivage ne peut avoir lieu.

Après avoir déterminé tous les paramètres de la distribution de $F(\sigma_y)$, l'évolution entre $\ln(F)$ et $\ln(\sigma_y - \sigma_{y0})$ a permis de représenter correctement l'ensemble des valeurs de F obtenues pour chaque type d'éprouvette et chaque température (figure I-45).

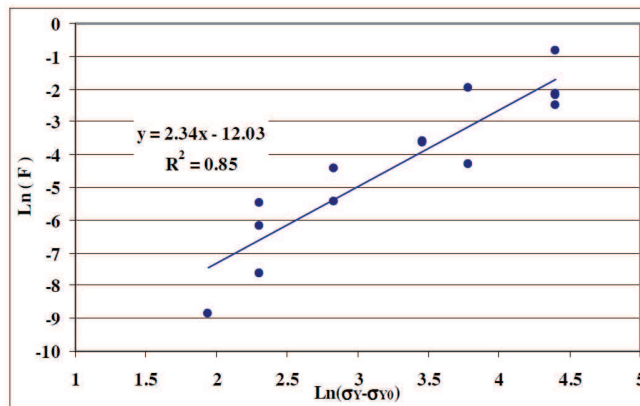


Figure I-45 : Corrélation entre la fonction F et la limite d'élasticité
 $(m_{CT} = 2,34 \text{ et } \sigma_{u,CT} \cdot V_0^{1/m} = 156 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{3/m})$ [LEC 06]

Pour ce matériau, les valeurs de modules m étant très proches, Le Corre considère que $m_{AE} = m_{CT} = 2,23$.

VI.3.3. Forme finale du modèle en contrainte seuil

La probabilité de rupture fragile obtenue à partir des essais de la base ESIS sur un acier de cuve allemand 22NiMoCr37 peut être exprimée sous la forme :

$$P_r = 1 - \exp(-F \cdot V_{th}) \quad (I-48)$$

où la fonction de sensibilité F est définie par :

$$F(\sigma_y) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_{u_CT} \cdot V_0^{1/m_{CT}}} \right)^{m_{CT}} \quad (I-49)$$

avec

- σ_y : limite d'élasticité ;
- σ_{y0} : limite d'élasticité seuil représentative de la température en dessous de laquelle ne clivage ne peut avoir lieu ;
- m_{CT} : module déduit des essais sur AE ;
- V_0 : volume élémentaire ;
- σ_{u_CT} : contrainte de normalisation.

Finalement, on peut noter que :

- les effets d'échelle et de déchirure ductile sont contenus dans V_{th} ;
- les propriétés du matériau sont contenus dans la fonction de sensibilité F ;
- m , σ_u et V_0 expriment la sensibilité au clivage ;
- la dépendance à la température est exprimée à l'aide de σ_y .

Afin de vérifier la pertinence du modèle, Le Corre a comparé les prédictions de probabilités de rupture pour les CT100 rompues à 20°C, aux résultats expérimentaux (figure I-46). Ces essais réalisés dans le haut de la transition n'avaient pas été pris en compte pour le calage du modèle, ce qui permet d'assurer une indépendance totale de ce dernier vis-à-vis des valeurs expérimentales.

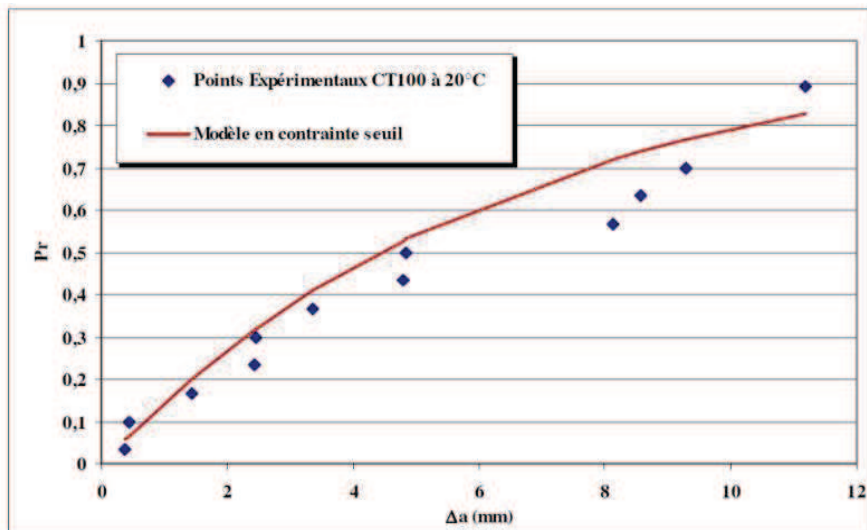


Figure I-46 : Comparaison des prédictions de probabilités de rupture du modèle en contrainte seuil avec les probabilités de rupture expérimentales en fonction de l'avancée de fissure Δa [LEC 06]

Les résultats obtenus avec le modèle étaient en accord avec les valeurs expérimentales, prouvant ainsi la validité du modèle.

VI.3.4. Application du modèle en contrainte seuil à un autre acier et une structure

Après validation du modèle en contrainte seuil, Le Corre a cherché à préciser la marge de température existante entre la température d'apparition du risque de clivage et la température minimale de fonctionnement d'une structure en acier TU42C (figure I-47). La différence de confinement permet d'assurer que la courbe de transition d'une structure est décalée vers les basses températures par rapport à celle des éprouvettes. Néanmoins, une quantification était nécessaire afin de démontrer l'intégrité de ce genre de tuyauterie, et d'étudier l'influence de la géométrie sur la courbe de transition.

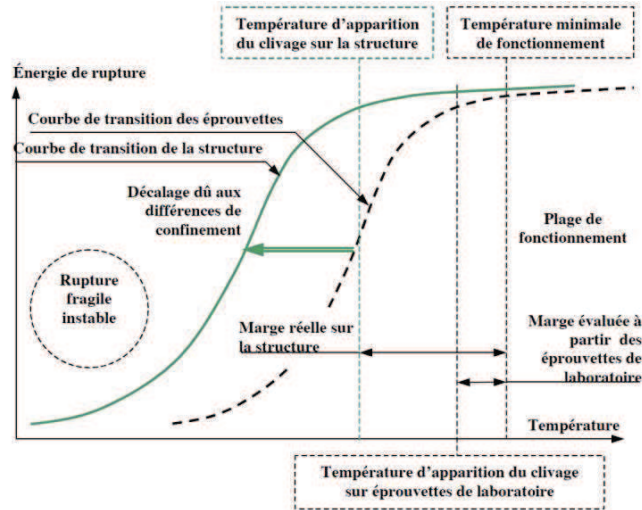


Figure I-47 : Définition de la marge à rupture par clivage entre la température de fonctionnement minimale et la température d'apparition du clivage [LEC 06]

L'auteur a alors entrepris d'utiliser le modèle en contrainte seuil pour estimer de manière simple la température à laquelle le risque de clivage devient non-nul au moment de l'amorçage ductile. Cette température lui aurait donc permis de définir la marge considérée, et de démontrer l'absence de risque de clivage.

Il a tout d'abord réalisé une série d'essais sur éprouvettes AE à basse température (-175°C) pour déterminer la contrainte seuil correspondant à cet acier, ainsi que le module m_{AE} du modèle. Il a alors obtenu $\sigma_{th}=1300$ MPa et $m_{AE}=3,02$. Puis, un petit nombre d'essais sur des éprouvettes CT12, SENB05 et SENB01, entre -50°C et 20°C, a servi à évaluer les autres paramètres du modèle.

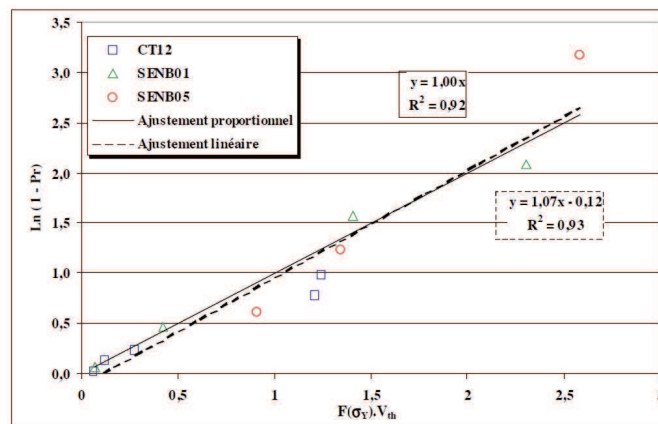


Figure I-48: Ajustement des paramètres du modèle à partir de l'ensemble des essais de rupture [LEC 06]

Ces derniers ont permis de montrer qu'il est possible de déterminer les paramètres du modèle à partir d'un nombre réduit d'essais, qui plus est sur des éprouvettes non normalisées. En effet, les dimensions du tube étaient trop petites pour pouvoir prélever des éprouvettes normalisées. Finalement, la valeur de $\sigma_u \cdot V_0^{1/m}$ avait été évaluée à 58.7 MPa.mm^{3/m}.

Les essais sur éprouvettes ont permis d'estimer la température d'apparition du clivage entre -25°C et -10°C. Le Corre a alors réalisé un essai de flexion sur tube en TU42C, comportant une entaille semi-elliptique en surface (figure I-49). Le tube avait été pré-fissuré par fatigue pour amorcer la déchirure ductile.

Se basant sur les prédictions du modèle en contrainte seuil appliqué au tube, il a choisi une température d'essai de -50°C pour laquelle aucun clivage n'était supposé se produire, maintenant la contrainte en pointe de fissure inférieure à la contrainte seuil pendant la propagation de la déchirure ductile.

Sa prédiction à partir du modèle en contrainte seuil s'est avérée juste car aucune rupture fragile n'a eu lieu jusqu'au percement du tube par la déchirure ductile.

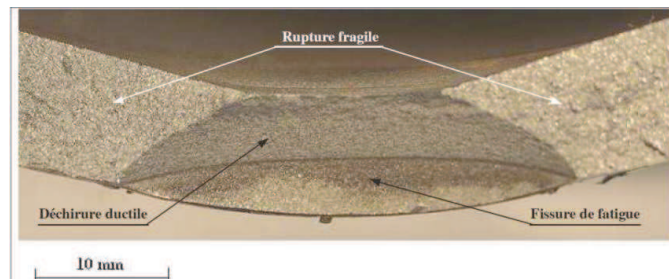


Figure I-49 : Faciès de rupture du tube en TU42C rompu en flexion à -50°C [LEC 06]

Afin de comprendre ce qui s'est passé lors de la propagation et au moment du percement, l'essai de flexion a été analysé par des calculs aux éléments finis. Ceux-ci ont révélé que lorsque la fissure a atteint le fond du tube, le changement de configuration géométrique, à savoir le percement du défaut et le passage d'un défaut de surface à un défaut traversant, a entraîné une augmentation des contraintes principales maximales, dépassant alors la contrainte seuil, ainsi qu'un doublement du volume V_{th} . Ces événements corroborent tout à fait le modèle en contrainte seuil. Cependant, l'analyse de la phase de propagation a également montré que les contraintes principales maximales dépassaient la valeur de la contrainte seuil dès 3 mm de propagation, impliquant alors un risque de rupture non-nul. L'auteur a alors supposé que la contrainte critique de clivage augmente avec la plasticité, car les microfissures sont émoussées et moins nocives. Finalement, Le Corre en a déduit que le modèle est conservatif.

Ces observations ont conduit aux conclusions suivantes (figure I-50) :

- un décalage de 30 à 40°C existe entre les domaines de transition des structures de ce type, et les éprouvettes de laboratoire, du fait du faible confinement de la plasticité dans les tubes ;
- la température d'apparition du clivage est plus basse sur les éprouvettes de laboratoire du fait du confinement de la plasticité;
- la condition de contrainte seuil permet d'estimer simplement la température d'apparition du clivage dans le tube.

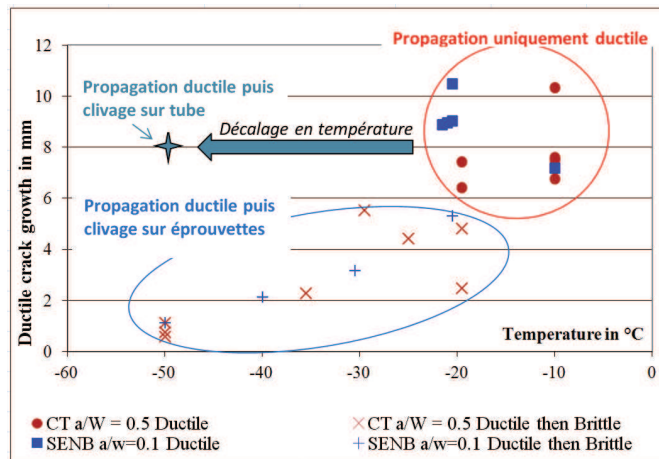


Figure I-50 : Décalage du domaine de transition en fonction de la géométrie [LEC 06]

VI.3.5. Application du modèle en contrainte seuil aux joints soudés

N’Guyen [NGU 09, 10] [NIC 12] a repris les travaux de Le Corre pour tenter d’appliquer le modèle en contrainte seuil aux joints soudés. Ses travaux portent sur l’étude d’un joint soudé en acier TU42C, entre deux tubes de composition identique.

Celui-ci a tout d’abord caractérisé les matériaux, et en particulier le joint soudé, pour définir sa loi de comportement, sa dureté, et sa microstructure. Lors de ses observations, il a divisé le joint soudé en trois parties : le métal de base (MB), le métal déposé (MD) et la ZAT du métal de base. Toutes ces zones ont donc été caractérisées.

Il a pu observer que deux zones distinctes apparaissaient dans le cordon de soudure : une zone à grains fins (Zone Fondue Recuite - ZFR), et une zone à gros grains (Zone Fondue Brute de Solidification - ZFBS), la différence de taille étant due aux passes de soudage successives qui ont réchauffé les grains (figure I-51).

L’auteur a pu constater que les zones à gros grains contenaient de nombreuses particules et étaient plus dures que toutes les autres zones, MB et ZAT compris. Il en a alors déduit que la zone à gros grains ferritiques de la soudure était la plus sensible au clivage. Aussi, des lois de comportement ont été définies pour chacune de ces zones.

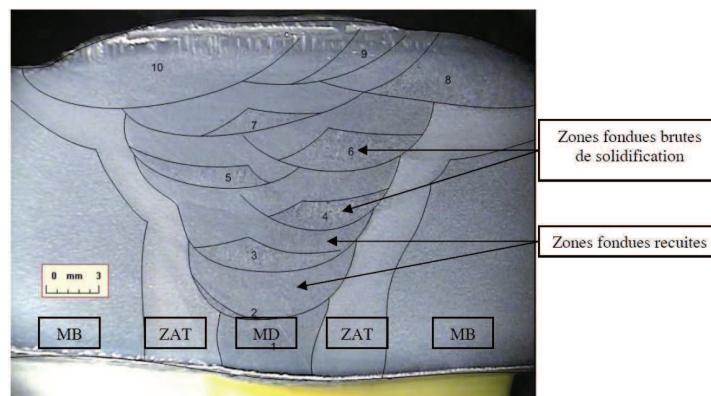


Figure I-51 : Localisation des différentes zones dans la soudure en TU42C [NGU 09]

En outre, afin de déterminer les paramètres du modèle en contrainte seuil, des éprouvettes AE2 ont été prélevées dans le MD, ainsi que des CT12. Les essais sur AE2 ont été réalisés à -175°C et -150°C pour évaluer la contrainte seuil et le module m_{AE} alors que ceux sur CT12 ont été faits entre -30°C et 20°C pour déterminer la fonction de sensibilité F du modèle.

Les AE ont toutes rompu par clivage et celles-ci ont été modélisées par éléments finis en prenant soin de représenter les zones de tailles de grains selon les observations (figure I-52).

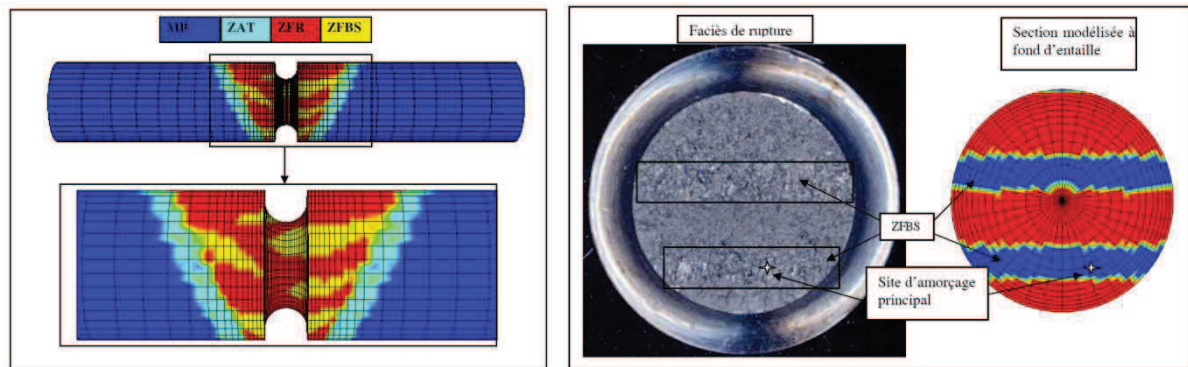


Figure I-52 : Modélisation des éprouvettes AE avec représentation des zones ZFBS et ZFR [NGU 09]

Les contraintes principales à rupture ont été calculées et se situent aux mêmes endroits que ceux qui ont été observés aux MEB, c'est-à-dire dans une ZFBS. De plus, les sites d'amorçage ont presque tous révélé la présence d'une particule, concentrateur de contrainte, alors que ce n'était pas le cas pour le métal de base. La contrainte seuil associée au métal déposé dans la ZFBS a été déterminée ($\sigma_{th}=1300$ MPa, comme pour le métal de base), tout comme le module m_{AE} (2,17).

Les éprouvettes CT ont toutes rompu de manière fragile, même à température ambiante, ce qui confirme le fait que le MD est plus fragile que le MB. De la même manière, les essais ont été modélisés en représentant les zones ZFBS et ZFR (figure I-53).

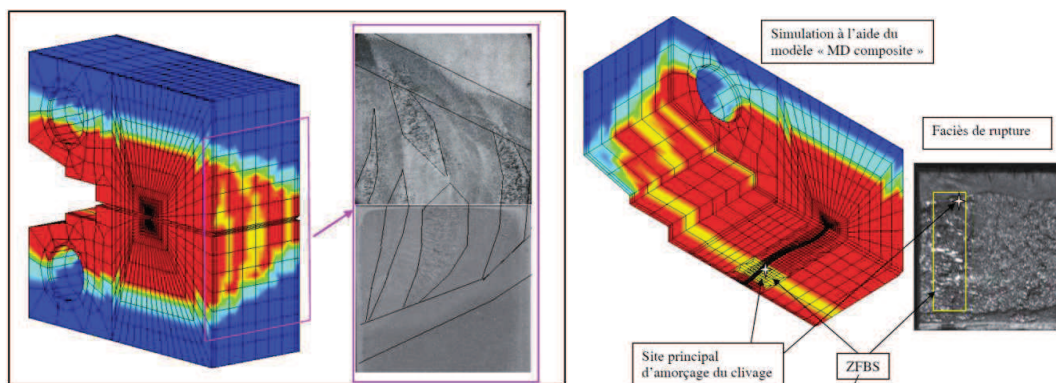


Figure I-53 : Modélisation des éprouvettes CT avec les ZFBS et ZFR [NGU 09]

Ces calculs ont permis de déterminer les valeurs des V_{th} associés au ZFBS pilotant la rupture, et la fonction de sensibilité F en fonction de la température :

$$F(\sigma_y) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_{uCT} \cdot V_0^{1/m}} \right)^m = \left(\frac{\sigma_y - 465}{60} \right)^{2,17}$$

Tous les paramètres ont donc été identifiés et les probabilités de rupture ont pu être calculées à partir du modèle. Un très bon accord a été obtenu entre les probabilités de rupture expérimentales et les prédites (figure I-54).

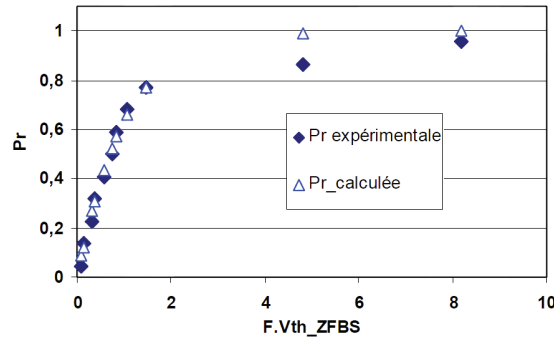


Figure I-54: Comparaison des probabilités de rupture expérimentales et prédites avec le modèle pour l'ensemble des CT12 [NGU 09]

Ensuite, afin de s'assurer de la transférabilité du modèle à une autre géométrie, N'Guyen a prélevé des éprouvettes SENT avec entaille dans le joint soudé. Celles-ci présentent un degré de confinement de la plasticité différent des CT (plasticité plus étendue), et un degré de triaxialité plus faible. Les températures d'essais ont été choisies de manière à ce que les courbes V_{th} -J des SENT soient quasi équivalentes à celles des CT :

- SENT à -70°C ↔ CT12 à -30°C ;
- SENT à -130°C ↔ CT12 à -10°C.

Malheureusement, seuls trois essais sur SENT ont pu être réalisés pour chaque température et les essais restent indicatifs : un décalage significatif apparaît entre les prédictions de rupture et résultats expérimentaux (figure I-56).

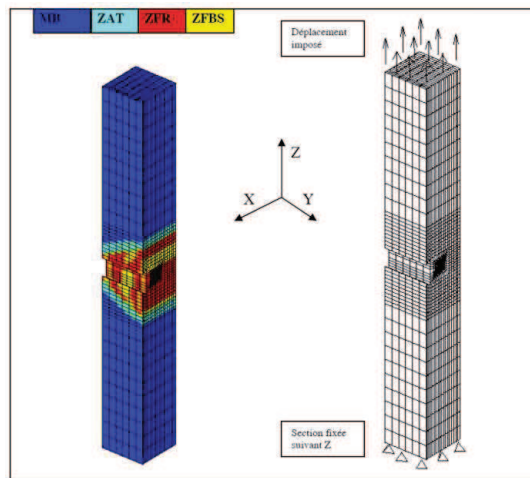


Figure I-55 : Modélisation des éprouvettes SENT avec différentes zones de tailles de grains [NGU 09]

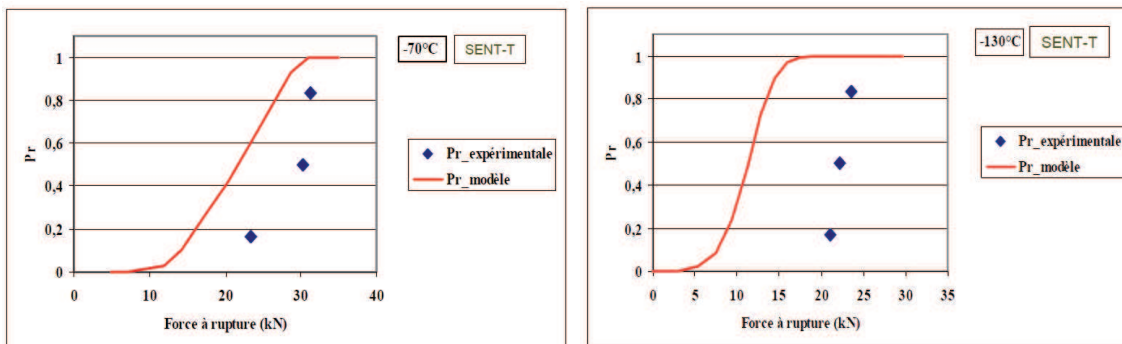


Figure I-56 : Comparaison des probabilités de rupture expérimentales et prédites pour les SENT [NGU 09]

Néanmoins, l’auteur a cherché à vérifier si ce décalage pouvait provenir d’un mauvais calage de la fonction F puisque celle-ci a été déterminée seulement entre -30°C et 20°C . Aussi, des essais supplémentaires sur éprouvettes CT12 identiques aux précédentes ont été réalisés à -150°C . Les prédictions du modèle sont également décalées, ce qui laisse penser que la fonction de sensibilité doit être recalée avec des données pour de plus basses températures (figure I-57).

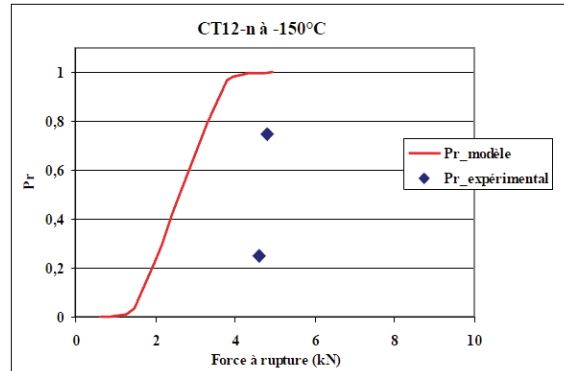


Figure I-57 : Comparaison des probabilités de rupture expérimentales et prédites pour les CT à 150°C

Enfin, N’Guyen a proposé quelques pistes à explorer pour compléter l’étude :

- tester la transférabilité du modèle et sa sensibilité au confinement de la plasticité avec des essais complémentaires (SENB, SENT, autres tailles de CT) à plusieurs températures ;
- prélever des éprouvettes SENT dans un sens différent, avec un front de pré-fissure situé uniquement dans une ZFR ou une ZFBS ;
- améliorer la détermination de σ_{y0} avec des essais sur AE présentant une autre géométrie d’entaille pour faire varier la triaxialité et le confinement de la plasticité, ce qui permettrait d’évaluer l’impact de ces facteurs sur la contrainte seuil ;
- évaluer le modèle dans une ZAT.

VI.3.6. Introduction d’une valeur minimale de V_{th}

Chapuliot [CHA 08], a repris les travaux de Le Corre et tenté d’appliquer le critère en contrainte seuil au 16MND5, un autre acier ferritique utilisé pour la cuve de réacteur. Celui-ci a alors constaté que, contrairement au cas du TU42C et pour de très basses températures, $\ln(1 - P_r)$ n’était pas directement proportionnel au volume V_{th} . En effet, comme le montre la figure I-58, les droites de tendance pour les essais sur CT réalisés à -150°C , -175°C et -253°C ne passent pas par l’origine des repères, ce qui n’était pas le cas pour des températures plus élevées comme à -100°C où le décalage est négligeable.

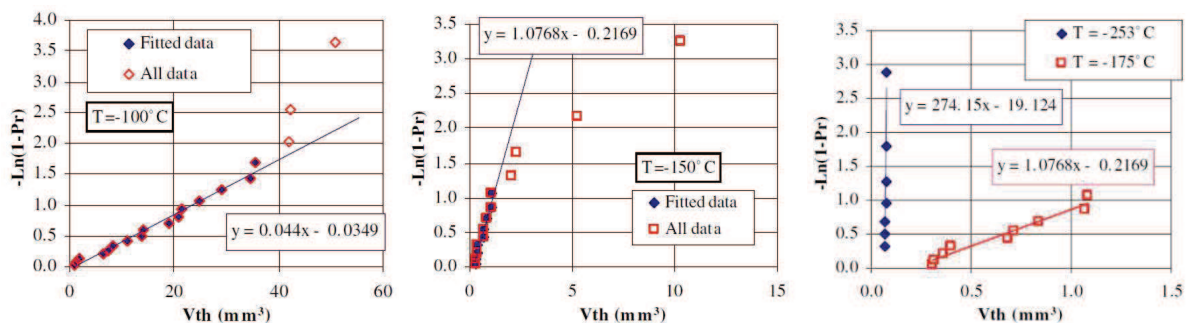


Figure I-58 : Décalage à l’origine des repères [CHA 08]

Ce phénomène a mis en évidence la possible existence d'une valeur minimale de V_{th} nécessaire au déclenchement du clivage pour les plus basses températures où la plasticité intervient peu. Chapuliot a alors choisi d'introduire dans l'expression du volume critique, pour ce matériau, une valeur $K_{min}^{exp}(T)$ permettant de tenir compte de cette valeur minimale du volume critique V_{thmin} .

Le critère a alors été modifié selon la forme suivante :

$$P_r = 1 - \exp[-F \cdot (V_{th} - V_{thmin})] \quad (I-50)$$

avec
$$F(T) = \frac{1}{V_0} \cdot \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_{u,CT}} \right)^{m_{CT}} = \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_{u,CT} \cdot V_0^{1/m_{CT}}} \right)^{m_{CT}} \quad (I-51)$$

soit
$$P_r = 1 - \exp \left\{ - \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_{u,CT} \cdot V_0^{1/m_{CT}}} \right)^{m_{CT}} \cdot \left(\frac{K_J^4 - K_{min}^4(T)}{\sigma_y^4} \right) \cdot \frac{B \cdot \pi}{4} \cdot \left(\chi \cdot \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_{th}} - \frac{\sigma_{y0}}{\sigma_{th}} \right) \right)^2 \right\} \quad (I-52)$$

- où
- K_J : facteur d'intensité de contrainte élasto-plastique ;
 - B : épaisseur de l'éprouvette ;
 - χ : constante géométrique .

A partir de cette formulation, Chapuliot est parvenu à tracer la courbe enveloppe des valeurs minimales de K_J à rupture des essais réalisés sur éprouvettes CT aux différentes températures (figure I-48). Cela lui a donc permis d'estimer à partir de quel chargement la probabilité de rupture par clivage de ce type d'éprouvette devient non nul, selon la température. Cependant, l'auteur n'a pu donner aucune explication physique pour expliquer cette constatation et des études complémentaires restent à mener.

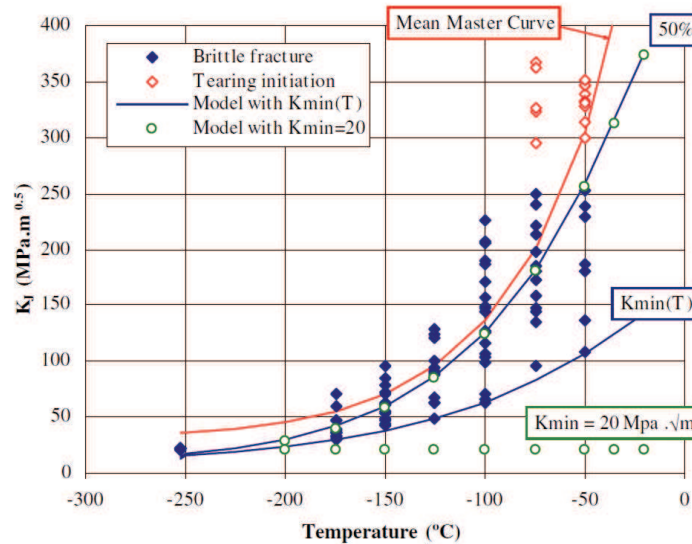


Figure I-59 : Courbe enveloppe des valeurs minimales de K_J [CHA 08]

Conclusion de l'étude bibliographique

Dans cette étude bibliographique, les enjeux de la démonstration de l'intégrité de structures comportant des liaisons soudés bimétalliques ont été présentés. Les études qui ont été menées jusqu'à présent se sont principalement intéressées aux aspects de rupture ductile des tuyauteries, en présence de fissures conventionnelles circonférentielles. En effet, en situation de fonctionnement nominal ou dans la majorité des situations accidentelles, les matériaux considérés se trouvent sur le palier haut de la courbe de transition fragile-ductile, là où le mécanisme de rupture est intégralement ductile. Les différents programmes ont permis de développer et évaluer des méthodes de caractérisation de la rupture ductile pour les liaisons bimétalliques. De plus, ils ont révélé que les défauts éventuels qui peuvent être rencontrés sur les parcs nucléaires présentent une résistance à la déchirure ductile significative, traduisant leur stabilité pour les chargements les plus sévères.

Dans le domaine ductile, les auteurs des projets BIMET et ADIMIEW sont parvenus à la conclusion que, dans ces liaisons bimétalliques, la zone la moins résistante à la rupture est la bande de métal déposé proche de la ZAT de l'acier ferritique, celle-ci présentant la valeur de $J_{0.2}$ la plus faible. En outre, dans les études abordées, les auteurs ont constaté que lorsqu'une fissure est placée dans la ZAT de l'acier ferritique près du beurrage, ou dans le beurrage près de la ZAT, celle-ci a tendance à rejoindre l'interface entre ces deux matériaux : l'interface entre l'acier ferritique et l'inconel semble donc être une zone singulière à laquelle il faut s'intéresser plus particulièrement.

Par ailleurs, les propriétés des matériaux évoluent avec le temps, sous les effets de différents facteurs extérieurs. En présence de matériau ferritique, il est donc nécessaire de s'intéresser à la phase de transition fragile-ductile, où la déchirure ductile et la rupture fragile peuvent être combinées. Ainsi, il serait possible d'évaluer si l'interface entre l'acier ferritique et le métal déposé est également la zone la moins résistante dans le domaine fragile qui, rappelons-le, ne concerne que l'acier ferritique et sa ZAT du fait de leurs structures cristallines.

Au cours de la précédente discussion, la possibilité de comparer deux cas de fissures dans les liaisons bimétalliques a été abordée, afin de garantir l'intégrité de celles-ci. Aussi, montrer que la ZAT près de l'inconel d'une telle soudure est moins sensible au clivage que le métal de base ferritique composant le circuit de refroidissement est une voie pour démontrer l'intégrité de ce type de liaison bimétallique. En effet, la démonstration de l'absence de risque de rupture fragile de ces tubulures est requise dans le dossier de dimensionnement.

Pour analyser le risque de rupture fragile, le modèle en contrainte seuil semble être une méthode simple et adaptée à la description de la rupture dans la phase de transition fragile/ductile pour les matériaux ferritiques. Cependant, ce modèle souffre encore d'un manque de données pour vérifier sa transférabilité d'une géométrie à une autre, ainsi que la capacité de la fonction F à décrire toute la plage de température à partir d'une gamme réduite d'essais.

Dans l'objectif de s'appuyer sur ce modèle pour analyser les liaisons bimétalliques, il est intéressant de poursuivre les travaux de Le Corre et N'Guyen afin d'apporter des réponses à ces quelques interrogations. Aussi, compléter la base expérimentale de N'Guyen, avec des essais sur éprouvettes CT à plus basse température, permettrait de recalibrer la fonction F sur une plus grande plage de température. Par ailleurs, prélever des éprouvettes SENT avec un front de fissure situé uniquement dans une ZFR ou une ZFBS, et réaliser des essais à -70°C et à -130°C apporterait des informations intéressantes quant à la transférabilité du modèle. Une autre piste à explorer pour améliorer la transférabilité des paramètres des CT aux SENT pourrait également être l'introduction d'une valeur minimale de V_{th} dans le modèle défini par N'Guyen.

Suite à ces compléments, le modèle en contrainte seuil pourrait alors être mis en œuvre dans le cadre de l'étude sur les liaisons bimétalliques. En envisageant deux cas, à savoir une fissure conventionnelle circonférentielle située dans la ZAT de l'acier ferritique au voisinage de l'interface avec l'inconel et une fissure identique située dans le tube en acier ferritique, il est possible de comparer les probabilités de rupture fragile de chaque configuration pour des chargements équivalents.

En effet, pour un même chargement, en montrant que la probabilité de rupture fragile associée à la ZAT est plus faible que celle du métal de base, elle-même nulle en conditions de fonctionnement nominal ou accidentelles, il est alors possible d'en conclure que le risque de rupture fragile de la ZAT est également nul.

Enfin, deux maquettes présentant des liaisons bimétalliques à l'inconel différentes sont à disposition pour cette étude. Les différents matériaux constituant ces liaisons seront donc tous caractérisés, et un grand nombre d'essais de rupture permettant de définir les paramètres du modèle en contrainte seuil seront réalisés. Il sera alors possible de comparer les résistances à rupture des ZAT et des aciers ferritiques considérés, de manière à être en mesure de conclure sur l'intégrité des liaisons bimétalliques dans le haut de la transition fragile/ductile de l'acier ferritique.

Références

- [AFNOR 90] Norme AFNOR NF EN 10045-1, Matériaux métalliques : Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy, Octobre 1990.
- [AL 89] M. Al Mundheri, P. Soulat, A. Pineau "Irradiation embrittlement of a alloy steel interpreted in terms of a local approach of cleavage fracture" Fatigue Fract. Engng.Mater.Strct. (1989), Vol.12, N°1, pp. 19-30.
- [AND 93] T.L. Anderson, R.H. Dodds Jr, "Simple Constraint Corrections for Subsize Fracture Toughness Specimens, Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension", ASTM STP 1204, W.R. Corwin, F.M. Haggag W.L. Server, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1993), pp. 93-105.
- [ARE 09] Rapport interne AREVA, "PROJECT S 2.2 - MC1 RESIDUAL STRESS COMPUTATIONS", NEER-F DC 10244, 2009.
- [ASTM 99] ASTM E1820-99a (1999), "Standard Test Method for measurement of fracture toughness".
- [ASTM 02] Norme ASTM E1921-02, "Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range", 2002.
- [BERA 94] G. Béranger, G. Henry, G. Sanz, "Le livre de l'acier", Lavoisier (1994).
- [BERE 83] F. M. Beremin, "A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel," Met Trans, Vol. 14A (1983), pp. 2277-2286.
- [BER 99] G. Bernauer, W. Brocks, W.Schmitt, "Modifications of the Beremin model for cleavage fracture in the transition region of ferritic steel", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 64, pp. 305-325, 1999.
- [BES] J. Besson, "Endommagement et rupture", Matériaux pour l'ingénieur, Chapitre 23, Ecole Normale Supérieure des Mines ParisTech.
- [BOR 05-1] S.R. Bordet, "A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I : model presentation," Engineering Fracture Mechanics, Vol 72 (2005), pp. 435-452.
- [BOR 05-2] S.R. Bordet, "A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part II : application to an offshore structural steel," Engineering Fracture Mechanics, Vol 72 (2005), pp. 453-474.
- [CAR 99] S. Carassou, "Déclenchement du clivage dans un acier faiblement allié : rôle de l'endommagement ductile localisé autour des inclusions", Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1999.
- [CHA 98] S. Chapuliot, S. Marie "Détermination de l'amorçage de la déchirure ductile dans un piquage fissuré à partir d'un critère défini sur éprouvettes CT de faible épaisseur", Engineering Materials Advisory Services Ltd (UK) (1998), pp. 859-864.
- [CHA 04] S. Chapuliot, "Proposition d'un critère simple pour la rupture de l'acier de cuve dans le domaine de transition fragile/ductile", Rapport interne CEA, SEMT/LISN/RT/04-019/A (2004).

- [CHA 05]** S. Chapuliot, "Compléments pour la proposition d'un critère de rupture fragile, Analyse de l'existence d'un K_{min} et de la prise en compte de la longueur du front de fissure " Rapport interne CEA, SEMT/LISN/RT/05-009/A (2005).
- [CHA 08]** S. Chapuliot and V. Le Corre, "A simplified expression for low cleavage probability calculation", *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008), pp. 1488 - 1506.
- [CHE 96]** J. H. Chen, G. Z. Wang, and H. J. Wang, "A Statistical model for cleavage fracture of low alloy steel", *Acta Mater*, Vol 44, No10 (1996), pp. 3979-3989.
- [CHE 98]** J. H. Chen and G. Z. Wang, "On scattering of measured values of fracture toughness parameters," *International Journal of Fracture*, Vol 94 (1998), pp. 33-49.
- [CHE 03]** J. H. Chen et al, "Fracture behaviour at crack tip - a new framework for cleavage mechanism of steel", *Acta Materialia*, 51 (2003), pp. 1841-1855.
- [CHE 04]** Chen J.H., Wang G.Z., Wang Q., Liu Y.G., "Effects of sizes of ferrite grains and carbide particles on toughness of notched and pre-cracked specimens of low-alloy steels", *International Journal of Fracture*, Vol.126, pp. 223-241, 2004.
- [CHE 07]** J. H. Chen, "Physical models for cleavage fracture at various temperatures – Bases for local approach to fracture of HSLA steel" *Materials Science and Engineering, A* (2007).
- [CUR 76]** D. A. Curry and J. F. Knott, "The relationship between fracture toughness and microstructure in the cleavage fracture of mild steel", *Metal Science* (1976), pp. 1-6.
- [CUR 79]** D. A. Curry and J. F. Knott., "Effects of microstructure on cleavage fracture toughness of quenched and tempered steels", *Met Sci* 1979;13:341 – 5.
- [CUR 80]** D. A. Curry, "Cleavage micromechanisms of crack extension in steels", *Meta Science*, (1980), pp. 319-326.
- [DAV 94]** C.L. David and J.E. King "Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse grained heat affected zone : Part I fractographic evidence", *Metallurgical and Materials Transaction A*, 25A : 563-573 (1994).
- [ERI 96]** C. Eripret, D.P.G. Lidbury, A. Sherry, I. Howard; "Prediction of fracture in the transition regime : Application to an A533B pressure vessel steel", *Journal de Physique IV Proceedings of EUROMECH - MÉCAMAT'96 1st European Mechanics of Materials Conference on Local Approach to Fracture 86-96*, Fontainebleau, 9-11 September, 1996.
- [FIN 92]** D.M. Finch and F.M. Burkedin, "Effects of welding residual stresses on significance of defects in various types of welded joints", *Engineering Fracture Mechanics* (1992), 41(5) : 721-735.
- [GAO 98]** X. Gao, C. Ruggieri, R.H. Dodds Jr, "Calibration of Weibull stress parameters using fracture toughness data", *International Journal of Fracture*, Vol.92, pp.175-200, 1998.
- [GAO 00]** X. Gao, R.H. Dodds Jr, "Constraint effects on the ductile-to-brittle transition temperature of ferritic steels : a Weibull stress model", *International Journal of Fracture*, Vol.102, pp.43-69, 2000.

- [GIL 09]** P. Gilles, V. Robin, M. Fontaine, "Welding Residual Stress Effect on Dissimilar Metal Weld Junction Fracture", 2009.
- [HAN 09]** Hannu Hänninen, "Material Development in New Reactor Designs –Gen III and SCWR Concept", 20th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT) August 9 14, 2009, Dipoli Congress Centre, Espoo, Finland.
- [HAU 05]** P. Hausild, C. Berdin, P. Bompard, "Prediction of cleavage fracture for low alloy steel in the ductile-to-brittle transition temperature range", *Materials Science and Engineering*, Vol. A 391 (2005), pp. 188-197.
- [HEE 02]** Heerens and D. Hellmann, "Development of the Euro fracture toughness dataset", *Engineering fracture mechanics*, 69 (2002), pp. 421-449.
- [HOR 00]** P. Hornet, "Prise en compte de l'effet mismatch dans le comportement mécanique des structures soudées fissurées", Séminaire sur la prévention de la rupture dans des joints soudés, Institut de soudure, 9 mars 2000.
- [HOR 02]** R.M. Horn, P. L. Andresen, and J. Hickling, "BWR Alloy 182 Stress Corrosion Cracking Experience", 5th Int. Symp. on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors (Fontevraud 5), Fontevraud, France, September 23 – 27, 2002, CD-ROM.
- [JAN 07]** C. Jang et al., "Mechanical property variation within Inconel 82/182 dissimilar metal weld between low alloy steel and 316 stainless steel", *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 85 (2008) 635–646.
- [KIM 01-1]** Y.J. Kim and K.H. Schwalbe, "Mismatch effect on plastic yield loads in idealized weldments - I. Weld centre cracks", *Engineering Fracture Mechanics* (2001), Vol. 68, pp. 163-182.
- [KIM 01-2]** Y.J. Kim and K.H. Schwalbe, "Mismatch effect on plastic yield loads in idealized weldments - II. Heat affected zone cracks", *Engineering Fracture Mechanics* (2001), Vol. 68, pp. 183-199.
- [KNO 95]** J.F. Knott, "Characteristic microstructural features of different types of fracture", *Proceeding of the conference, The institute of material, Second Griffith conference* (1995), pp. 3-14.
- [KOE 94]** R.W.J. Koers, A.H.M. Krom, A. Bakker, "Prediction of cleavage fracture in the brittle to ductile transition region of ferritic steel", *Constraint Effects in Fracture, Theory and Applications*, ASTM STP 1244;pp 191-208; 1994.
- [LAMB 01]** A. Lambert-Perlade, "Rupture par clivage de microstructures d'aciers bainitiques obtenues en conditions de soudage," Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (2001).
- [LAMT 03]** L. LamThanh, "Acceptabilité de défauts en rupture fragile dans les soudures d'acier pour tubes: modèles FAD et approche locale," Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (2003).
- [LEC 06]** V. Le Corre, "Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile : application de la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés", Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lille (2006).

- [MAC 77]** A.C. Mackenzie, J.W. Hancock et D.K. Brown, "On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high-strength steels", Eng. Fract. Mech. Vol. 9 (1977), pp.167-188.
- [MAR 00]** S. Marie, "Modélisation de la transition Fragile-Ductile en couplant l'approche Gfr avec un modèle de rupture fragile", CEA Saclay, Rapport SEMT/LISN/00-043/A, 2000.
- [MARG 97-1]** B. Z. Margolin, V. A. Shvetsova, and G. P. Karzov, "Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels I. Local criterion for cleavage fracture," International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol 72 (1997), pp. 73-87.
- [MARG 97-2]** B. Z. Margolin, V. A. Shvetsova, and G. P. Karzov, "Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels II. Prediction of fracture toughness", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol 72 (1997), pp. 89-96.
- [MARG 98]** B. Z. Margolin, A.G. Gulenko, V. A. Shvetsova, "Probabilistic model for fracture toughness prediction base on new local fracture criteria" International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol 75 (1998), pp. 307-320.
- [McM 95]** R. M. McMeeking and D. M. Parks, "On criteria for J-dominance of crack tip fields in large scale yielding", ASTM-STP 1291, (1995), pp. 175-194.
- [MUD 82]** F. Mudry, "Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'acier faiblement alliés", Thèse de Doctorat es Sciences, Université de Technologie de Compiègne (1982).
- [NRC 95]** P. Scott, R. Francini, S. Rahman, A. Rosenfield, G. Wilkowski, "Fracture evaluation of fusion line cracks in nuclear pipe bimetallic welds", US Nuclear Regulatory Commission (1995).
- [NGU 09]** T.H. N'Guyen, "Prédiction de la non-rupture fragile dans un joint soudé en acier C-Mn dans le domaine de la transition fragile/ductile", Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lille (2009).
- [NGU 10]** T.H. N'Guyen, S. Chapuliot, S. Marie, "Non fracture prediction of a C-Mn weld joint in brittle to ductile fracture transition temperature range", ASME Pressure Vessels & Piping Division Conference, 2010.
- [NIC 12]** C. Niclaeys, T.H. N'Guyen, S. Marie, S. Chapuliot, S. Degallaix, "Non-fracture prediction of a C–Mn weld joint in the brittle-to-ductile fracture transition temperature range - Part I: Experimental results and numerical study", Engineering Fracture Mechanics, 79, 2012, pp 149–166.
- [OGA 12]** Takuya Ogawa, Masao Itatani, Toshiyuki Saito, Takahiro Hayashi, Chihiro Narazaki, Kentaro Tsuchihashi, "Fracture assessment for a dissimilar metal weld of low alloy steel and Ni-base alloy", International Journal of Pressure Vessels and Piping 90-91 (2012) 61e68.
- [PAN 96]** T.L. Panontin and M.R. Hill, "The effect of residual stresses on brittle and ductile fracture initiation predicted by micromechanical models", International journal of Fracture (1996), 82 : 317-333.

- [PAT 02]** R. S. Pathania, A. R. McIlree, and J. Hickling, "Overview of Primary Water Cracking of Alloys 182/82 in PWRs", 5th Int. Symp. on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors (Fontevraud 5), Fontevraud, France, September 23 – 27, 2002, CD-ROM.
- [PEN 05]** Qunjia Peng, Tetsuo Shoji, Stefan Ritter, Hans-Peter Seifert, "SCC behavior in the transition region of an alloy 182-sa 508 cl.2 dissimilar weld joint under simulated bwr-nwc conditions", Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors – Edited by T.R. Allen, P.J. King, and L. Nelson TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005.
- [REN 98]** S. Renevey, Approches globale et locale de la rupture dans le domaine de transition fragile-ductile d'un acier faiblement allié, Thèse de l'Université Paris XI Orsay, 1998.
- [RIT 73]** R. O. Ritchie, J. F. Knott, and J. R. Rice, "On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol.21 (1973), pp. 395-410.
- [RUG 96]** C. Ruggieri, R.H. Dodds, "Probabilistic Modeling of Brittle Fracture Including 3-D Effects on Constraint Loss and Ductile Tearing", Journal de Physique IV Colloque, v.6(6), pp353-362, 1996.
- [SAM 09]** Samal M.K., Balani K., Seidenfuss M., 2009, "An experiment and numerical investigation of fracture resistance behavior of a dissimilar metal welded joint", Mech.Eng. Sci. 223, 1507–1522.
- [SHA 10]** A.M. Shariatpanahi and H. Farhangi, "Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Ferritic and Austenitic Steel Joints with an Intermediate Inconel-182 Buttering Layer", advanced Materials Research Vols. 83-86 (2010) pp 449-456.
- [STA 00]** A. Stacey, J.Y. Barthelemy, R.H. Legatt, R.A. Ainsworth, "Incorporation of residual stresses in to the SINTAP defect assessment procedure", Engineering Fracture Mechanics, Vol.67 (2000), pp. 573-611.
- [THO 93]** A. Thompson and J. Knott "Micromechanisms of brittle fracture" Metall. Transactions A (1993), pp. 523-534.
- [WAL 84]** K. Wallin, "The scatter in K_{IC} results," Engineering Fracture Mechanics, Vol.19 (1984), pp. 1085-1093.
- [WAL 91]** K. Wallin, "Fracture Toughness Transition Curve Shape for Ferritic Structural Steels", Joint FEEG/ICF International Conference on Fracture of Engineering Material and Structures, Singapore (1991), pp. 83-88.
- [WAL 01]** K. Wallin, "Quantifying T-stress controlled constraint by master curve transition temperature T₀", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 68, 2001, pp.303-328.
- [WAN 03]** G.Z. Wang, J.W. Wang, J.H. Chen, "Effects of geometry of notched specimens on the local cleavage fracture stress σ_f of C-Mn steel" Engineering Fracture Mechanics 70 (2003), pp. 2499-2512.
- [WAN 04]** G.Z. Wang, Y.G. Liu, J.H. Chen, "Investigation of cleavage fracture initiation in notched specimens of a C-Mn steel with carbides and inclusions", Materials Science and Engineering A369 (2004), pp. 181-191.

- [WAN 05]** G.Z. Wang, Y.L. Wang, J.H. Chen, "Effects of loading rate on the local cleavage fracture stress σ_f in notched specimens" *Engineering Fracture Mechanics* 72 (2005), pp. 675-689.
- [WAN 11]** H.T. Wang, G.Z. Wang, F.Z. Xuan, S.T. Tu, "Numerical investigation of ductile crack growth behavior in a dissimilar metal welded joint", *Nuclear Engineering and Design* 241 (2011) 3234– 3243.
- [WAS 06]** B. Wasiluk, J.P. Petti, R.H. Dodds Jr, "Temperature dependence of Weibull stress parameters : Studies using the Euro-material" *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 73 (2006), pp. 1046-1069.
- [WEI 51]** W. Weibull, "A statistical distribution function of wide applicability " *Journal of Applied Mechanics*, 18 (1951), 293-297.
- [WIL 57]** M.L. Williams, "On the stress distribution at the base of stationary crack", *Journal of Applied Mechanics*, ASTM STP 700, American Society of Testing and Materials, 1957, pp. 109-114.
- [WU 03]** S.J. Wu, J.F. Knott "Effects of degradation on the mechanical properties and fracture toughness of pressure vessel steel " *International journal of pressure vessel and piping*, Vol. 80 (2003), pp. 807-815.
- [XIA 96]** L. Xia, C.F. Shih, "Ductile crack growth – III -Transition to cleavage fracture incorporating statistics", *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 44, No 4, pp 603-639, 1996.
- [XIA 97]** L. Xia, L. Cheng, "Transition from ductile tearing to cleavage fracture : A cell model approach", *International Journal of Fracture*, Vol 87, pp289-306, 1997.
- [YAN 03]** W.J. Yang, B.S. Lee, M.Y. Huh, H.J. Hong "Application of the local fracture stress model on the cleavage fracture of the reactor pressure vessel steels in the transition region", *Journal of Nuclear Materials*, N°317 (2003), pp. 234-242.
- [YU 06]** S.R. Yu, Z.G. Yan, R.Cao, J.H. Chen "On the change of fracture mechanism with test temperature" *Engineering Fracture Mechanics*, 73 (2006), pp. 331-347.

CHAPITRE II

TRANSFERABILITE DU MODELE EN CONTRAINTE SEUIL

Sommaire

Introduction	77
I. Maquette	78
II. Caractérisation du joint soudé en acier TU42C	78
II.1. Composition chimique	78
II.2. Zones de la soudure	79
II.3. Cartographie des micro-duretés	79
II.4. Comportement mécanique.....	80
III. Partie expérimentale	83
III.1. Prélèvement des éprouvettes.....	83
III.2. Essais de rupture.....	84
III.2.1. Eprouvettes CT12	84
III.2.2. Eprouvettes SENT10.....	85
IV. Observations des faciès de rupture	87
IV.1. Observations macroscopiques et relevés	87
IV.2. Observations microscopiques.....	88
V. Analyse numérique des essais	89
V.1. Eprouvettes CT12	89
V.2. Eprouvettes SENT10	92
VI. Critère en contrainte seuil	96
VI.1. Rappels.....	96
VI.2. Identification de la fonction de sensibilité F des éprouvettes CT.....	96
VII. Validité de l’hypothèse de normalisation sur B_{net}	99
VIII. Transférabilité du critère en contrainte seuil	101
Conclusion	104
Références	106

Introduction

Le Corre et N’Guyen ont validé la pertinence du modèle en contrainte seuil en l’appliquant respectivement sur un acier ferritique TU42C et un joint soudé sur un acier en TU42C. Lors de l’étude sur le joint soudé, N’Guyen a déterminé tous les paramètres du modèle à partir d’essais sur éprouvettes CT12 entre -30 et 20°C. Celui-ci a alors pu constater la capacité du modèle à prédire les probabilités de rupture du joint soudé en fonction des efforts appliqués, pour les températures considérées. Néanmoins, une tentative d’application du modèle à des essais sur éprouvettes CT12 du même matériau rompues à -150°C a révélé que les prédictions n’étaient plus cohérentes à cette basse température, décelant ainsi un problème de calage de la fonction de sensibilité F du modèle. Par ailleurs, souhaitant vérifier si la fonction de sensibilité F déterminée à partir d’éprouvettes CT12 est transférable à une autre géométrie, N’Guyen l’a utilisée dans les prédictions de rupture d’éprouvettes SENT10 à -70 et -130°C. Les prédictions se sont alors avérées être conservatives.

Au cours de ce chapitre, en répondant aux interrogations qu’ont suscitées les résultats de N’Guyen, le modèle en contrainte seuil est recalé pour de plus basses températures afin de vérifier que cette étape apporte une amélioration des prédictions de rupture pour les éprouvettes CT12 rompues à -150°C. De plus, l’application directe de ce modèle recalé à une géométrie d’éprouvette différente, et donc à un autre confinement de la plasticité, permet d’évaluer la transférabilité du modèle. En effet, l’objectif principal est de s’assurer qu’un modèle calé sur des éprouvettes de laboratoire est applicable à une structure : de cette manière, il serait possible d’évaluer l’intégrité de la liaison bimétallique type « narrow gap » du circuit primaire de refroidissement de l’EPR à partir d’essais sur éprouvettes.

Dans un premier temps, la maquette de l’étude est présentée, ainsi que le joint soudé considéré. Ensuite, les prélèvements réalisés dans le but de compléter la base expérimentale existante sont explicités. Comme l’avait proposé N’Guyen, des éprouvettes SENT10 ont été usinées dans un sens différent de manière à obtenir un front de fissure situé intégralement dans une zone à gros grains, la plus sensible, et supposée piloter le clivage. En outre, les essais réalisés à basse température de manière à recalibrer la fonction de sensibilité F du modèle sont abordés et des observations sont proposées. Des calculs aux éléments finis ont été menés de façon à analyser les essais, et extraire les valeurs permettant de redéfinir plus précisément les paramètres du modèle à basse température.

Une fois la fonction F redéfinie à partir des essais à -70°C et -130°C sur éprouvettes CT, le modèle développé par N’Guyen a été recalé. Aussi, de nouvelles prédictions de rupture pour les éprouvettes CT12 à -150°C ont été effectuées et comparées aux valeurs expérimentales pour vérifier la pertinence du modèle sur toute la plage de température considérée. Enfin, le modèle recalé a été appliqué directement aux éprouvettes SENT10 rompues à -70°C et -130°C. La validité des prédictions du modèle ainsi mis en œuvre sur un autre type de confinement de la plasticité a été évaluée, cette condition étant indispensable à l’application du modèle sur une structure.

I. Maquette

Le circuit secondaire des réacteurs à eau sous pression (REP) est constitué de tubes de diamètre externe 219.1 mm pour une épaisseur de 16 mm en acier C-Mn TU42 C. Le tube étudié comportait plusieurs joints soudés en TU42C, soudures d'aboutement, non-arasées et non-détensionnées. Celui-ci avait été approvisionné par le Laboratoire d'Intégrité des Structures et de Normalisation (LISN) auprès du fournisseur ESSINOX S.A. et répondait à la spécification imposée par le code RCC-M M1141 Niveau 2 Ed. 2000. Il a été extrudé à chaud puis a subi un traitement thermique de normalisation : maintien à 920°C durant 10 min puis refroidissement à l'air calme.

Les trois zones du joint soudé, à savoir le métal de base (MB), le métal déposé (MD) et la zone affectée thermiquement (ZAT), ont été étudiées successivement par Le Corre [LEC 06] et N'Guyen [NGU 09]. Aussi, pour compléter la base expérimentale de ces derniers, seul un demi-tronçon d'une longueur de 204 mm comportant une soudure était disponible.

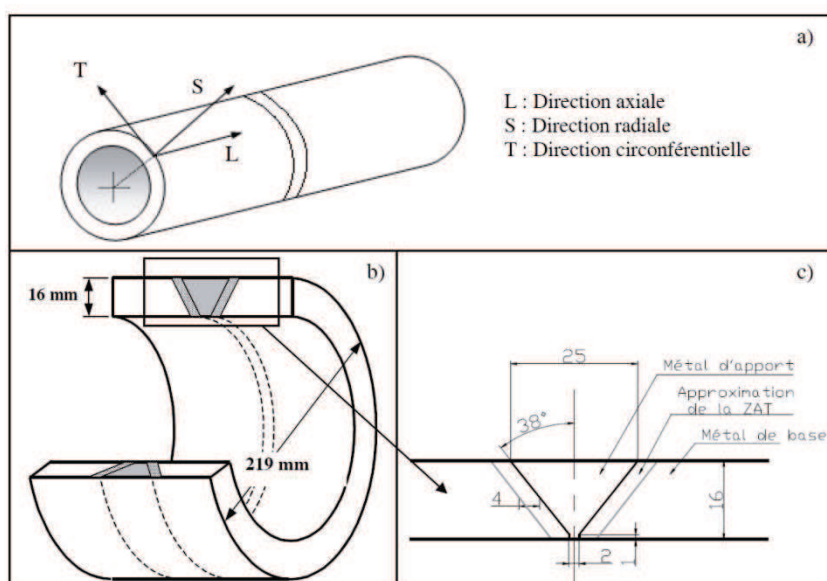


Figure II-1 : Maquette tubulaire avec joint soudé [NGU 09]

II. Caractérisation du joint soudé en acier TU42C

Dans cette partie, seules les données nécessaires au traitement de notre problématique sont présentées. Des informations complémentaires telles que les analyses des microstructures sont disponibles dans les mémoires de thèses de Le Corre et N'Guyen.

II.1. Composition chimique

La composition chimique du métal de base, donnée par le fabricant (Mannesmann Röhr), est indiquée dans le tableau ci-après.

% Élément	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cu	% Sn	% Fe
	0.19	0.19	0.77	0.013	0.006	0.02	0.003	Balance

Tableau II-1 : Composition chimique de l'acier TU42C du métal de base (% massiques) [NGU 09]

Quant à la soudure, celle-ci a été réalisée en plusieurs passes. Tout d’abord, le procédé de soudage au TIG a été mis en œuvre pour la passe de racine. Puis, le reste de la soudure a été achevé par soudage à l’arc à l’électrode enrobée. Les compositions chimiques des deux métaux d’apport sont présentées dans le tableau II-2. Celles-ci étant très voisines, un seul métal déposé a été considéré par Le Corre et N’Guyen.

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

Tableau II-2 : Composition chimique de l’acier TU42C du métal de base (% massiques) [NGU 09]

II.2. Zones de la soudure

Le joint soudé présente trois zones bien distinctes, à savoir le métal de base, sa zone affectée thermiquement et enfin le métal déposé (figure II-2). Au sein de cette dernière, il est possible de distinguer deux sous-zones :

- une zone à gros grains ($\approx 100 \mu\text{m}$), dite « zone fondue brute de solidification » (ZFBS);
- une zone à grains fins ($\approx 25 \mu\text{m}$), ou « zone fondue recuite » (ZFR).

La présence de ces sous-zones dans le métal déposé est due aux différentes vitesses de refroidissement des passes de soudage successives. En effet, alors que les zones ZFBS ont refroidi plus lentement, les ZFR sont issues de passes intermédiaires réchauffées qui sont descendues en température plus rapidement. Les transformations de phases γ sont donc différentes, tout comme les microstructures et les tailles de grains.

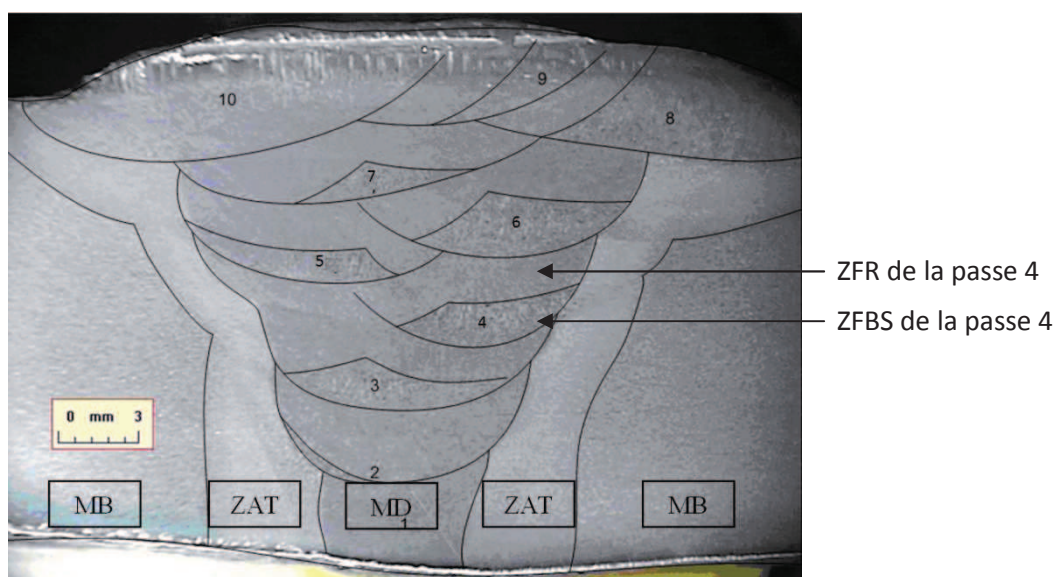


Figure II-2 : Joint soudé avec MB, ZAT et MD représentés [NGU 09]

II.3. Cartographie des micro-duretés

Le Corre a réalisé une cartographie des micro-duretés du joint soudé. Celle-ci montre une augmentation de la dureté de la ZAT proche du métal déposé. En effet, dans le métal de base, les micro-duretés sont comprises entre 151 et 178 Hv alors qu’elles vont de 175 à 198 Hv dans la ZAT. Pour le métal déposé, les valeurs varient de 178 à 204 Hv, avec les plus élevées situées dans les ZFBS. Suite à ces observations, Le Corre et N’Guyen ont conclu que les ZFBS sont les zones les plus sensibles au clivage car elles présentent la plus grosse taille de grain et la dureté la plus élevée.

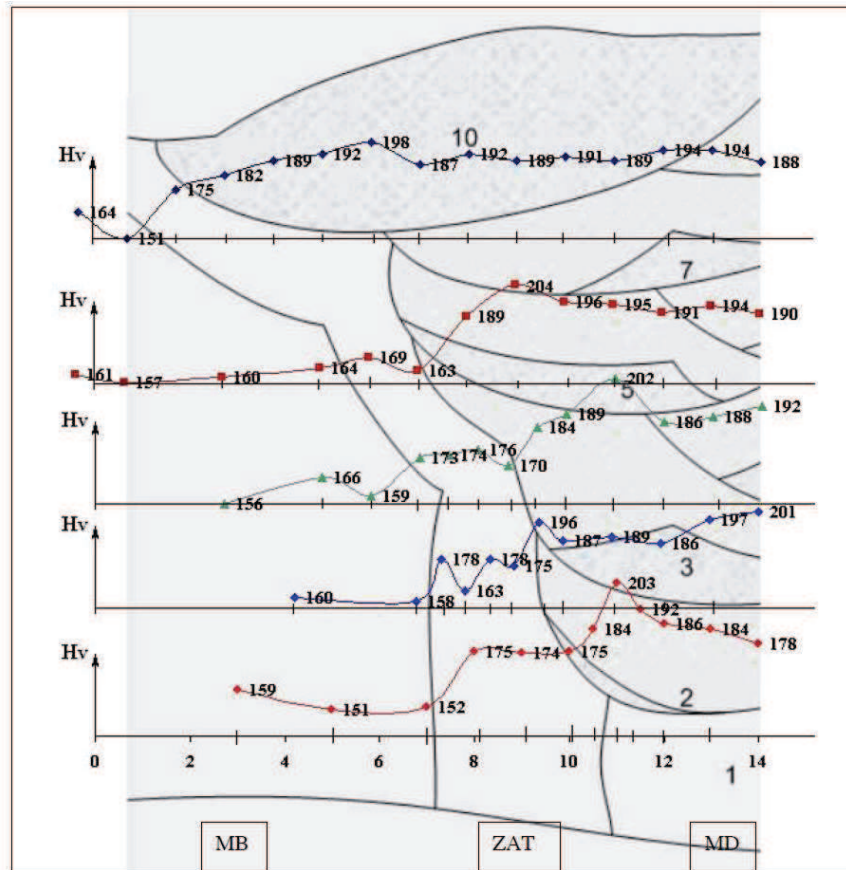


Figure II-3 : Cartographie des micro-duretés Vickers [LEC 06]

II.4. Comportement mécanique

Le Corre et N'Guyen ont déterminé les courbes rationnelles de traction monotone de toutes les zones de la soudure, à différentes températures. Pour ce faire, des éprouvettes de traction cylindrique, de petite taille, ont été prélevées dans les différentes zones, et des essais ont été menés. Nous rappelons uniquement les courbes correspondant aux températures qui nous intéressent pour compléter la base expérimentale à disposition.

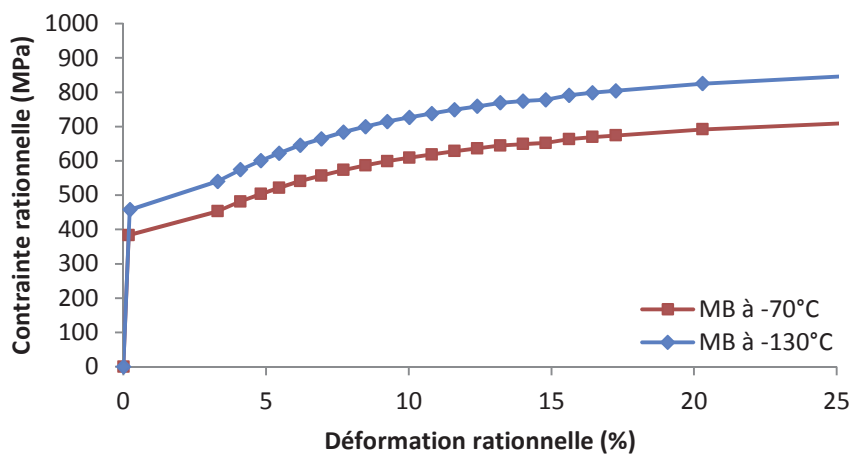


Figure II-4 : Courbe de traction rationnelle du métal de base à -70°C et -130°C

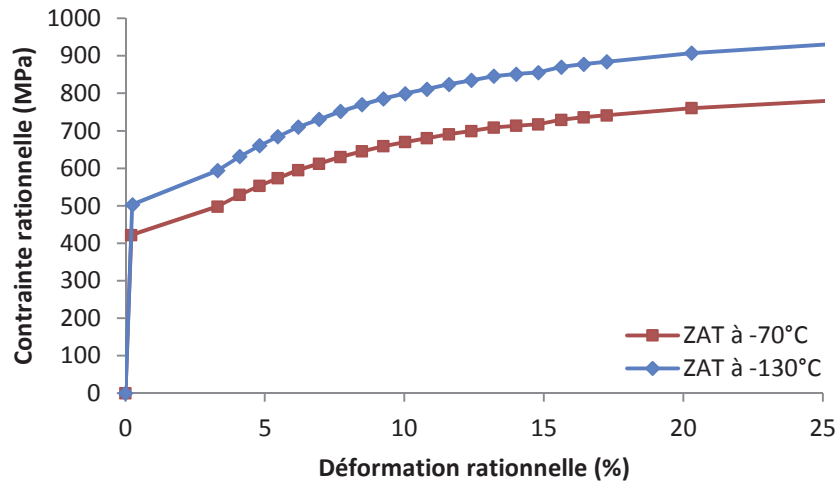


Figure II-5 : Courbe de traction rationnelle de la ZAT du métal de base à -70°C et -130°C

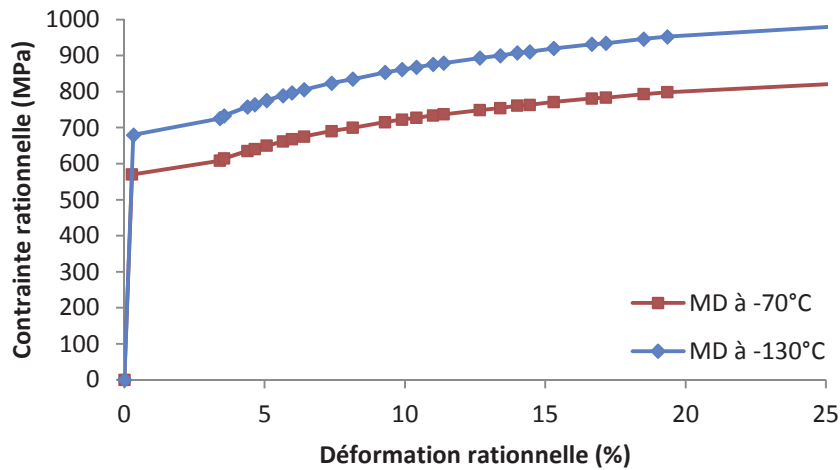


Figure II-6 : Courbe de traction rationnelle du métal déposé à -70°C et -130°C

Au cours de l'analyse de ses essais par éléments finis, N'Guyen avait remarqué que l'utilisation d'une loi de comportement homogène pour le métal déposé ne permettait pas de reproduire fidèlement le comportement des éprouvettes.

Aussi, il a cherché à attribuer une loi différente pour les ZFBS et les ZFR. Afin d'y parvenir, il a tout d'abord coupé transversalement une éprouvette de traction cylindrique et déterminé le pourcentage de ZFBS et de ZFR dans la section (figure II-7). Celui-ci a alors observé que la ZFBS représentait 40% de la section et que les 60% restant étaient la ZFR.

En outre, N'Guyen a mesuré les micro-duretés de chaque zone, et a obtenu une moyenne de 200 Hv pour la ZFBS contre 187 Hv pour la ZFR. Il a ainsi déduit que la dureté moyenne de la section était égale à 192 Hv ($=200 \times 40\% + 187 \times 60\%$).

Il a ensuite fait l'hypothèse que la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement sont proportionnelles à la micro-dureté moyenne. Deux coefficients ont été définis, à savoir $q_1=200/192$ et $q_2=187/192$. Ainsi, la courbe de comportement de la ZFBS est obtenue à partir de celle du métal déposé en multipliant la limite d'élasticité et les contraintes d'écoulement par q_1 . De même, pour la ZFR, la même opération a été réalisée avec q_2 .

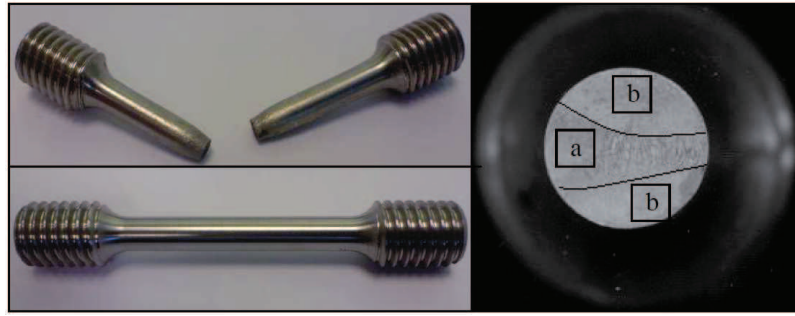


Figure II-7 : A gauche - éprouvette de traction prélevée dans le métal déposé et rompue
A droite - faciès d'une éprouvette identique découpée transversalement présentant 40% de la section en ZFBS (a) et 60% en ZFR (b)[NGU 09]

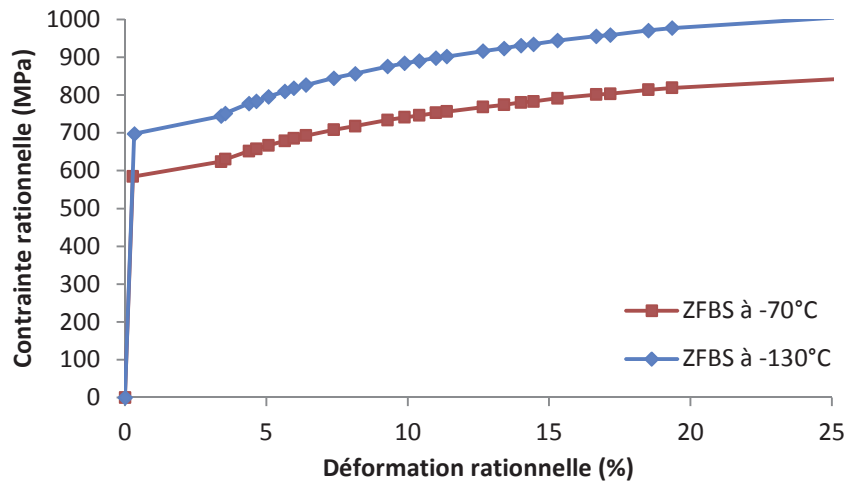


Figure II-6 : Courbe de traction rationnelle de la ZFBS à -70°C et -130°C

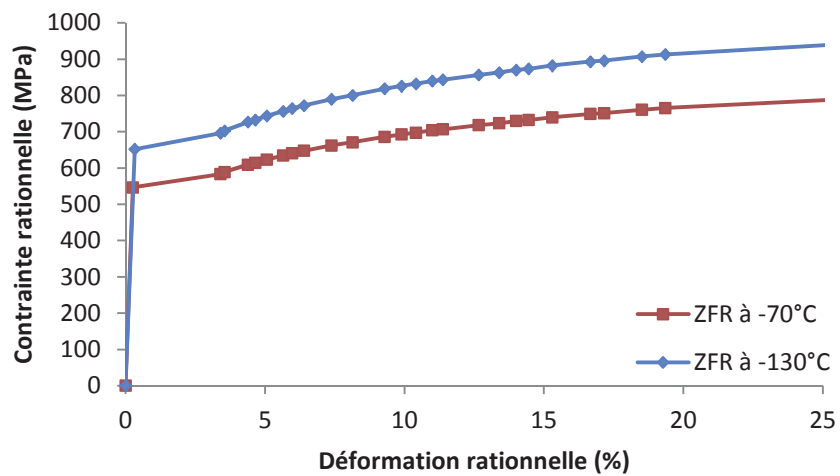


Figure II-7 : Courbe de traction rationnelle de la ZFR à -70°C et -130°C

III. Partie expérimentale

Dans le but de mieux caler la fonction F du critère en contrainte seuil pour les basses températures, des essais sur éprouvettes CT ont dû être réalisés. Rappelons que N’Guyen avait défini la fonction de sensibilité F du critère en contrainte seuil à partir d’essais sur éprouvettes CT entre -20°C et 20°C , et que la fonction F ainsi définie ne permettait pas de prédire correctement les probabilités de rupture fragile pour des essais à plus basse température.

Par ailleurs, afin de vérifier si la fonction de sensibilité F est transférable d’une géométrie à une autre, des éprouvettes SENT prélevées différemment de celle de N’Guyen ont été usinées.

III.1. Prélèvement des éprouvettes

Le demi-tronçon de tubulure restant ne permettait pas de prélever un grand nombre d’éprouvettes (figure II-8). Six éprouvettes CT12 ont été prélevées, dans la même configuration que celle de N’Guyen : le plan de fissure des éprouvettes se situe dans le sens T de la maquette, et le front de fissure traverse les différentes zones du métal déposé, à savoir les ZFBS et les ZFR (figure II-9).

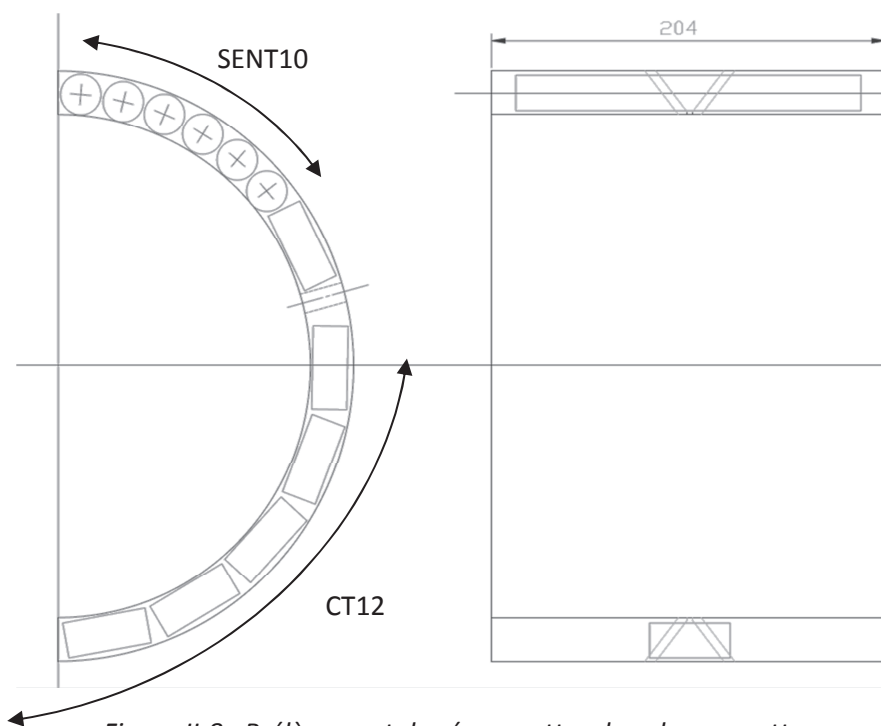


Figure II-8 : Prélèvement des éprouvettes dans la maquette

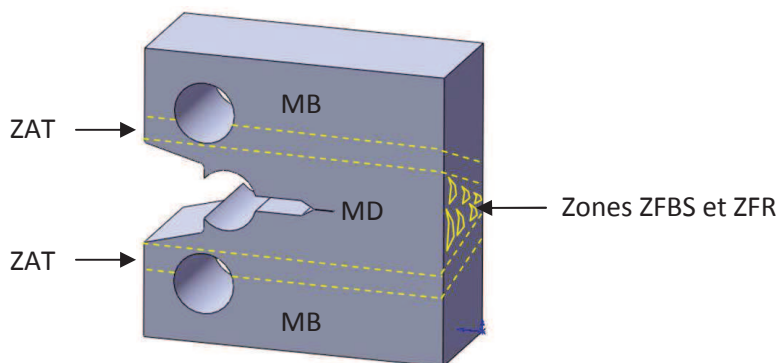


Figure II-9 : Epreuve CT prélevée dans le joint soudé

En outre, six éprouvettes SENT10 ont également été usinées dans un sens différent de celui de N’Guyen (figure II-10). Contrairement à ce qui avait été fait, le front de fissure de celles-ci ne traverse qu’une zone du métal déposé, à savoir une ZFBS, zone la plus sensible au clivage.

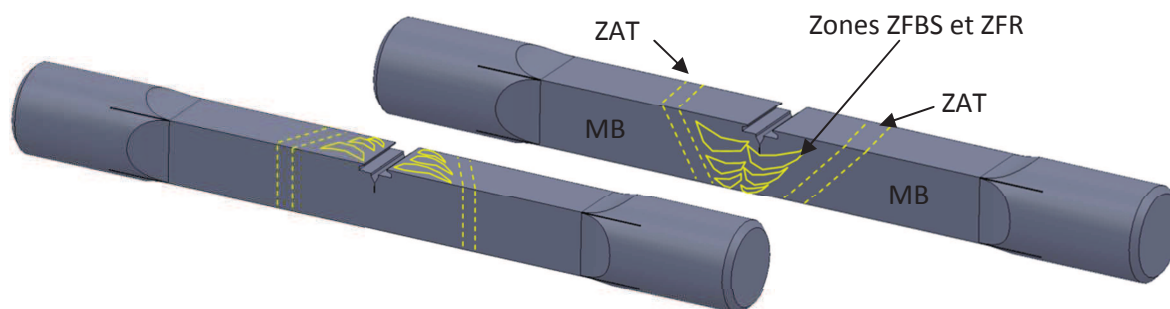


Figure II-10 : Epreuve SENT de N’Guyen (à gauche) et prélèvement réalisé (à droite)

Il est important de noter que la plus grande précaution a été prise de manière à bien placer les entailles des éprouvettes SENT juste au-dessus d’une ZFBS. En effet, celles-ci ont été usinées sans l’entaille dans un premier temps, ce qui a permis de polir et de réaliser une attaque chimique au nital à 2% afin de révéler les différentes zones de la soudure. Une fois les ZFBS localisées, les entailles ont pu être usinées (figure II-11 et annexe 5).

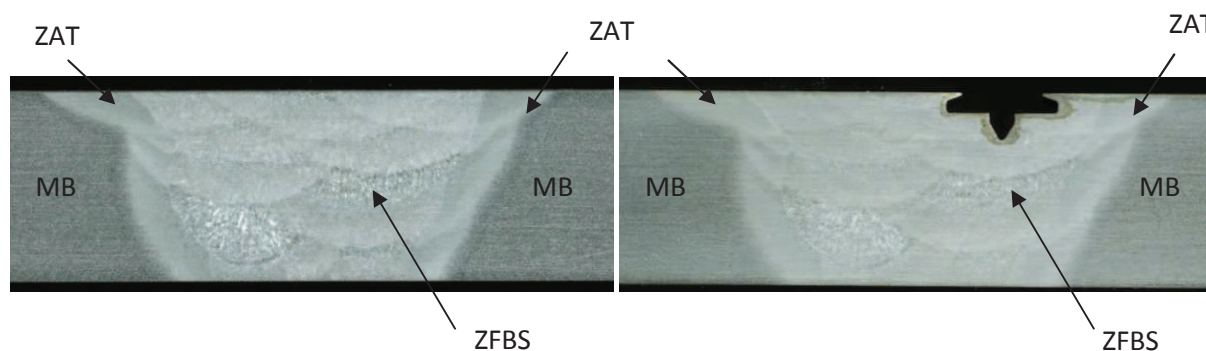


Figure II-11 : Soudure attaquée en cours d’usinage (gauche) et entaille usinée au-dessus d’une ZFBS (droite)

III.2. Essais de rupture

III.2.1. Eprouvettes CT12

Les essais sur éprouvettes CT12 ont été réalisés suivant la norme ASTM 1820 [ASTM 08]. Une pré-fissuration par fatigue à ΔK décroissant de 20 à 12 $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ a été préalablement réalisée sur une longueur de 1.5 mm. Le ΔK a été choisi suffisamment faible pour qu’il n’y ait pas de plasticité en pointe de fissure.

Les essais de rupture ont ensuite été menés sur une machine servo-hydraulique, équipée d’une enceinte thermique, à une vitesse de déplacement de vérin imposée de 0.5 mm/min. Outre la force et le déplacement du vérin, l’ouverture de fissure (CMOD) via un extensomètre a également été enregistrée (figures II-13). Trois éprouvettes ont été rompues à -70°C et les trois autres à -130°C .

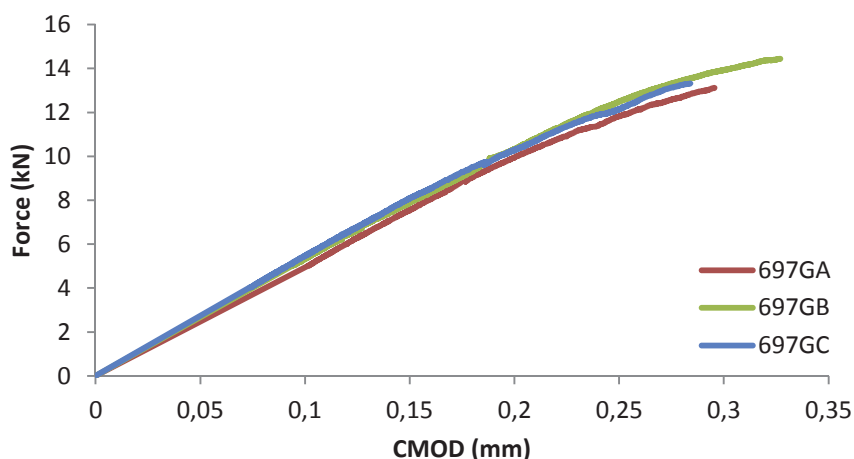


Figure II-12 : Courbes Force-CMOD pour les éprouvettes CT12 rompues à -70°C

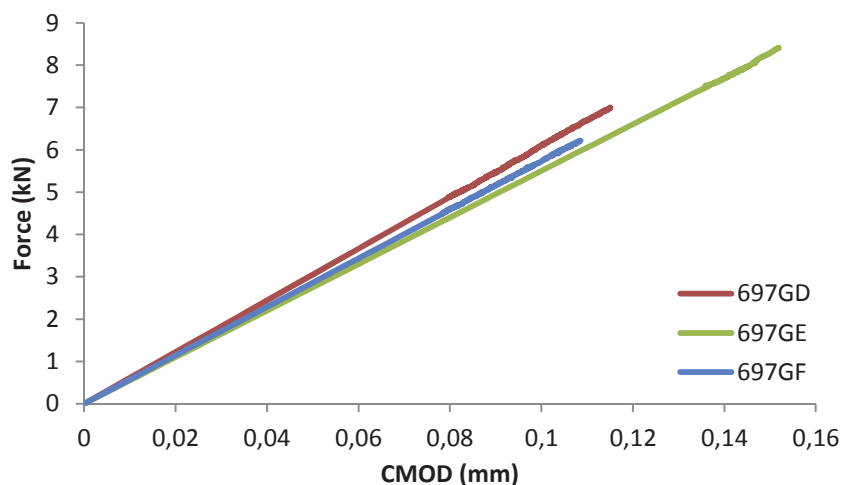


Figure II-13 : Courbes Force-CMOD pour les éprouvettes CT12 rompues à -130°C

Il est possible de constater qu'aucune plasticité ne semble s'être développée à -130°C alors que les éprouvettes plastifient légèrement à -70°C après 0,2 mm d'ouverture de fissure environ.

III.2.2. Eprouvettes SENT10

De la même manière que pour les éprouvettes CT, les éprouvettes SENT ont tout d'abord été pré-fissurées par fatigue, en flexion cyclique. Les valeurs de ΔK allaient également de 20 à 12MPa. \sqrt{m} . En revanche, toutes les fissures ont été amenées jusqu'à la ZFBS située proche de l'entaille usinée, ce qui a conduit à des longueurs de fissure différentes sur chaque éprouvette.

Les essais de rupture ont ensuite été menés sur une machine servo-hydraulique avec une vitesse de déplacement de vérin de 0,5mm/min. Là encore, trois essais ont été réalisés à -70°C, trois autres à -130°C, et les données de force, d'ouverture de fissure et de déplacement de vérin ont été enregistrées (figures II-16 & 17).

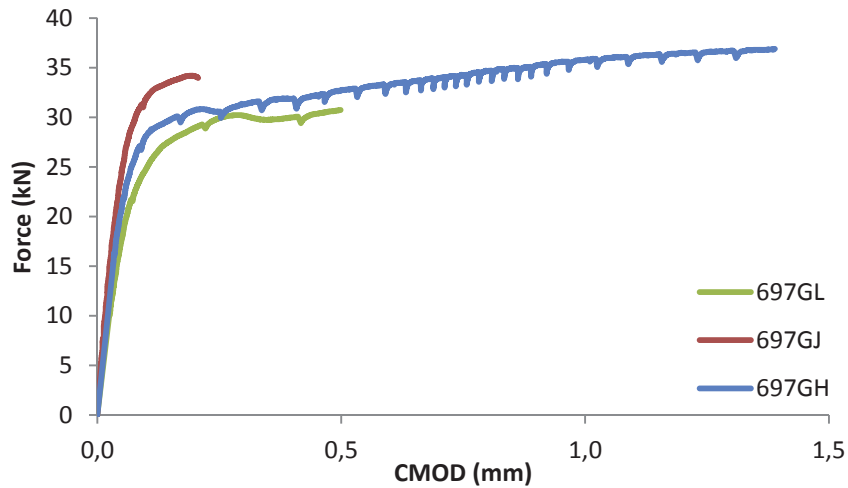


Figure II-14 : Courbes Force-CMOD pour les éprouvettes SENT10 rompues à -70°C

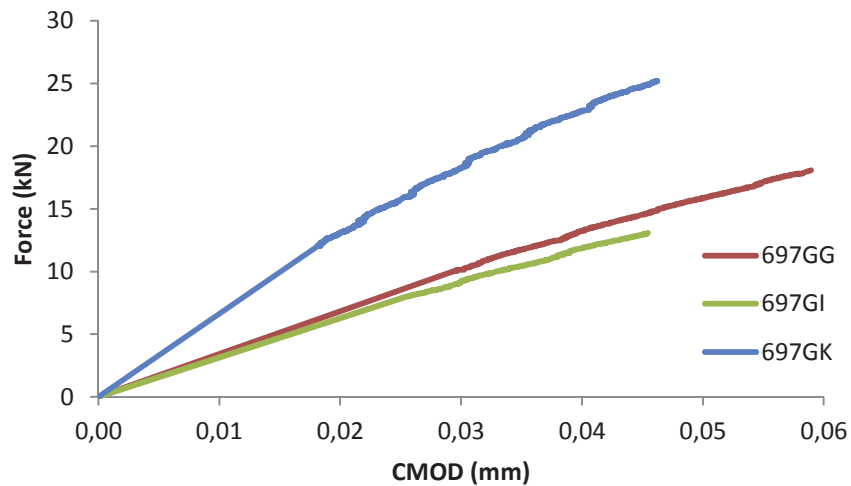


Figure II-15 : Courbes Force-CMOD pour les éprouvettes SENT10 rompues à -130°C

Les intégrales J ont été déterminées à partir des courbes Force-CMOD (figures II-16 & 17). Néanmoins, la méthode de calcul de J moyen proposée par la norme ASTM 1820 est valable seulement pour les éprouvettes mono-matériaux. Aussi, les facteurs η ont été calculés par éléments finis de manière à tenir compte de l'aspect multi-matériaux des éprouvettes et ainsi corriger les valeurs préconisées par la norme.

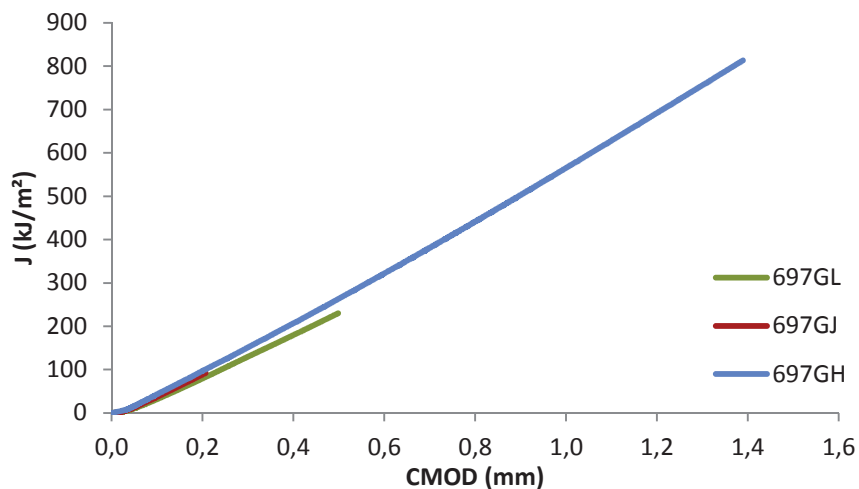


Figure II-16 : Courbes J-CMOD pour les éprouvettes SENT10 rompues à -70°C

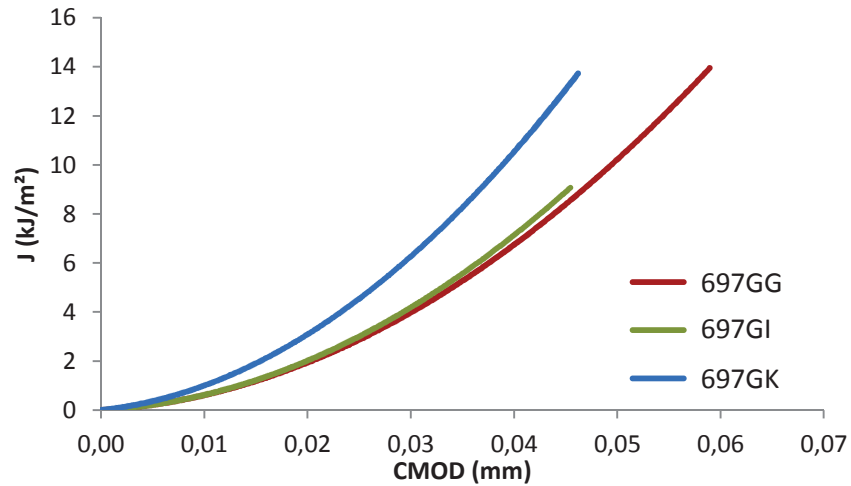


Figure II-17 : Courbes J-CMOD pour les éprouvettes SENT10 rompues à -130°C

Toutes les éprouvettes ont plastifié, à chaque température, en particulier l'éprouvette 697GH qui s'est énormément déformée et présente des chutes d'effort régulières au cours de l'essai.

IV. Observations des faciès de rupture

IV.1. Observations macroscopiques et relevés

Tous les faciès de rupture ont, dans un premier temps, été photographiés. Ces images ont permis de mesurer les longueurs exactes des pré-fissures, ainsi que de relever les formes exactes des fronts de fissures pour les éprouvettes CT12. En effet, contrairement aux éprouvettes SENT, leurs fronts de fissure ne sont pas bien rectilignes, ce qui est principalement dû à la présence des ZFR et ZFBS qui n'ont pas les mêmes comportements. Par ailleurs, sur la figure II-18 montrant les faciès de rupture d'une CT12, on peut noter la présence de quatre bandes de ZFBS qui se distinguent par leur aspect très brillant : le front de fissure traverse dans ce cas quatre bandes de ZFBS et trois de ZFR. En revanche, sur la figure II-19 présentant les faciès de rupture d'une SENT10, on relève seulement trois bandes de ZFBS, et il est possible d'affirmer que le front de fissure se trouve uniquement dans une ZFBS.

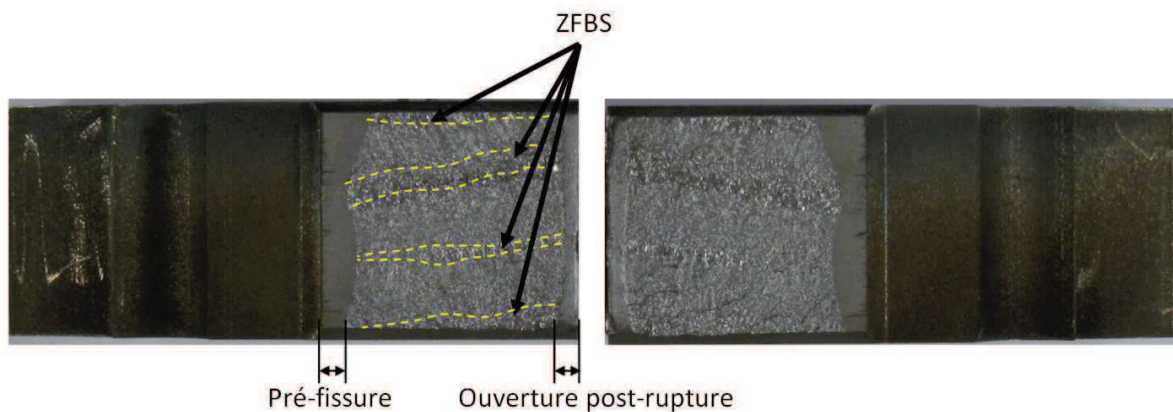


Figure II-18 : Faciès de rupture de l'éprouvette CT12 697GF rompue à -130°C

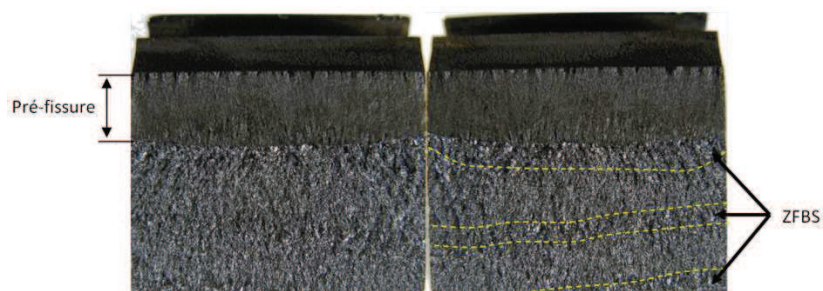


Figure II-19 : Faciès de rupture de l'éprouvette SENT10 697GI rompue à 130°C

Enfin, l'observation du faciès de l'éprouvette 697GH révèle un émoussement en fond de fissure, permettant d'expliquer pourquoi cette éprouvette a montré une ouverture de fissure trois fois plus importante que les autres (figure II-20).

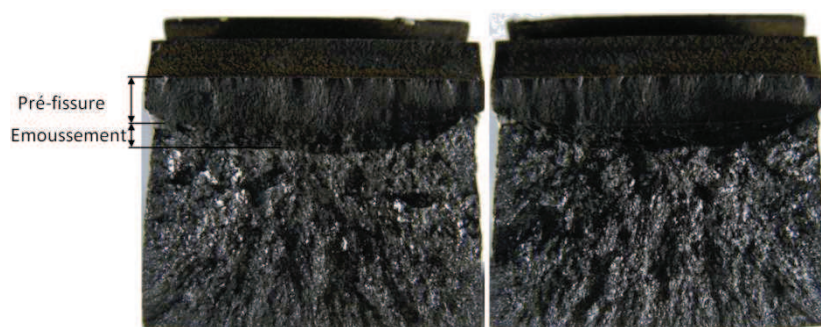


Figure II-20 : Faciès de rupture de l'éprouvette SENT10 697GH rompue à 70°C

IV.2. Observations microscopiques

Tous les faciès de rupture ont été observés au microscope électronique à balayage (annexe 5). Aussi, il a été constaté que toutes les éprouvettes avaient rompu de manière fragile, comme le montre le faciès de la figure II-22 : on peut y observer des facettes caractéristiques de la rupture fragile ainsi que des rivières de clivage. Par ailleurs, tous les sites principaux d'amorçage de clivage ont été identifiés et leurs coordonnées relevées (figure II-21). Ceux-ci sont tous très proches du front de fissure, dans une ZFBS. N'Guyen avait constaté la présence d'inclusion à chaque site d'amorçage principal, ce qui est également le cas pour les éprouvettes rompues dans cette étude (figure II-22).

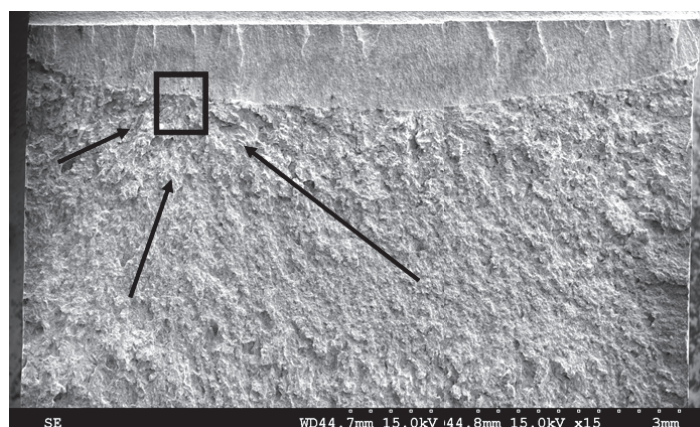


Figure II-21 : Faciès de rupture de l'éprouvette 697GK avec localisation du site principal d'amorçage du clivage

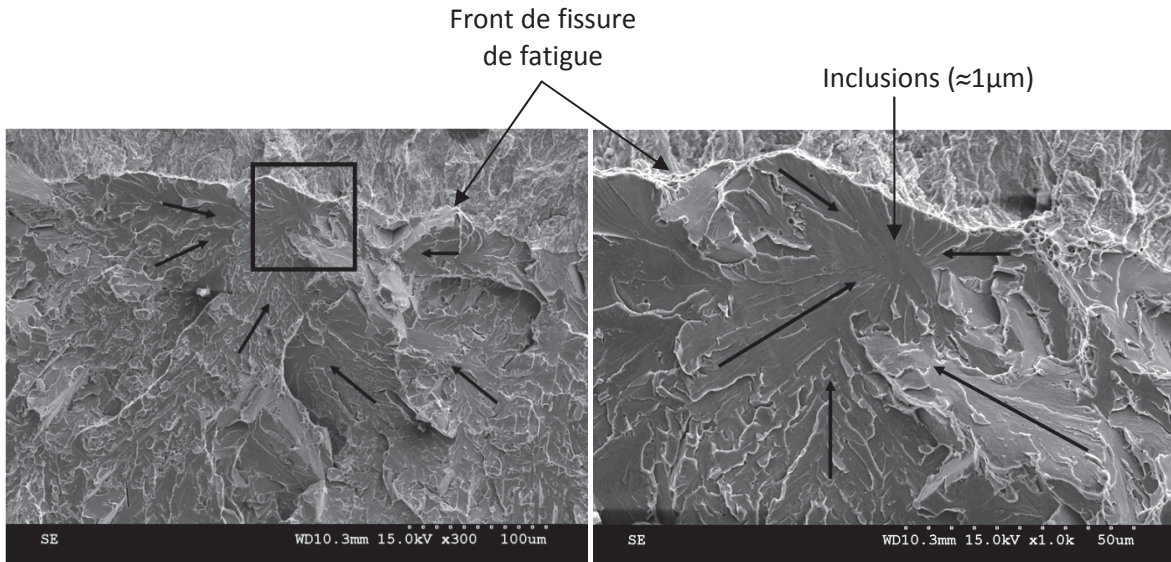


Figure II-22 : Site principal d'amorçage de l'éprouvette 697GK, avec présence d'inclusions

V. Analyse numérique des essais

Les essais sur éprouvettes CT12 et SENT10 ont été modélisés par calculs aux éléments finis élasto-plastiques isotropes à l'aide de CAST3M, afin de les analyser plus précisément. En effet, il était nécessaire de déterminer les contraintes au sein des éprouvettes pour calculer le volume V_{th} du critère en contrainte seuil, ou encore recalculer les valeurs de J plus précisément. Notons par ailleurs que les éventuelles contraintes résiduelles ont été négligées à cause de la petite taille des éprouvettes, et en supposant qu'elles ont été relaxées par les usinages.

V.1. Éprouvettes CT12

L'éprouvette CT12 a été maillée indépendamment de l'existence de trois zones (MB, ZAT et MD). Les caractéristiques de comportement de chaque zone (module d'Young, coefficient de Poisson, loi de comportement) ont été affectées directement aux points de Gauss, ce qui évite de mailler spécifiquement chacune des zones. Aussi, les ZFBS et ZFR ont été représentées au sein du métal déposé, et leurs courbes de traction respectives leur ont été attribuées (figure II-23). En outre, la forme des fronts de fissure relevée sur les éprouvettes a été représentée : toutes les éprouvettes ayant révélé un front de fissure de forme très proche, seul un maillage a été réalisé pour tous les essais (figure II-24) avec une taille de mailles en pointe de fissure de $50\mu m$. Quant aux conditions aux limites, les goupilles ont été représentées : une fixe, et une soumise à un déplacement imposé.

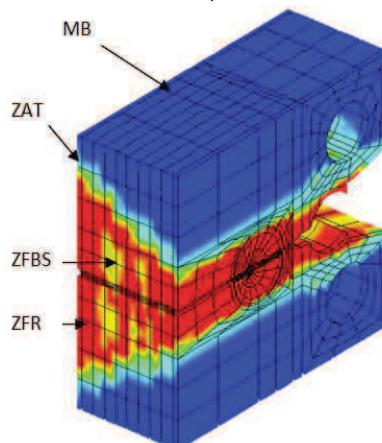


Figure II-23 : Maillage d'une éprouvette CT12 avec représentation des différentes zones

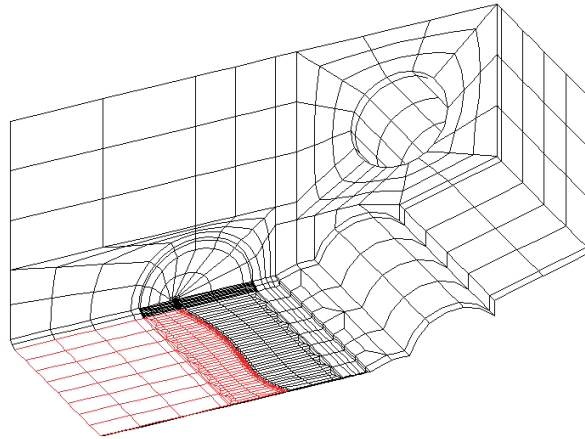


Figure II-24 : Maillage d'une demi-épreuve CT12

Les courbes *force-ouverture* ont été déterminées en grands déplacements et grandes déformations. Celles-ci montrent un bon accord avec les courbes expérimentales (figures 25 & 26). En outre, le volume cumulé V_{th_ZFBS} dans les ZFBS, ayant subi une contrainte principale supérieure ou égale à la contrainte seuil déterminée par Le Corre et N'Guyen (1300 MPa), a été calculé (figure 27) : nous faisons donc l'hypothèse que seul ce volume critique dans les ZFBS pilote le clivage, hypothèse qu'avait émise N'Guyen.

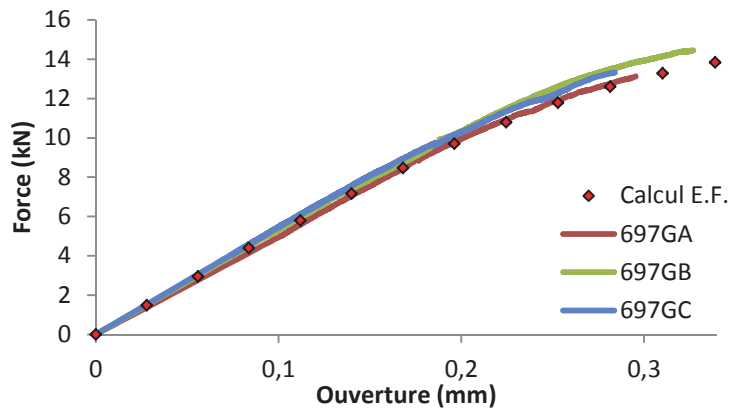


Figure II-25 : Comparaison de la courbe Force-CMOD obtenue par calculs E.F. avec les courbes expérimentales à -70°C

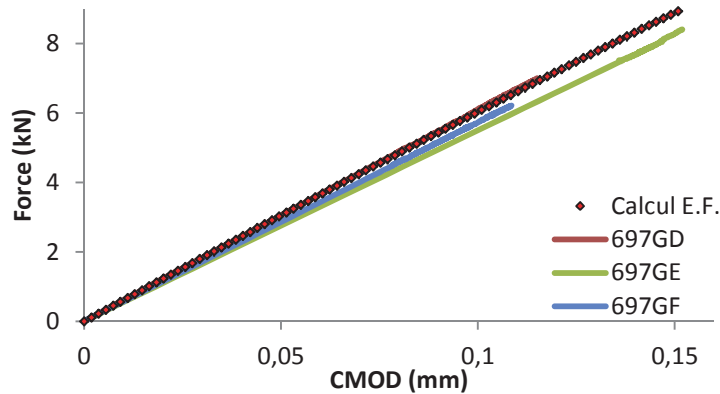


Figure II-26 : Comparaison de la courbe Force-CMOD obtenue par calculs E.F. avec les courbes expérimentales à -130°C

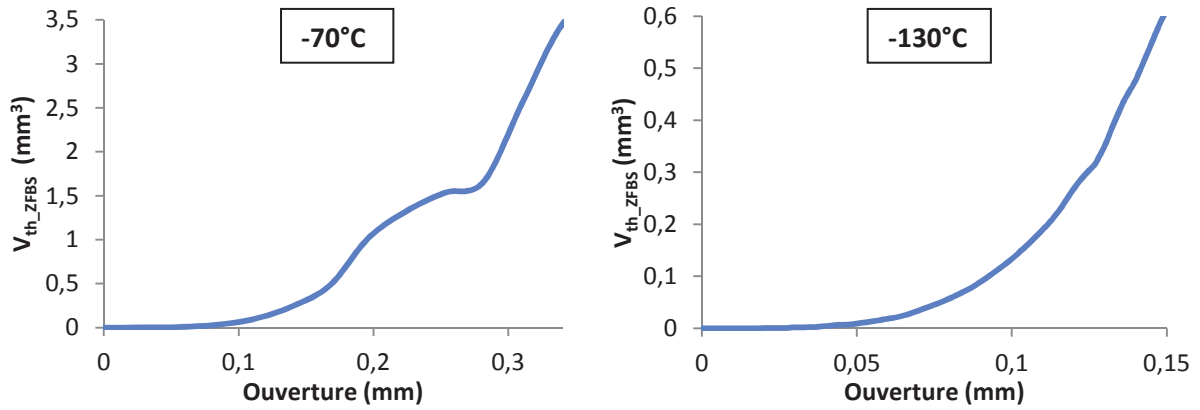


Figure II-27 : Evolution du volume V_{th} dans les ZFBS

Enfin, il a également été vérifié que les sites d’amorçage de clivage des éprouvettes se situaient bien au niveau d’un pic de contrainte maximale, dans une ZFBS (figure 28).

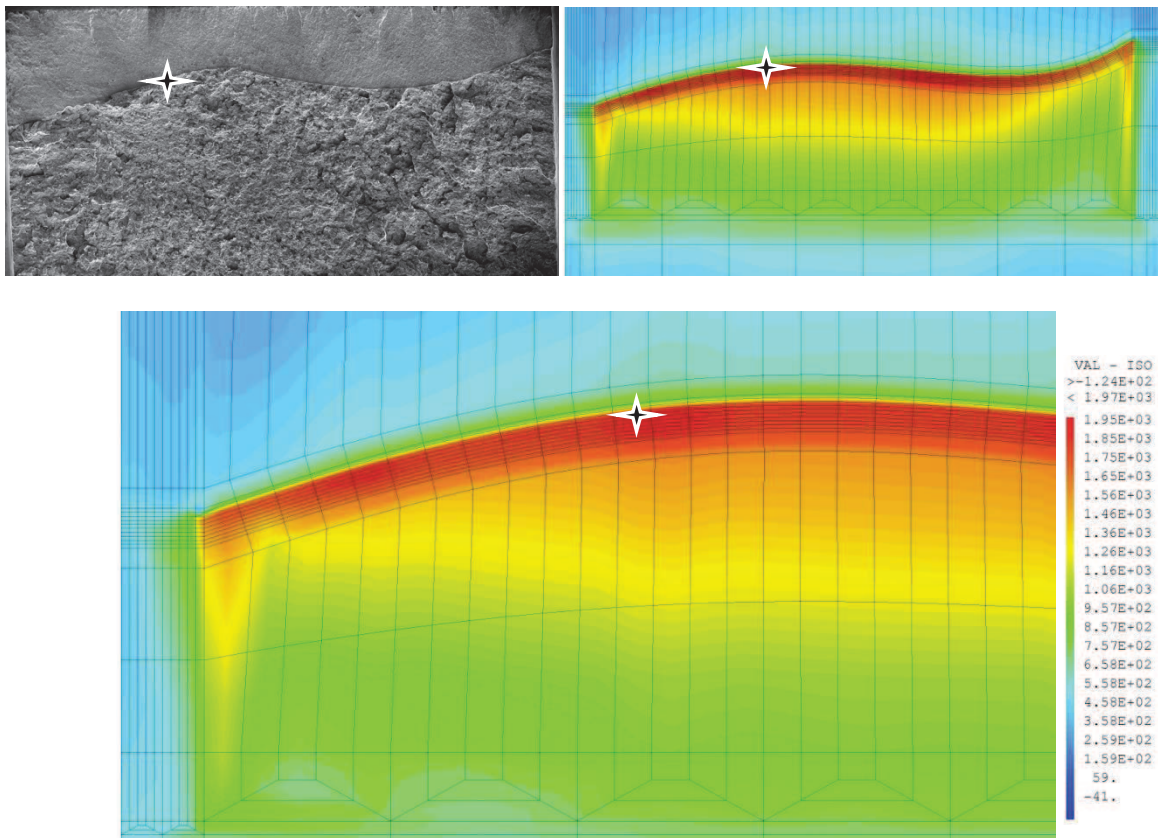


Figure II-28 : Faciès de rupture et calcul E.F. correspondant avec localisation du site de clivage situé où la contrainte principale atteint sa valeur maximale (en MPa) dans une ZFBS (697GB à -70°C)

V.2. Eprouvettes SENT10

Des calculs aux éléments finis ont également été réalisés pour les éprouvettes SENT10. Comme pour les CT12, toutes les zones du joint soudé ont été représentées (figure II-29). En revanche, les fronts de fissure des éprouvettes SENT étant quasiment rectilignes, ceux-ci ont été modélisés droits et sont situés entièrement dans une ZFBS (figure II-30). La forme de l'entaille n'a pas été reproduite pour simplifier le maillage, mais les mesures d'ouverture ont été réalisées sur des points du maillage correspondant aux points de mesure de l'entaille. De même, les extrémités comportant les filetages ont été négligées car celles-ci sont loin des zones sollicitées. Du fait de la symétrie, seule une demi-éprouvette a été modélisée (face de symétrie bloquée sur un axe). Comme précédemment, la taille des mailles en pointe de fissure est de 50 μ m. Enfin, un maillage différent a été réalisé pour chaque éprouvette, de façon à prendre en compte les différentes longueurs de pré-fissure ainsi que la position des ZFBS et ZFR.

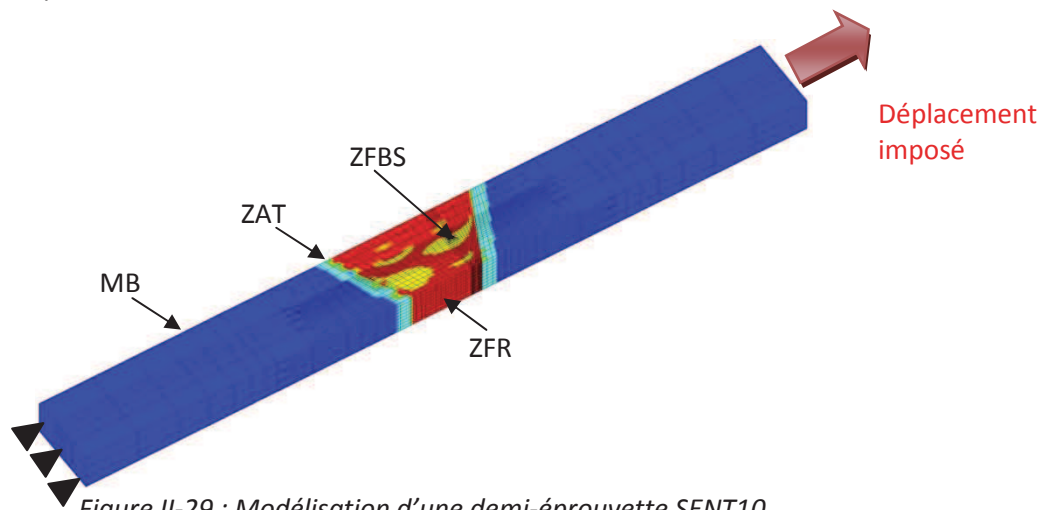


Figure II-29 : Modélisation d'une demi-éprouvette SENT10

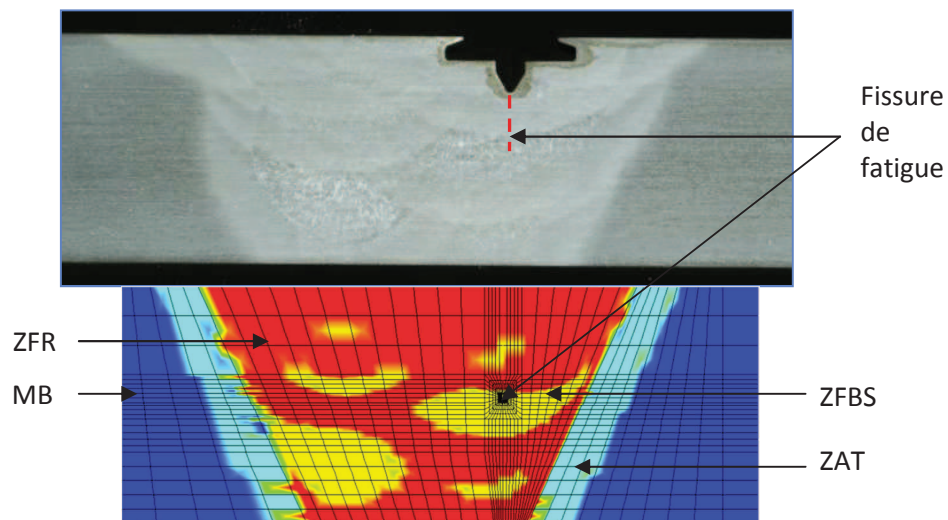
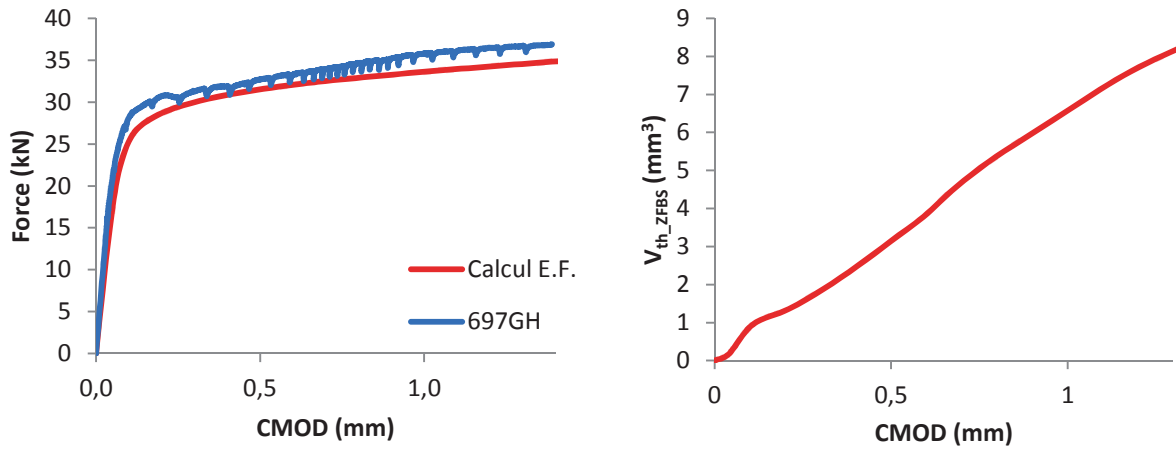
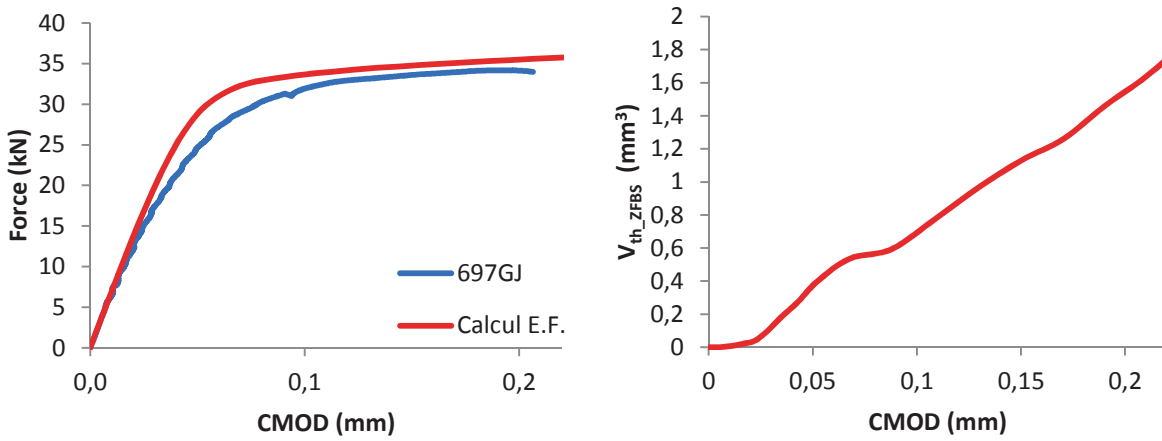


Figure II-30 : Zones du joint soudé modélisées pour l'éprouvette 697GG

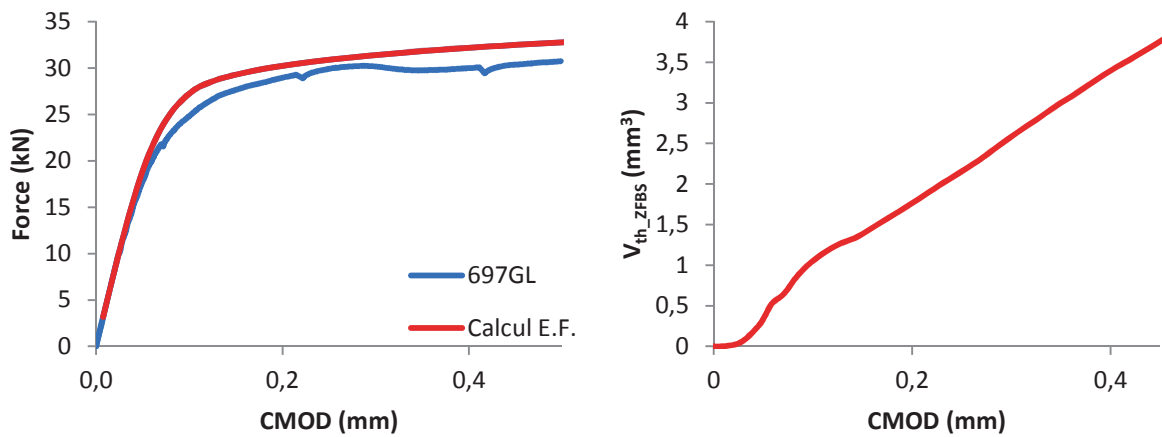
Comme pour les éprouvettes CT, les courbes Force-Ouverture ont été calculées. Celles-ci sont en accord avec les courbes expérimentales (figures 31 & 32). Les valeurs de V_{th_ZFBS} , volume cumulé des ZFBS ayant subi une contrainte principale supérieure ou égale à 1300 MPa, ont également été déterminées.



Eprouvette 697GH

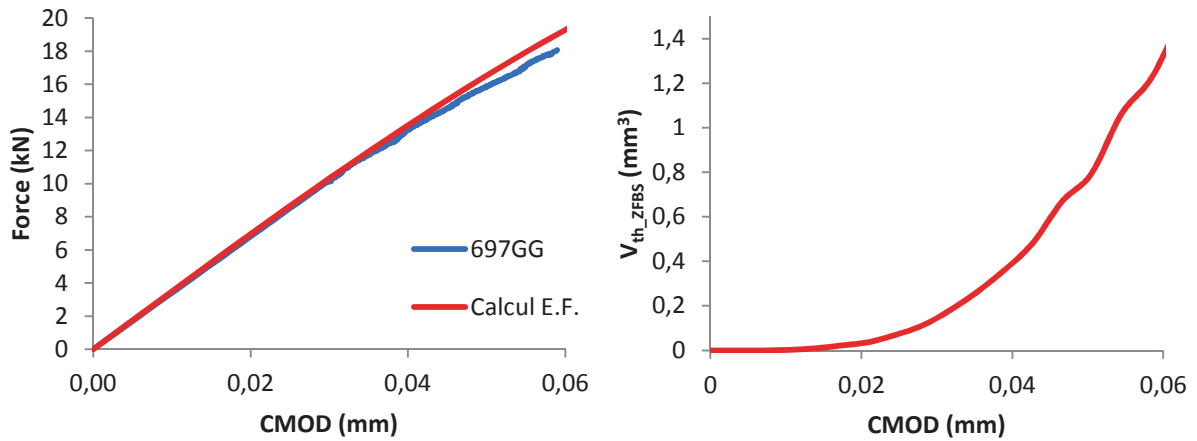


Eprouvette 697GJ

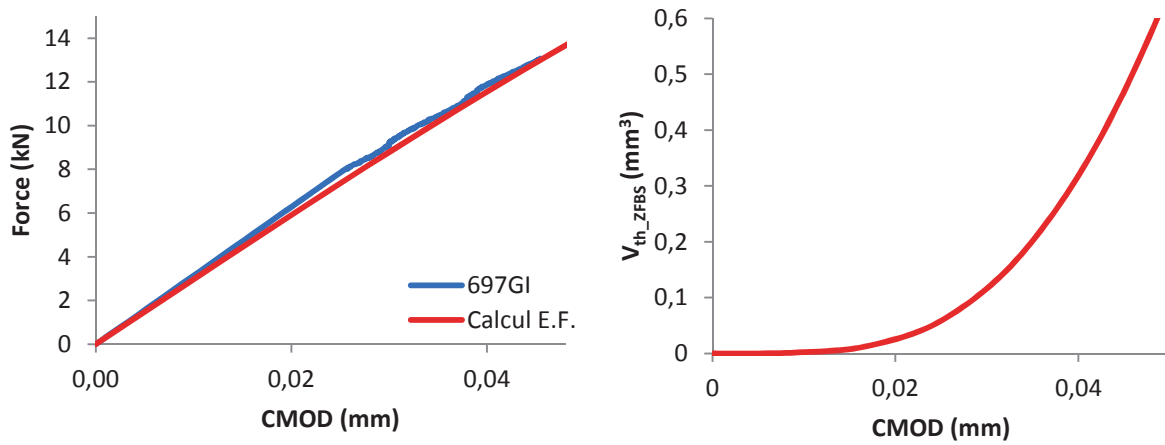


Eprouvette 697GL

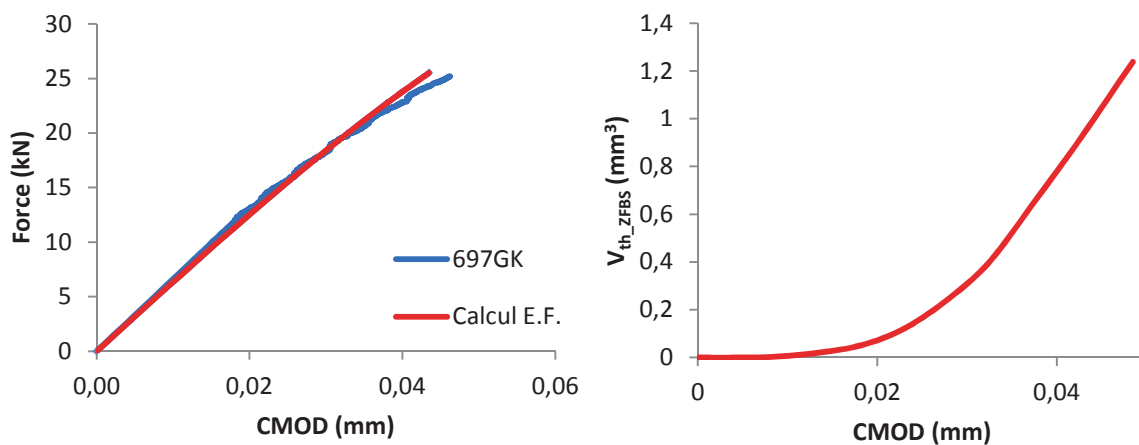
Figure II-31 : Comparaison des courbes force-CMOD calculées avec les courbes expérimentales et évolution de V_{th} dans la ZFBS pour les éprouvettes rompues à -70°C



Eprouvette 697GG



Eprouvette 697GI



Eprouvette 697GK

Figure II-32 : Comparaison des courbes force-CMOD calculées avec les courbes expérimentales et évolution de V_{th} dans la ZFBS pour les éprouvettes rompues à -130°C

De manière à pouvoir comparer les éprouvettes SENT de N’Guyen et celles-ci à l’aide de K_I , les évolutions de J moyen ont également été tracées à partir de calculs en petits déplacements et petites déformations. Les figures 33 et 34 montrent leur comparaison avec les dépouillements expérimentaux.

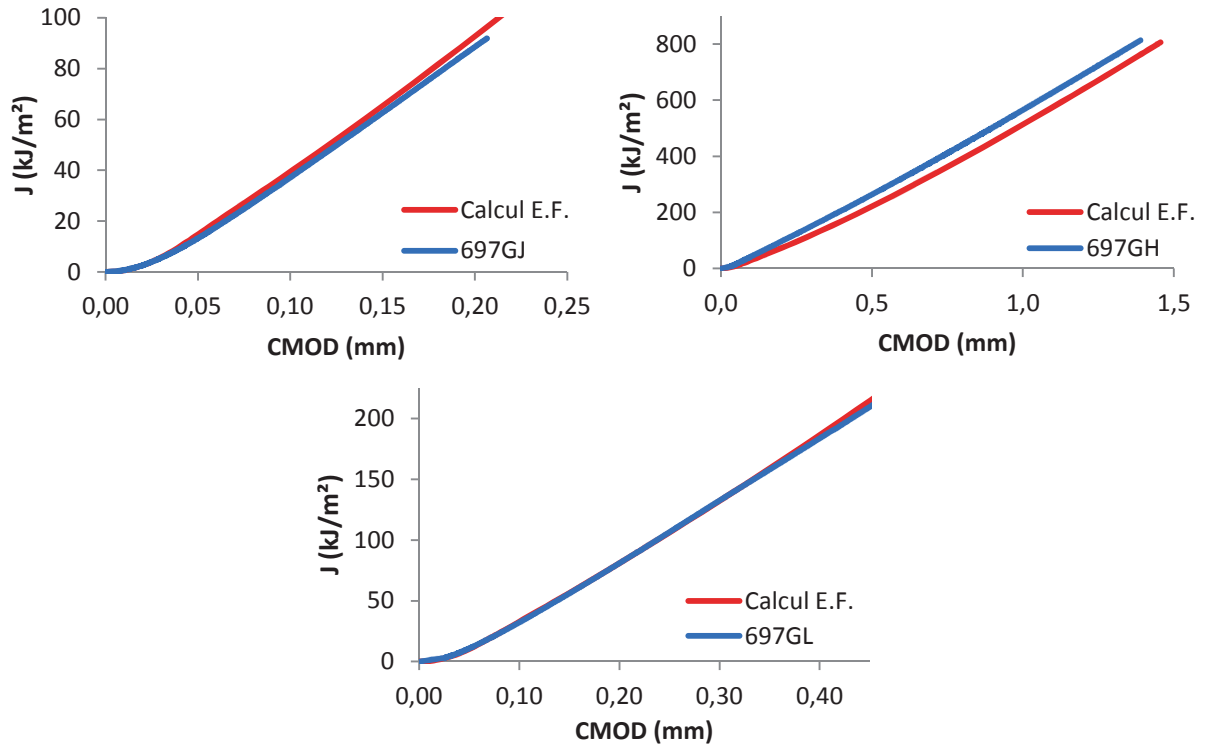


Figure II-33 : Comparaison des courbes J-CMOD calculées avec les courbes expérimentales à -70°C

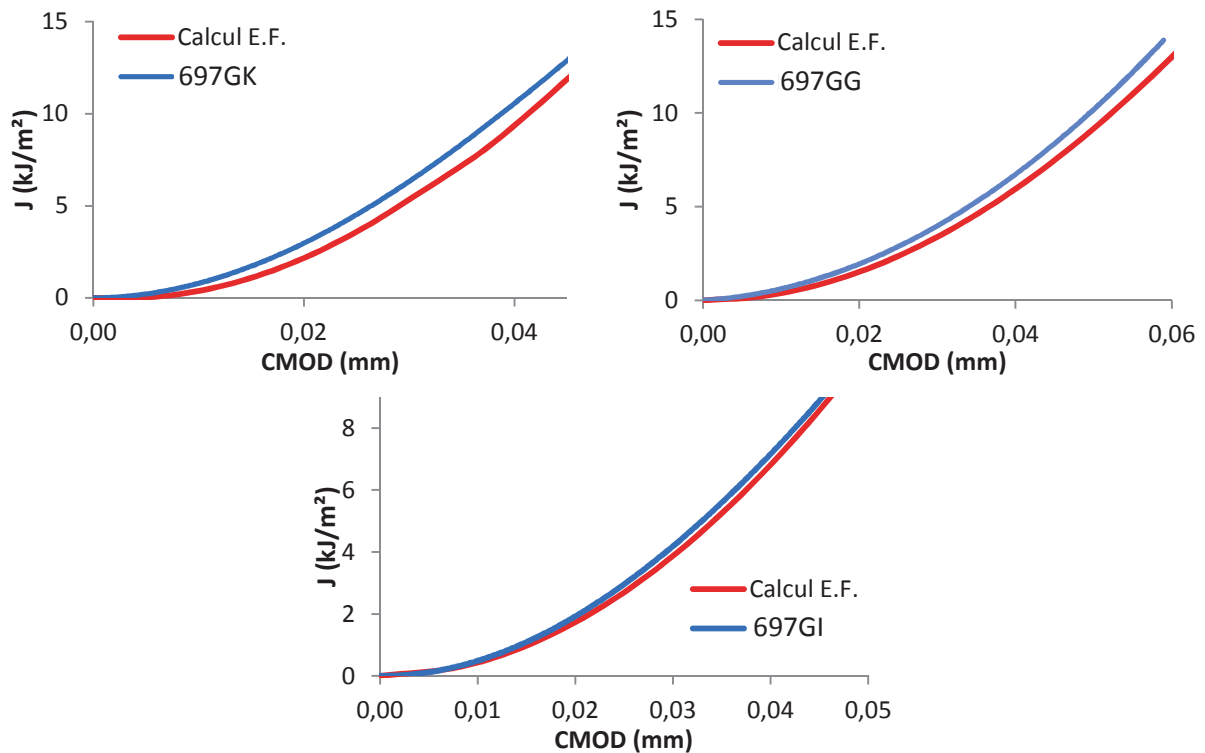


Figure II-34 : Comparaison des courbes J-CMOD calculées avec les courbes expérimentales à -130°C

VI. Critère en contrainte seuil

Dans cette partie, nous rappelons tout d’abord les résultats obtenus par N’Guyen. Afin de tenter d’améliorer les prédictions de rupture par clivage à partir du modèle en contrainte seuil, la fonction de sensibilité F est ensuite recalculée en tenant compte des derniers essais sur éprouvettes CT12 à -70°C et à -130°C . Enfin, les paramètres du modèle en contrainte seuil définis pour les éprouvettes CT sont appliqués aux éprouvettes SENT de N’Guyen, ainsi que celles de cette étude, dans le but de vérifier la transférabilité du modèle d’une géométrie à une autre.

VI.1. Rappels

N’Guyen avait identifié les paramètres du modèle en contrainte seuil en se basant sur des essais sur éprouvettes AE rompues à très basse température (-150 et -175°C), et sur des éprouvettes CT12 identiques à celles de cette étude entre -30 et 20°C . Les valeurs qu’il avait obtenues sont rappelées ci-après :

$$P_r = 1 - \exp(-F(\sigma_y) \cdot V_{th_ZFBS}) \quad (II-1)$$

avec
$$F(\sigma_y) = \left(\frac{\sigma_y - \sigma_{y0}}{\sigma_u} \right)^{m_{CT}} \quad (II-2)$$

où :

$m_{CT} = 2,17$	$\sigma_u = 60 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{3/m}$	$\sigma_{y0} = 465 \text{ MPa}$
-----------------	---	---------------------------------

Par ailleurs, la notation suivante a été définie : $P_r' = -\ln(1 - P_r)$. (II-3)

Il avait ensuite tenté d’appliquer le modèle de calcul de probabilités de rupture à des éprouvettes CT12 rompues à -150°C , ce qui avait révélé un problème de calage de la fonction de sensibilité F pour les basses températures.

VI.2. Identification de la fonction de sensibilité F des éprouvettes CT

Les essais sur éprouvettes CT12 ont permis d’agrandir la base expérimentale disponible, mais également d’obtenir les données nécessaires à l’amélioration de la définition de la fonction de sensibilité F pour les basses températures. Parmi les valeurs définies par N’Guyen, seules la limite d’élasticité seuil σ_{y0} et la constante σ_u doivent être modifiées pour le recalage de la fonction F .

Toutes les données des éprouvettes CT12 ont, dans un premier temps, été regroupées. Les valeurs des volumes V_{th_ZFBS} ont été normalisées, c’est-à-dire qu’elles ont été divisées par la longueur effective du front de fissure qui traverse une ZFBS. Cette longueur B_{net} a été estimée par N’Guyen à environ 2 mm.

Ensuite, les éprouvettes ont été classées par ordre de valeurs croissantes de « $F \cdot V_{th_ZFBS} / B_{net}$ » à partir des valeurs du modèle en contrainte seuil obtenues par N’Guyen.

Afin d’affiner le calage de la fonction de sensibilité F , il est nécessaire de minimiser la différence entre P_r' et $F \cdot V_{th_ZFBS} / B_{net}$. Le meilleur couple (σ_{y0}, σ_u) qui a été trouvé est (408, 148). En effet, celui-ci permet d’obtenir une différence quasiment nulle entre les deux termes, soit une pente égale à 1 lorsque P_r' est tracé en fonction de $F \cdot V_{th_ZFBS} / B_{net}$ (figure II-35). Deux des points dont les probabilités de rupture sont les plus élevées n’ont pas été pris en compte dans ce calage car ceux-ci s’éloignent de la courbe de tendance et fausseraient les valeurs des paramètres identifiés. Notons que ceci n’a pas d’incidence sur la pertinence du modèle puisque celui-ci a pour objectif d’exprimer précisément les faibles probabilités de rupture, celles qui sont utilisées pour donner la borne maximale brute de chargement acceptable.

Les paramètres du modèle en contrainte seuil deviennent donc :

$m_{CT} = 2,17$	$\sigma_u = 148 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{3/m}$	$\sigma_{y0} = 408 \text{ MPa}$
-----------------	--	---------------------------------

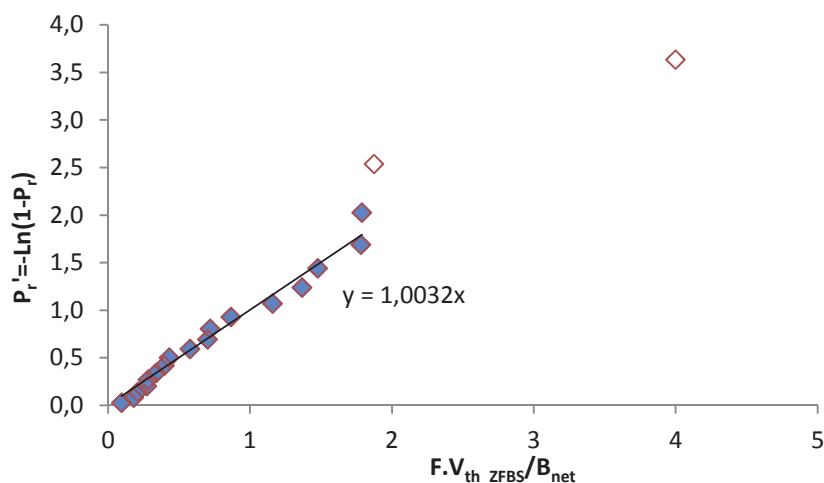


Figure II-35 : P_r' en fonction de $F.V_{th_ZFBS}/B_{net}$ avec le meilleur couple (σ_{y0} , σ_u)

Les données et résultats obtenus pour le calage du modèle en contrainte seuil sont présentés dans le tableau II-1. Les valeurs des fonctions de sensibilité F pour chaque température y figurent.

T (°C)	σ_y (MPa)	V_{th_ZFBS} (mm ³)	B_{net} (mm)	Fonction F (eq II-2)	$F.V_{th_ZFBS}/B_{net}$	P_r' (eq II-3)
-10	495	0,600	2	0,316	0,095	0,027
-20	505	0,900	2	0,400	0,180	0,082
20	480	2,000	2	0,209	0,209	0,141
-30	515	1,100	2	0,495	0,272	0,204
-20	505	1,400	2	0,400	0,280	0,270
-130	680	0,180	2	3,746	0,337	0,342
-30	515	1,600	2	0,495	0,396	0,419
-130	680	0,230	2	3,746	0,431	0,502
-150	740	0,200	2	5,773	0,577	0,593
20	480	6,700	2	0,209	0,701	0,693
-20	505	3,600	2	0,400	0,720	0,804
-150	740	0,300	2	5,773	0,866	0,930
-130	680	0,619	2	3,746	1,159	1,073
-70	570	2,244	2	1,217	1,365	1,240
-70	570	2,427	2	1,217	1,477	1,440
-30	515	7,200	2	0,495	1,781	1,692
-70	570	2,940	2	1,217	1,789	2,028
20	480	17,900	2	0,209	1,874	2,539
-20	505	20,000	2	0,400	3,998	3,638

Tableau II-1 : Données de calage du modèle en contrainte seuil à partir d'essais sur éprouvettes CT12

Une probabilité de rupture expérimentale a été attribuée à chacune des éprouvettes selon l'expression suivante :

$$P_{ri} = \frac{i-0,5}{N} \quad (II-4)$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement ;
 N : nombre total d'essais.

La figure II-36 présente les probabilités de rupture expérimentales comparées à celles calculées à partir du modèle en contrainte seuil. On constate un très bon accord entre celles-ci, ce qui montre la pertinence du modèle en contrainte seuil sur toute la plage de température considérée. Il est également intéressant de noter que les plus basses probabilités de rupture sont légèrement surestimées par le modèle. Ceci est intéressant dans le sens où une marge de sécurité est assurée, mais cela pose également la question d'une valeur de V_{th_ZFBS} minimale, comme Chapuliot [CHA 08] avait pu le constater.

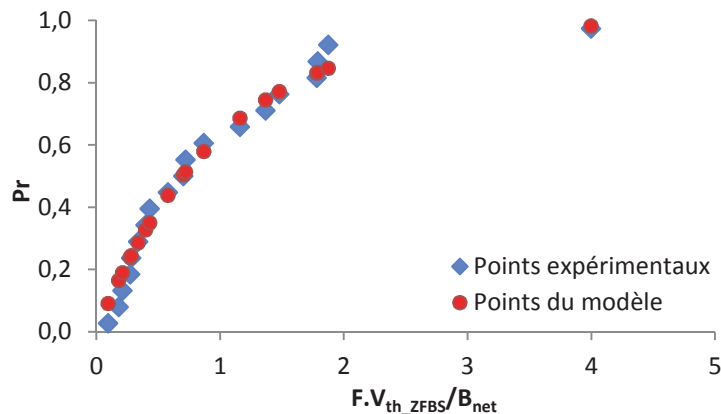


Figure II-36 : Comparaison des probabilités de rupture expérimentales et calculées à partir du modèle en contrainte seuil

La figure II-37 compare les probabilités de rupture expérimentales pour deux essais réalisés sur des éprouvettes CT12 à -150°C , aux probabilités prédites par le modèle en contrainte seuil. Celles-ci ont pu être exprimées en fonction de la force car les longueurs de pré-fissuration sont identiques. Aussi, le recalage de la fonction de sensibilité F pour les plus basses températures permet d'améliorer considérablement le modèle défini par N'Guyen. En effet, la courbe est fortement décalée vers les points expérimentaux. Néanmoins, la plus basse probabilité expérimentale est surestimée. Cette dernière remarque pourrait également signifier que l'introduction d'une valeur minimale de V_{th_ZFBS} serait nécessaire. Malheureusement, le faible nombre d'essais à cette température ne permet pas de conclure à ce sujet.

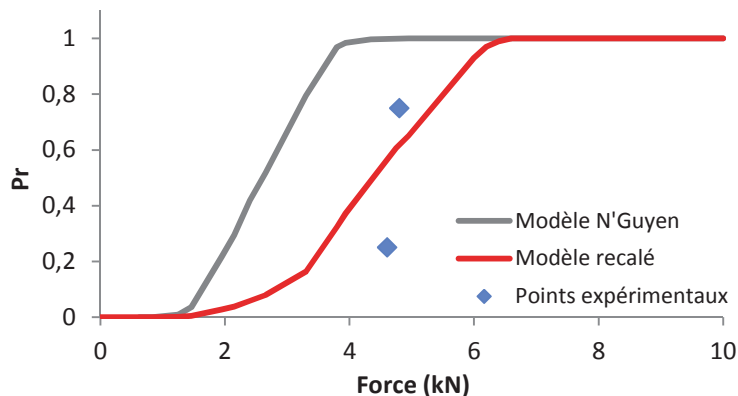


Figure II-37 : Comparaison du modèle défini par N'Guyen avec le modèle recalé en basse température pour des essais sur éprouvettes CT12 réalisés à -150°C

Enfin, le modèle recalé a également été évalué pour les éprouvettes CT12 rompues à -70°C et à -130°C. Pour les premières, le modèle surestime également les probabilités de rupture alors que les prédictions sont correctes à -130°C (figure II-38). Cependant, le faible nombre d'essais ne permet pas de tirer de conclusion quant à la possible existence d'une valeur minimale de V_{th_ZFBS} , ni d'expliquer cet écart pour -70°C. Ici également, les longueurs de pré-fissure sont identiques, d'où la possibilité de tracer ces graphiques en fonction de la force.

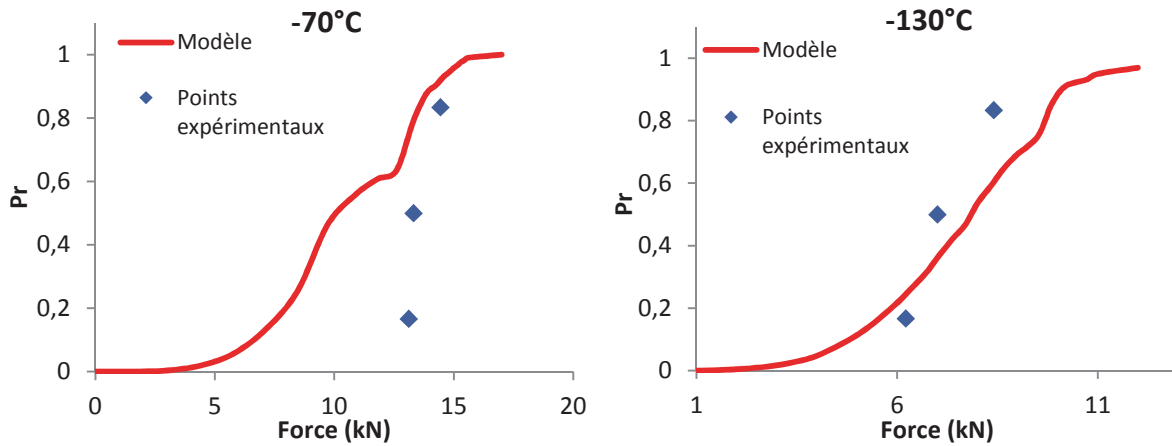


Figure II-38 : Comparaison des probabilités de rupture expérimentales et des prédictions par le modèle en contrainte seuil pour les éprouvettes CT12 rompues à -70°C et -130°C

VII. Validité de l'hypothèse de normalisation sur B_{net}

L'hypothèse consistant à considérer seulement le volume V_{th} issu des ZFBS dans le pilotage du clivage est une hypothèse forte. Les paramètres du modèle qui ont été déterminés s'appuient sur celle-ci et leur validité dépend de cette affirmation. Aussi, il convenait de s'en assurer.

Les éprouvettes SENT présentant des configurations d'entaille différentes ont permis d'étudier l'influence de la prise en compte de B_{net} dans l'évaluation de la fonction de sensibilité F .

Les éprouvettes SENT de N'Guyen ont été regroupées par température (tableau II-2), ainsi que celles rompues dans cette étude. Compte tenu du faible nombre d'éprouvettes, une valeur de V_{th_ZFBS} moyenne a été calculée pour chaque catégorie d'éprouvette et température, de manière à considérer un cas unique pour chaque configuration et chaque température. En outre, une probabilité de rupture expérimentale a été attribuée à chaque cas selon l'expression II-4, soit :

$$P_{ri} = 0,5$$

d'où

$$P_{ri}' = \ln(1 - P_{ri}) = \ln(1 - 0,5) = 0,693$$

La fonction de sensibilité de chaque cas peut alors être exprimée avec : $F = \frac{P_{ri}'}{V_{th_ZFBS}}$.

Pour chaque cas d'orientation d'entaille, si on trace l'évolution de la fonction de sensibilité F en fonction de la température, donc en fonction de $(\sigma_y - \sigma_{y0})$, on s'aperçoit qu'il n'y a aucune correspondance entre les fonctions F des éprouvettes de N'Guyen et celles de cette étude. En effet, sur la figure II-39, les droites d'évolution des deux cas de positionnement d'entaille sont très éloignées, impliquant que pour une même température, la même fonction F ne peut être utilisée.

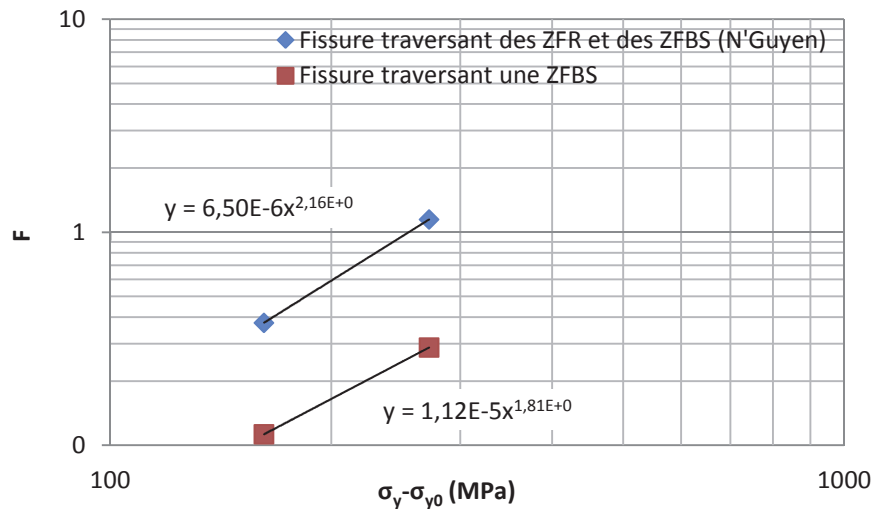


Figure II-39 : Evolution de la fonction F entre -70°C et -130°C pour les deux cas de fissures considérés

En revanche, si le volume V_{th_ZFBS} est ramené à la longueur du front de fissure B_{net} traversant une ZFBS, il est possible de montrer la cohérence entre les deux situations de fissure et donc des fonctions de sensibilité similaires. La fonction F devient :

$$F' = \frac{P_{ri}'}{V_{th_ZFBS}} \cdot B_{net} = F \cdot B_{net}$$

A présent, si on trace $F \cdot B_{net}$ dans le même repère que précédemment, les droites d'évolution de F en température de chaque cas de fissure sont très proches (figure II-40). La prise en compte de la longueur de fissure traversant une ZFBS permet donc d'avoir une équivalence cohérente entre les configurations. Pour avoir une équivalence parfaite pour ces cas moyens, il suffirait de remplacer la valeur de B_{net} mesurée par N'Guyen de 2 mm par 2,7 mm (figure II-41). L'hypothèse qui a été faite au sujet du V_{th} des ZFBS pilotant le clivage est donc tout à fait valide : toutes les probabilités de rupture du modèle doivent bien être exprimées en fonction de V_{th_ZFBS}/B_{net} .

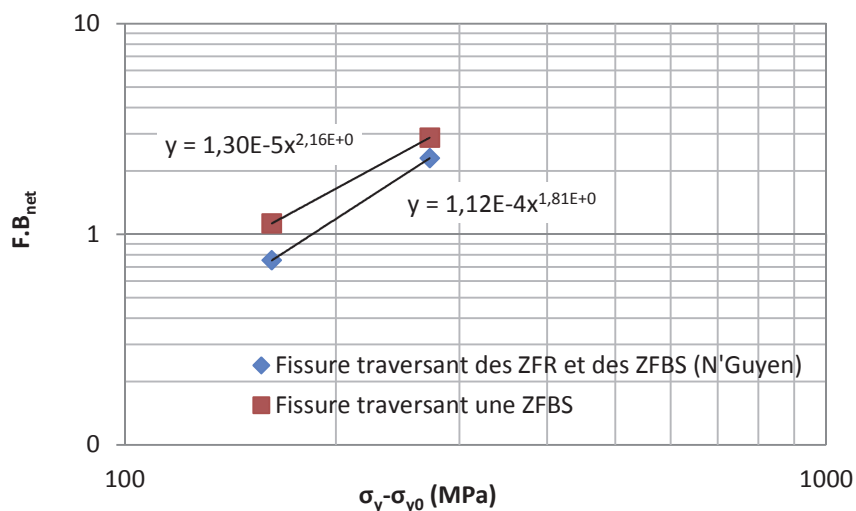


Figure II-40 : Evolution de la fonction $F \cdot B_{net}$ entre -70°C et -130°C pour les deux cas de fissures considérés

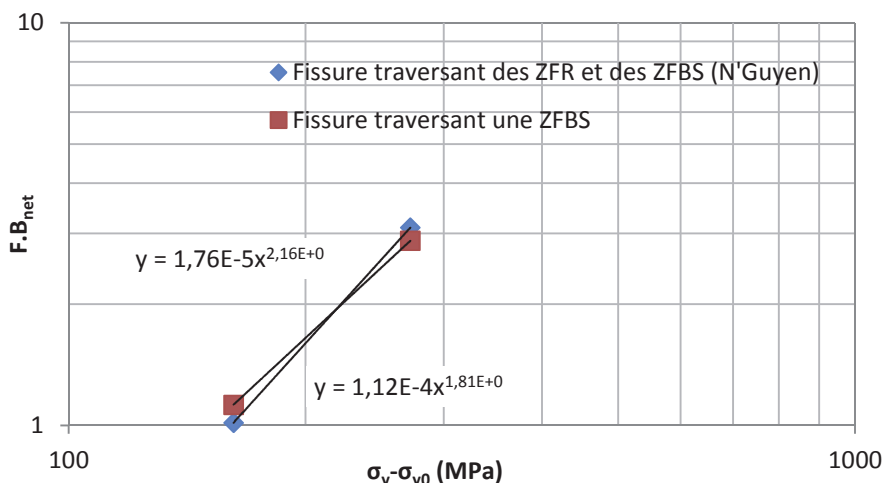


Figure II-41 : Evolution de la fonction $F.B_{net}$ entre -70°C et -130°C pour les deux cas de fissures considérés avec $B_{net}=2,7$ pour les éprouvettes de N'Guyen

Essai	T (°C)	σ_y (MPa)	B_{net} (mm)	V_{th_ZFBS} (mm^3)	V_{th_ZFBS}/B_{net} (mm^3)	V_{th_ZFBS} moyen	Pr'	F	$F.B_{net}$	$\sigma_y - \sigma_{y0}$ (MPa)
FY	-130	680	2	0,520	0,26	0,603	0,693	1,149	2,298	272
FV	-130	680	2	0,540	0,27					
FT	-130	680	2	0,750	0,375					
FX	-70	570	2	0,250	0,125	1,843	0,693	0,376	0,752	162
FZ	-70	570	2	1,240	0,62					
FU	-70	570	2	4,040	2,02					
697GK	-130	680	10	1,238	0,124	2,409	0,693	0,288	2,877	272
697GG	-130	680	10	2,530	0,253					
697GI	-130	680	10	3,459	0,346					
697GJ	-70	570	10	2,425	0,243	6,157	0,693	0,113	1,126	162
697GL	-70	570	10	5,796	0,58					
697GH	-70	570	10	10,250	1,025					

Tableau II-2 : Données des cas moyens pour vérifier l'influence de B_{net}

VIII. Transférabilité du critère en contrainte seuil

La transférabilité du modèle en contrainte seuil, d'une géométrie à une autre, et donc d'un confinement de la plasticité à un autre, n'a pas pu être étudiée précisément par N'Guyen [NGU 09]. Ce dernier avait tenté d'appliquer les paramètres du modèle définis pour des éprouvettes CT à des éprouvettes SENT, celles-ci étant équivalentes en courbes $J-V_{th_ZFBS}$. Aussi, il avait utilisé les paramètres de CT rompues à -30°C et -10°C pour des éprouvettes SENT rompues respectivement à -130°C et -70°C . Cependant, les résultats obtenus n'étaient pas satisfaisants, ce qui était probablement dû en partie au fait que la fonction de sensibilité F n'a pu être précisément calée pour les basses températures.

La partie précédente a permis de montrer qu'en intégrant des essais à basse température dans la détermination de la fonction de sensibilité, cela permet d'améliorer considérablement les prédictions de rupture pour les éprouvettes CT. Les nouvelles valeurs des paramètres de la fonction F ont donc été mises en œuvre dans le cadre de l'étude de la transférabilité de la fonction F. Contrairement à ce qui avait été entrepris par N'Guyen, il a été choisi d'appliquer la fonction F des éprouvettes CT à -130°C et à -70°C aux éprouvettes SENT rompues respectivement aux mêmes températures, cette démarche étant en accord avec l'hypothèse que F est dépendante de la température. Là-encore, les valeurs de V_{th_ZFBS} , calculées par éléments finis pour les SENT, ont été ramenées à la longueur réelle du front de fissure traversant ce type de zone. Pour les éprouvettes de N'Guyen, B_{net} a été évalué à 2 mm par N'Guyen alors que pour les éprouvettes rompues dans cette étude, cette valeur est égale à 10 mm, le front de fissure étant intégralement situé dans une ZFBS.

Pour les éprouvettes SENT à rompues à -70°C, l'expression des probabilités de rupture est donc :

$$P_r = 1 - \exp \left[- \left(\frac{570 - 148}{408} \right)^{2,17} \cdot \frac{V_{th_ZFBS}}{B_{net}} \right] = 1 - \exp \left(-1,217 \cdot \frac{V_{th_ZFBS}}{B_{net}} \right)$$

Quant aux éprouvettes SENT à rompues à -130°C, l'expression des probabilités de rupture devient :

$$P_r = 1 - \exp \left[- \left(\frac{680 - 148}{408} \right)^{2,17} \cdot \frac{V_{th_ZFBS}}{B_{net}} \right] = 1 - \exp \left(-3,746 \cdot \frac{V_{th_ZFBS}}{B_{net}} \right)$$

Comme pour les éprouvettes CT, les SENT de N'Guyen ont été classées par ordre de $F \cdot V_{th_ZFBS} / B_{net}$ croissant et se sont vues attribuer des probabilités de rupture expérimentales selon l'expression II-4. Il a donc été possible de comparer les prédictions de rupture du modèle en contrainte seuil avec ces dernières.

La figure II-42 compare les probabilités de rupture expérimentales des éprouvettes SENT de N'Guyen aux prédictions du modèle en contrainte seuil. La fonction de sensibilité F redéfinie en tenant compte des essais à basse température améliore considérablement les prédictions de rupture en fonction de la force. En effet, pour les éprouvettes rompues à -70°C, le modèle recalé passe quasiment par les trois points expérimentaux alors qu'auparavant, le modèle était très conservatif. De même, pour les essais à -130°C, les prédictions sont nettement meilleures mais le modèle semble être tout de même légèrement conservatif. La fonction de sensibilité F semble transférable en ce qui concerne les prédictions en force. Toutefois, le nombre de points expérimentaux étant réduit, cette affirmation est à considérer avec précaution.

La comparaison a également été effectuée en fonction du facteur de contrainte élasto-plastique K_I , calculé à partir de J (figure II-43). Les éprouvettes ayant toutes des pré-fissures de même longueur, les valeurs expérimentales varient assez peu pour les essais à -130°C alors que les écarts sont un peu plus importants à -70°C du fait de la dispersion caractéristique de la zone de transition fragile-ductile. Le modèle recalé donne des prédictions de rupture en fonction de K_I tout à fait correctes pour les essais à -70°C. En revanche, celui-ci reste légèrement conservatif pour -130°C. La fonction F paraît donc transférable dans ce cas-ci également. Ce conservatisme du modèle pour la plus basse température permet d'assurer une certaine marge de sécurité, mais là-encore, le faible nombre de points expérimentaux incite à prendre des précautions. Ce léger écart pose encore la question sur l'existence d'une valeur de V_{th_ZFBS} minimale nécessaire pour déclencher le clivage.

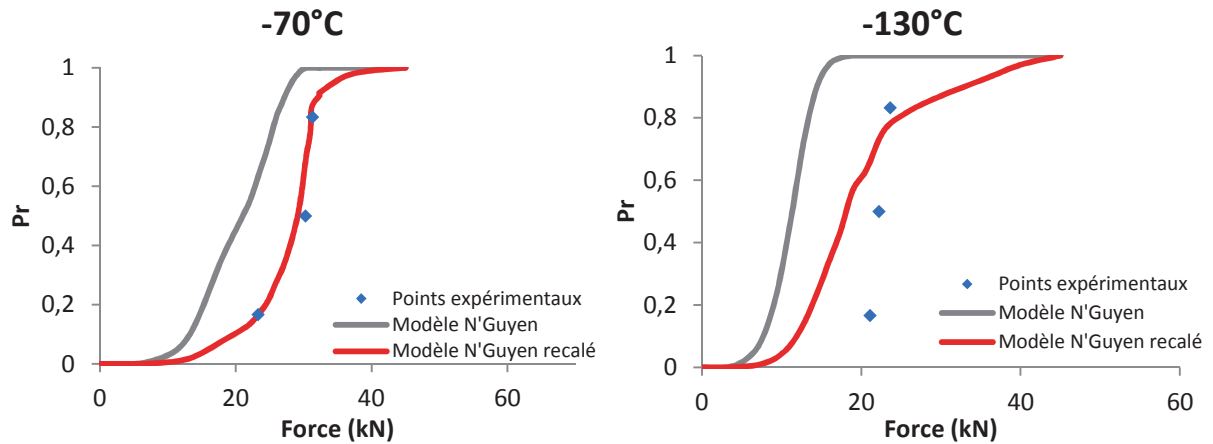


Figure II-42 : Comparaison des probabilités de rupture expérimentales des éprouvettes SENT de N'Guyen avec les probabilités calculées du modèle en contrainte seuil en fonction de la force

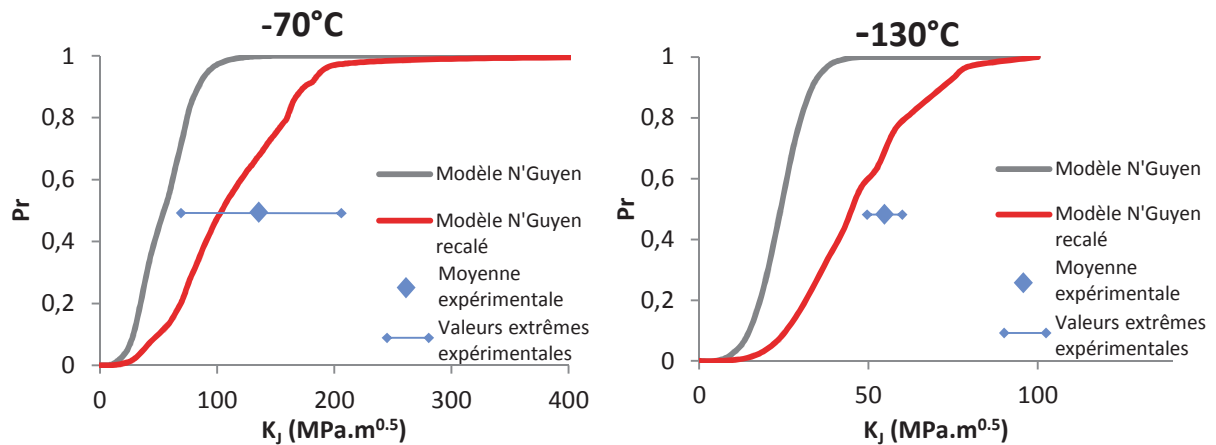


Figure II-43 : Comparaison des probabilités de rupture expérimentales des éprouvettes SENT de N'Guyen avec les probabilités calculées du modèle en contrainte seuil en fonction de K_I

Le modèle en contrainte seuil, avec les mêmes paramètres respectifs, a ensuite été appliqué aux éprouvettes SENT rompues à -70°C et à -130°C pour cette étude. Cependant, rappelons que pour ces éprouvettes, les fronts de fissure ont été amenés jusqu'à une ZFBS, impliquant des longueurs de pré-fissuration très différentes entre les éprouvettes. Pour ce cas, il est donc indispensable de considérer les valeurs du facteur de contrainte élasto-plastique, les comparaisons en force n'ayant aucun sens. La figure II-44 révèle que les prédictions du modèle à -70°C sont plutôt correctes. A -130°C, le modèle prédit bien les basses probabilités expérimentales mais sous-estime les plus élevées. Il est toutefois nécessaire de noter que les valeurs expérimentales sont très proches et qu'il serait bon de réaliser d'autres essais pour balayer une plus large gamme de valeurs de K_I . Dans les deux cas, le nombre d'essais est une fois encore limité, mais le modèle semble capable d'estimer correctement les basses probabilités de rupture, à savoir celles qui nous intéressent. La fonction de sensibilité F paraît donc également transférable pour ces cas, même si le modèle n'est plus conservatif pour des probabilités de rupture supérieures à 20% en se basant sur seulement trois essais pour chaque température.

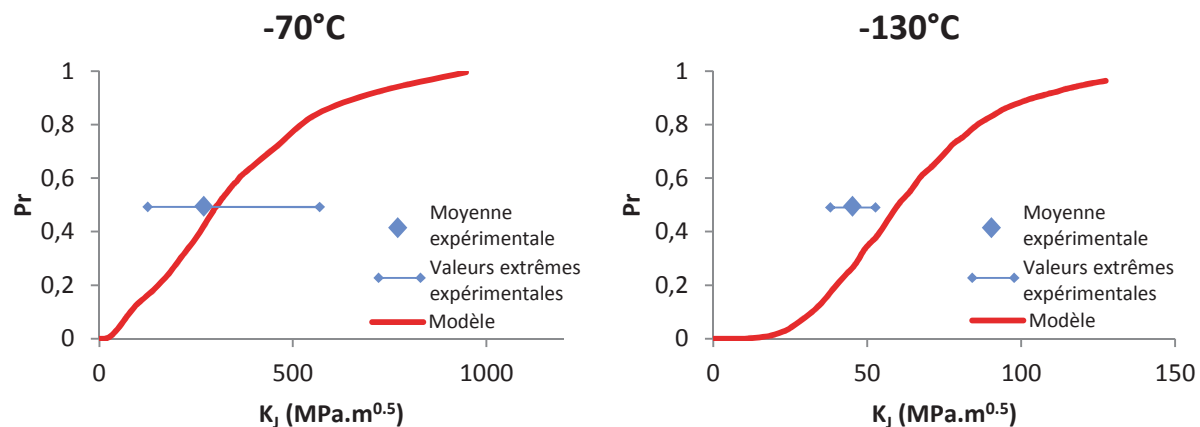


Figure II-44 : Comparaison des probabilités de rupture expérimentales des éprouvettes SENT avec les probabilités calculées du modèle en contrainte seuil en fonction de K_I

Conclusion

Dans ce chapitre, la maquette comportant la soudure ferritique de l'étude de Le Corre et N'Guyen a tout d'abord été présentée. La partie de celle-ci n'ayant pas été utilisée par N'Guyen a permis de prélever des éprouvettes CT12 et SENT10 de façon à compléter la base expérimentale à disposition. Aussi, le prélèvement des éprouvettes CT et SENT a été explicité, en prenant soin de bien expliquer le changement de sens de l'entaille des éprouvettes SENT. En effet, ces dernières ont été usinées de manière à obtenir un front de fissure de fatigue intégralement situé dans une zone à gros grains (ZFBS), zone la plus sensible et pilotant le clivage d'après l'hypothèse qui a été faite.

N'Guyen avait émis des doutes quant à la validité de la fonction de sensibilité F , qu'il avait déterminée entre -30 et 20°C , pour des températures très basses. Aussi, des essais à -70 et -130°C ont été menés sur les éprouvettes prélevées de façon à recalibrer la fonction sensibilité du modèle en contrainte seuil sur une plage de température beaucoup plus vaste. Les faciès de rupture étudiés au MEB ont tous montré que seul du clivage avait eu lieu pour toutes les éprouvettes, à l'exception d'une des éprouvettes SENT qui présentait un émoussement de fissure important. De plus, les faciès des éprouvettes CT ont confirmé que les sites principaux d'amorçage du clivage étaient situés dans une ZFBS.

Les essais ont été analysés à l'aide de calculs aux éléments finis. Ceux-ci ont permis de déterminer des valeurs indispensables telles que J moyen ou encore les valeurs de volume V_{th_ZFBS} , volume des ZFBS ayant subi une contrainte supérieure ou égale à la contrainte seuil déterminée par Le Corre et N'Guyen (1300 MPa).

A partir de tous ces résultats, la fonction de sensibilité F du modèle a été recalibrée en tenant compte des basses températures. L'application des nouvelles valeurs des paramètres du modèle a été réalisée sur des éprouvettes CT12 rompues à -70 , -130 et -150°C . Pour toute la plage de température considérée et pour toutes les éprouvettes CT, les prédictions du modèle ont été considérablement améliorées avec le recalibrage de la fonction F , même si celui-ci semble être conservatif pour les éprouvettes rompues à -70°C . Néanmoins, le faible nombre d'essais à disposition ne permet pas de conclure définitivement. Cette première étape a donc permis de montrer que le modèle recalibré permet de prédire également les probabilités de rupture des éprouvettes à basse température.

Suite à ce recalage, la possibilité de transférer la fonction de sensibilité F du modèle d'une géométrie à une autre, donc d'un type de confinement de la plasticité à un autre, a été évaluée. Cette condition est nécessaire dans l'objectif d'appliquer cette approche en contrainte critique à une structure, en déterminant les paramètres à partir d'éprouvettes de laboratoire. La fonction de sensibilité déterminée à partir des éprouvettes CT a donc été utilisée pour calculer les probabilités de rupture des éprouvettes SENT correspondant à leurs températures d'essais. Que ce soit pour les éprouvettes SENT de N'Guyen ou pour celles rompues pour cette étude, le modèle a révélé une bonne capacité à prédire la rupture. Celui-ci s'avère être légèrement conservatif pour les éprouvettes de N'Guyen rompues à -130°C alors qu'il ne l'est pas pour celles dont le front de fissure est entièrement situé dans une ZFBS. Cependant, dans tous les cas, les basses probabilités de rupture, qui permettent de définir la borne maximale de chargement acceptable sans risque de rupture fragile, sont estimées correctement ou de façon légèrement conservative.

Ces résultats permettent de dire, que pour le joint soudé en acier TU42C, la fonction F semble transférable d'une géométrie à une autre sans prendre de risque pour la sécurité. Cette dernière assertion est toutefois à considérer précautionneusement du fait du faible nombre d'essais disponibles pour chaque cas. Ceci laisse tout de même présager une application possible du modèle, calé à partir d'éprouvettes de laboratoire, sur une structure telle qu'une tubulure comportant une liaison bimétallique. Il serait ainsi possible d'évaluer l'intégrité de la liaison soudée type « narrow gap » du circuit primaire de refroidissement de l'EPR à partir d'essais sur éprouvettes.

En outre, l'hypothèse de l'utilisation de la longueur de fissure traversant les ZFBS pour normaliser les volumes V_{th_ZFBS} a été validée. En effet, il a été démontré que malgré la configuration différente des deux séries d'éprouvettes SENT, la fonction de sensibilité F est équivalente si on procède de la sorte.

Enfin, il est important de préciser que la transférabilité du modèle a été évaluée plutôt dans le bas de la transition fragile-ductile pour les éprouvettes SENT. Pour des températures plus élevées, les éprouvettes pourraient présenter une perte de confinement qui remettrait probablement en question la validité des conclusions tirées au sujet de la transférabilité du modèle.

Références

- [ASTM 08]** ASTM E1820-08 (2008), "Standard Test Method for measurement of fracture toughness".
- [CHA 08]** S. Chapuliot and V. Le Corre, "A simplified expression for low cleavage probability calculation", *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008), pp. 1488 - 1506.
- [LEC 06]** V. Le Corre, "Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile : application de la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés", Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lille (2006).
- [NGU 09]** T.H. N’Guyen, "Prédiction de la non-rupture fragile dans un joint soudé en acier C-Mn dans le domaine de la transition fragile/ductile", Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lille (2009).

CHAPITRE III

Rupture d'une liaison bimétallique de circuit primaire

Sommaire

Introduction.....	111
I. Présentation de la maquette avec liaison bimétallique.....	112
I.1. Présentation générale de la maquette	112
I.2. Fabrication de la maquette.....	113
I.3. Caractérisation de la liaison bimétallique.....	114
I.3.1. Microstructures.....	114
I.3.2. Mesures de duretés	118
II. Partie expérimentale.....	118
II.1. Objectifs de la partie expérimentale	118
II.2. Prélèvement des éprouvettes dans la maquette	119
II.2.1. Types d'éprouvettes prélevées	119
II.2.2. Bilan des prélèvements	120
II.3. Caractérisation des matériaux en traction monotone.....	124
II.3.1. Validation de l'utilisation des éprouvettes prismatiques entaillées.....	124
II.3.2. Courbes de traction à -130°C	126
II.3.3. Courbes de traction à -170°C	126
II.3.4. Faciès de rupture des éprouvettes prismatiques entaillées	127
II.4. Plasticité des éprouvettes prismatiques entaillées	128
II.5. Essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées	129
II.5.1. Description des essais	129
II.5.2. Observations des faciès de rupture	129
II.5.3. Plasticité des éprouvettes AE.....	130
II.6. Caractérisation du comportement à rupture	130
II.6.1. Essais de rupture dans le 16MND5	130
II.6.2. Essais de rupture dans la ZAT.....	133
III. Analyse numérique des essais	136
III.1. Modélisation des essais sur éprouvettes AE en 16MND5	136
III.1.1. Description du modèle	136
III.1.2. Validation des calculs	137
III.1.3. Contrainte principale maximale	137
III.2. Modélisation des essais sur éprouvettes prismatiques entaillées.....	139
III.2.1. Description des modèles	139
III.2.2. Validation des modèles	140
III.2.3. Contrainte principale maximale à rupture.....	142
III.2.4. Détermination de la contrainte seuil de clivage	143

III.3. Modélisation des essais de rupture sur CT	144
III.3.1. Description des modèles	144
III.3.2. Validation des modèles	146
III.3.3. Résultats.....	147
IV. Interprétation des probabilités de rupture.....	153
IV.1. Identification des paramètres du modèle en contrainte seuil	153
IV.1.1. Métal de base 16MND5 – Fonction de sensibilité F.....	153
IV.1.2. ZAT du 16MND5 – Fonction de sensibilité F	154
IV.1.3. Comparaison des éprouvettes CT12ep5 en 16MND5 et multi-matériaux.....	155
IV.2. Probabilités de rupture	156
IV.2.1. Forme finale du modèle en contrainte seuil	156
IV.2.2. Comparaison des probabilités de rupture	156
Conclusion	158
Références	160

Introduction

Cette étude vise à anticiper l'analyse d'une liaison bimétallique de réacteur de troisième génération (EPR) type « narrow gap ». Une maquette comportant ce type de joint soudé est très onéreuse et il est nécessaire de définir une méthodologie d'analyse permettant d'éviter toute erreur entraînant un gaspillage de matière. De plus, de nombreux essais doivent être menés et le retour d'expérience quant à la caractérisation de la rupture d'une liaison bimétallique est très mince, en particulier avec une fissure située dans la ZAT proche de l'inconel. Ce chapitre est donc une évaluation de la faisabilité de ce type d'analyse, cherchant à valider des protocoles expérimentaux, des dépouillements...

Aussi, l'intégrité d'une liaison bimétallique typique des circuits primaires de réacteur nucléaire de deuxième génération est évaluée. Sa résistance à la rupture fragile est examinée. Composée d'un acier austénitique soudé à un acier ferritique à l'aide d'un alliage inconel, seules deux zones sont sensibles au clivage : l'acier ferritique proprement dit et sa ZAT due à la soudure.

Deux cas de défaut conventionnel sont donc envisagés, à savoir une fissure située dans la ZAT, et une située dans l'acier ferritique. Ainsi, l'objectif principal de l'étude est de comparer la résistance à la rupture de ces deux situations et de parvenir à définir laquelle présente la plus forte sensibilité au clivage.

Néanmoins, afin d'y parvenir, une partie expérimentale conséquente a été mise en place. En effet, tous les matériaux ont été caractérisés, aussi bien leur comportement que la résistance à la rupture fragile des deux parties pouvant être sujets au clivage. Une maquette étant à disposition, celle-ci a permis de prélever de nombreuses éprouvettes pour parvenir à nos fins.

La partie expérimentale a également été mise à profit pour développer et mettre en place une méthodologie permettant de répondre à la problématique de l'étude. Celle-ci est validée au cours de ce chapitre. Les prélèvements d'éprouvettes et les essais réalisés sont donc présentés, ainsi que les résultats obtenus.

En outre, afin de compléter les données issues de la partie expérimentale, les essais menés ont été analysés par calculs aux éléments finis. La mise au point de ces derniers et les modèles sont discutés. Cette analyse numérique a permis d'apporter de nombreuses informations permettant d'expliquer les résultats expérimentaux.

A partir des données expérimentales et des résultats de calcul, les paramètres du modèle en contrainte seuil ont été identifiés et celui-ci a été utilisé pour interpréter les probabilités de rupture des éprouvettes de caractérisation de la résistance à la rupture fragile de l'acier ferritique et de sa ZAT.

Enfin, les probabilités de rupture obtenues pour les deux cas de fissure traités sont comparées de manière à conclure quant au cas de fissure qui favorise le plus le clivage. Des niveaux limites de sollicitations mécaniques ont pu être exprimés pour chaque configuration afin de garantir un risque de rupture fragile nul et par là-même, l'intégrité de la liaison bimétallique.

I. Présentation de la maquette avec liaison bimétallique

I.1. Présentation générale de la maquette

La maquette ayant servi de support expérimental pour cette étude est une maquette tubulaire comprenant une liaison bimétallique, équivalente à celles des circuits primaires de refroidissement de réacteur de seconde génération. Celle-ci a été réalisée au CEA de Saclay par le LTA (Laboratoire des Technologies d’Assemblage) et correspond à une échelle $\frac{1}{4}$ par rapport aux équipements des parcs nucléaires [CEA 11]. Aussi, son diamètre extérieur est de 168 mm, l’épaisseur est de 16,8 mm et la longueur de la maquette est d’environ 230 mm.

Les matériaux de base constituant la liaison bimétallique sont l’acier ferritique 16MND5 à l’état trempé revenu (A508 Cl.3), et l’acier austénitique 316L. Le métal d’apport utilisé pour cet assemblage est l’inconel 82. Rappelons que cet alliage n’est désormais plus utilisé car il est très sensible à la corrosion sous contrainte. Les compositions chimiques de chacun des matériaux sont données dans le tableau III-1, ainsi que les caractéristiques en traction des certificats matière à température ambiante (tableau III-2). Notons que la partie en acier ferritique a été usinée à partir d’une virole de cuve qui avait pu être acquise par le LISN et que tous les matériaux respectent la norme RCC-M.



Figure III-1 : Maquette avec liaison bimétallique

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Co	Nb	Fe
316L	0,015	0,50	1,36	0,031	0,001	16,75	11,21	2,14	0,3			0,099		Bal.
16MND5	0,17	0,25	1,44	0,004	0,002	0,2	0,75	0,51	0,01	0,016		0,004	0,001	Bal.
INCO 82	0,005	0,12	3,10	0,002	0,002	20,49	Bal.	0,01	0,01		0,30	0,02	2,69	0,15

Tableau III-1 : Composition chimique des matériaux constituant la maquette (% massique) [AYR 10]

	Limite d'élasticité à 0,2% (MPa)	Limite à la rupture (MPa)	Allongement (%)
316L	302	593	51
16MND5	480	629	25
INCO 82	400	620	35

Tableau III-2 : Caractéristiques mécaniques des matériaux à température ambiante [AYR 10]

I.2. Fabrication de la maquette

Les principales étapes de la fabrication de la maquette sont présentées ci-après. Dans un premier temps, le tube en acier ferritique a été chanfreiné à 25° à une extrémité (figure III-2). Une opération de beurrage a ensuite été réalisée sur le tube en 16MND5, ce qui consiste à venir déposer une couche d'inconel 82 à l'endroit du chanfrein (figure III-3). Cette opération permet de limiter les effets de migration d'éléments au cours de la soudure par des effets de dilution afin de préserver de bonnes caractéristiques mécaniques au niveau de la ZAT de l'acier ferritique, sans trop faire évoluer sa microstructure. Le beurrage en inconel 82 a ensuite été usiné de façon à obtenir un chanfrein double-pente, alors que la même opération a été réalisée sur le tube en acier austénitique (figure III-4).

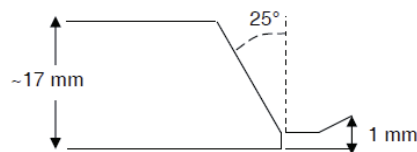


Figure III-2 : Chanfrein usiné sur le tube en 16MND5 avant beurrage

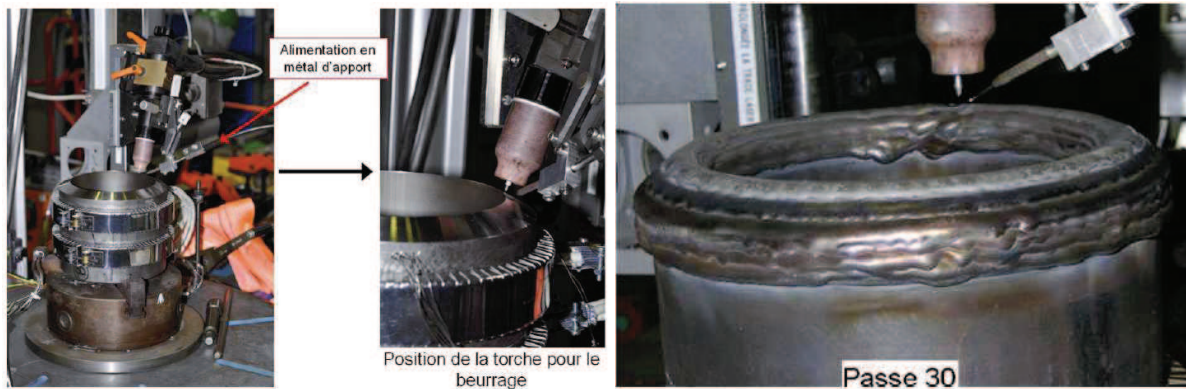


Figure III-3 : Illustrations de l'opération de beurrage [AYR 10]

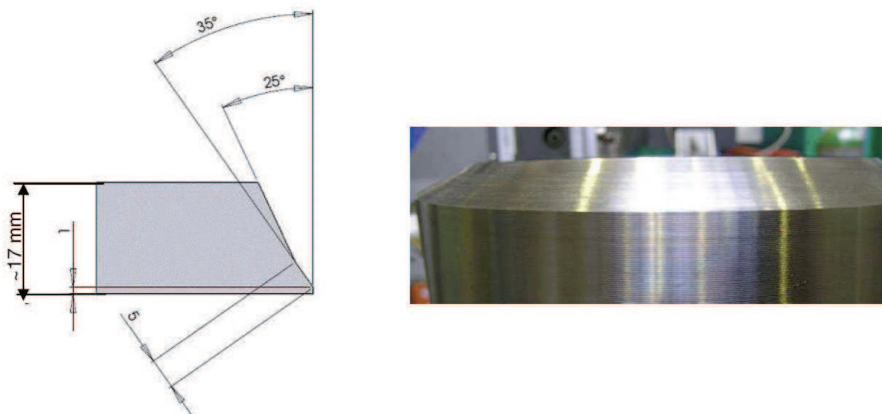


Figure III-4 : Usinage du chanfrein double-pente [AYR 10]

Les deux tubes ont ensuite été présentés, et un pointage au TIG manuel a été effectué, avant de réaliser la passe de racine avec le même procédé (figure III-5). Enfin, une dizaine de passes de soudure ont conduit au remplissage du joint soudé à l'aide du procédé TIG automatique (figure III-6).

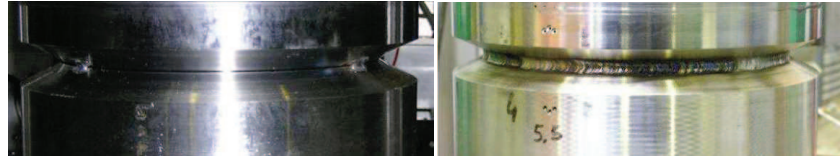


Figure III-5 : Illustration du pointage (à gauche) et de la passe de racine (à droite) [AYR 10]

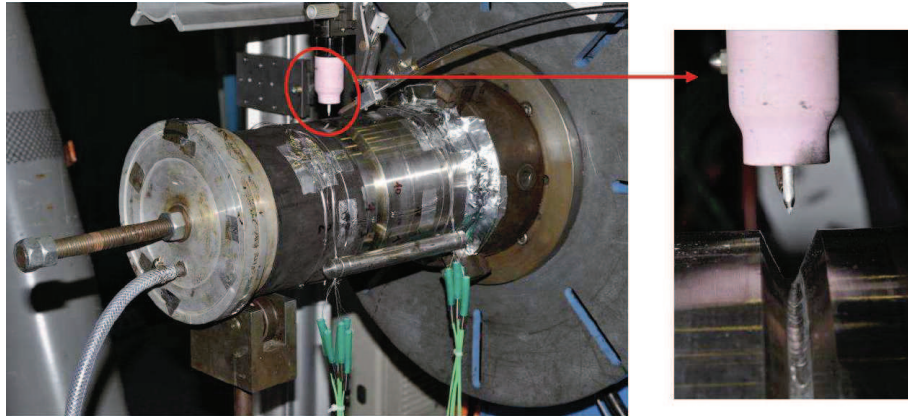


Figure III-6 : Remplissage de la soudure avec le métal d’apport en TIG automatique

Enfin, la maquette a subi un traitement thermique de détensionnement dans un four au LISN, conformément aux recommandations habituelles pour ce type de soudure.

I.3. Caractérisation de la liaison bimétallique

I.3.1. Microstructures

La liaison bimétallique a pu être polie et attaquée au nital à 2% pour révéler le 16MND5 et sa ZAT. En outre, une attaque à l’acide oxalique a été réalisée de manière à faire ressortir l’inconel 82 et le 316L. La figure III-7 montre les différentes zones de la liaison bimétallique, et révèle une ZAT d’environ 5 mm de large.

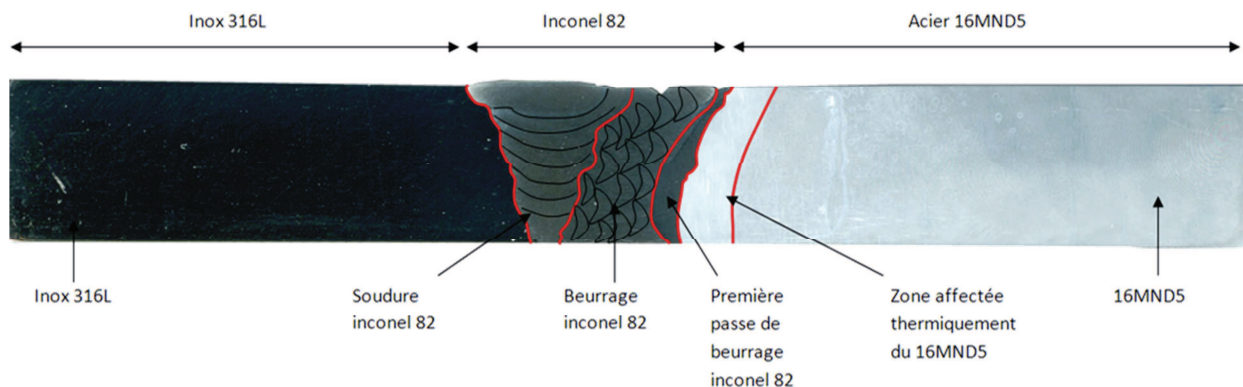


Figure III-7 : Zones de la liaison bimétallique

Des observations au microscope ont également été menées afin de comparer la taille des grains dans le 16MND5 et sa ZAT. Les figures III-8 et III-9 montrent que la structure dans la ZAT est beaucoup plus fine que dans le métal de base. En effet, la taille des grains dans la ZAT est en moyenne inférieure à 10 μm alors qu’elle vaut le double dans le 16MND5. La figure III-10 montre un raffinement de la structure de la ZAT à l’approche de l’inconel 82. La structure reste ferrito-perlitique (figures III-11 & 12) et il est possible d’observer un liseré d’éléments précipités à l’interface avec l’inconel 82. Enfin, la structure de l’inconel est dendritique (figure III-13).

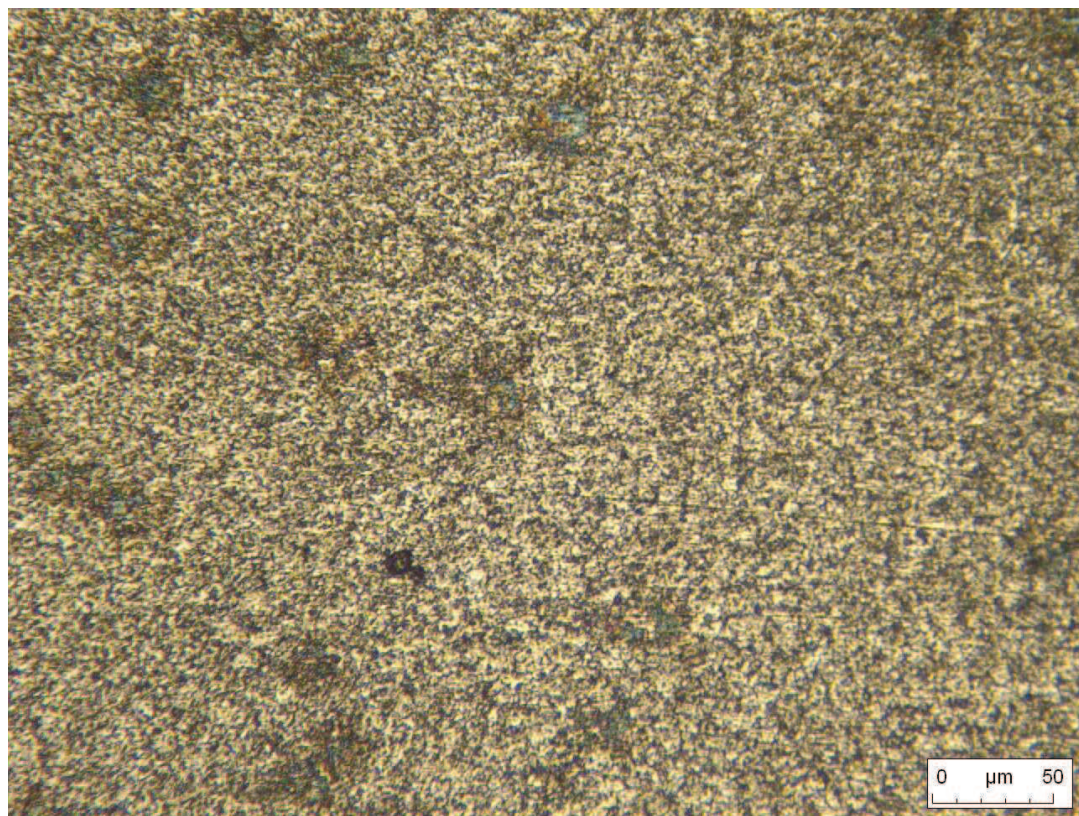


Figure III-8 : Micrographie de la ZAT du 16MND5

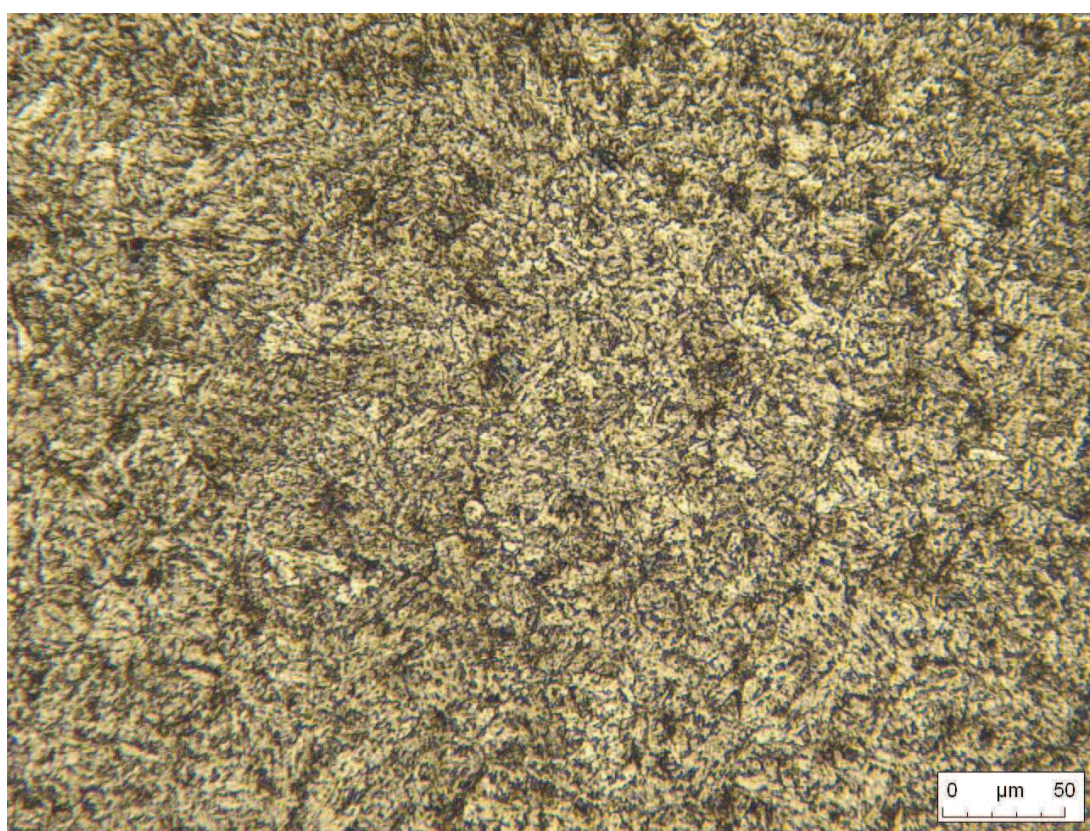


Figure III-9 : Micrographie du 16MND5

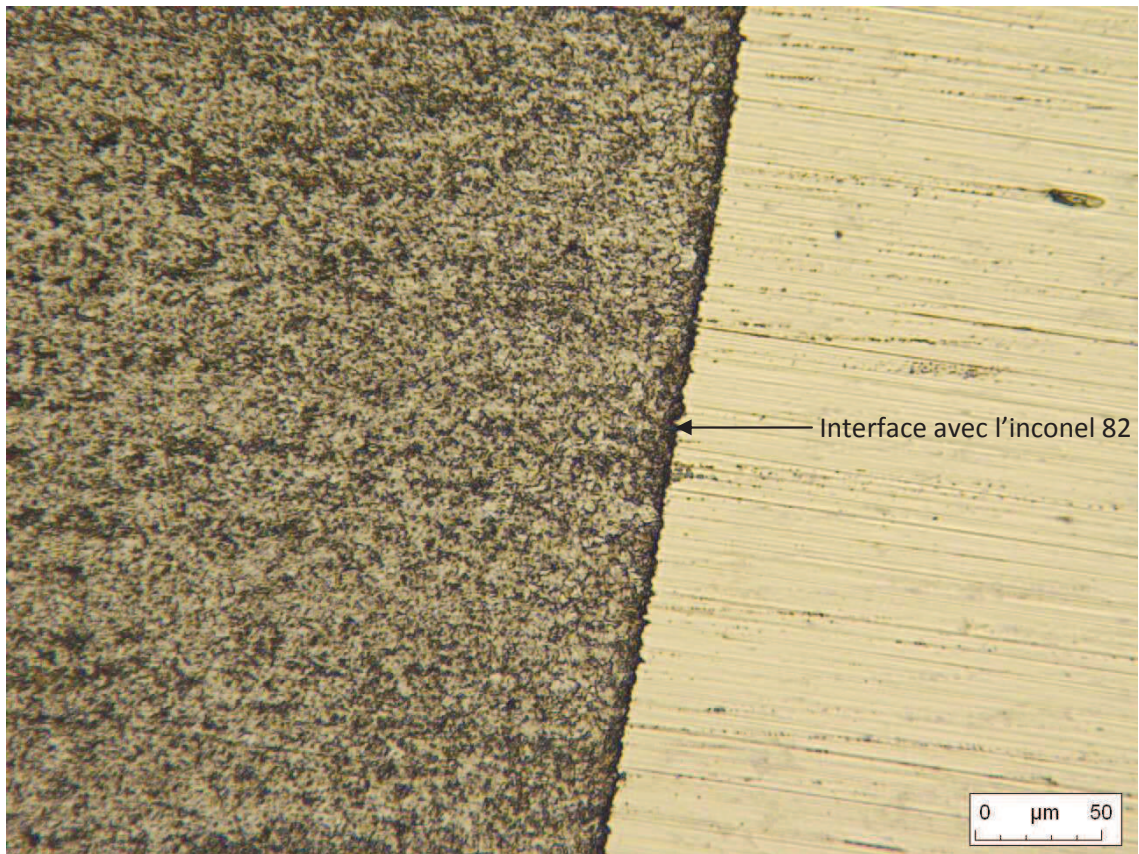


Figure III-10 : Micrographie de l'interface ZAT du 16MND5 / Inconel 82

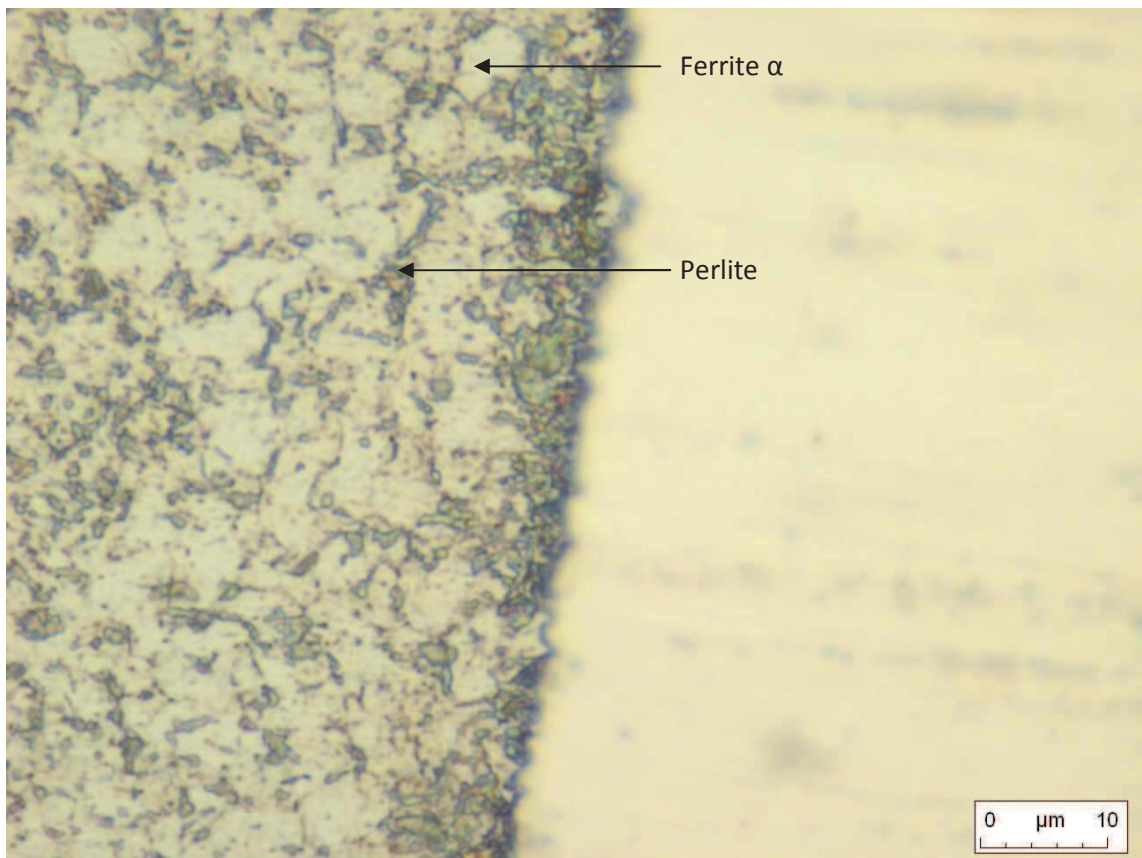


Figure III-11 : Micrographie de l'interface ZAT du 16MND5 / Inconel 82

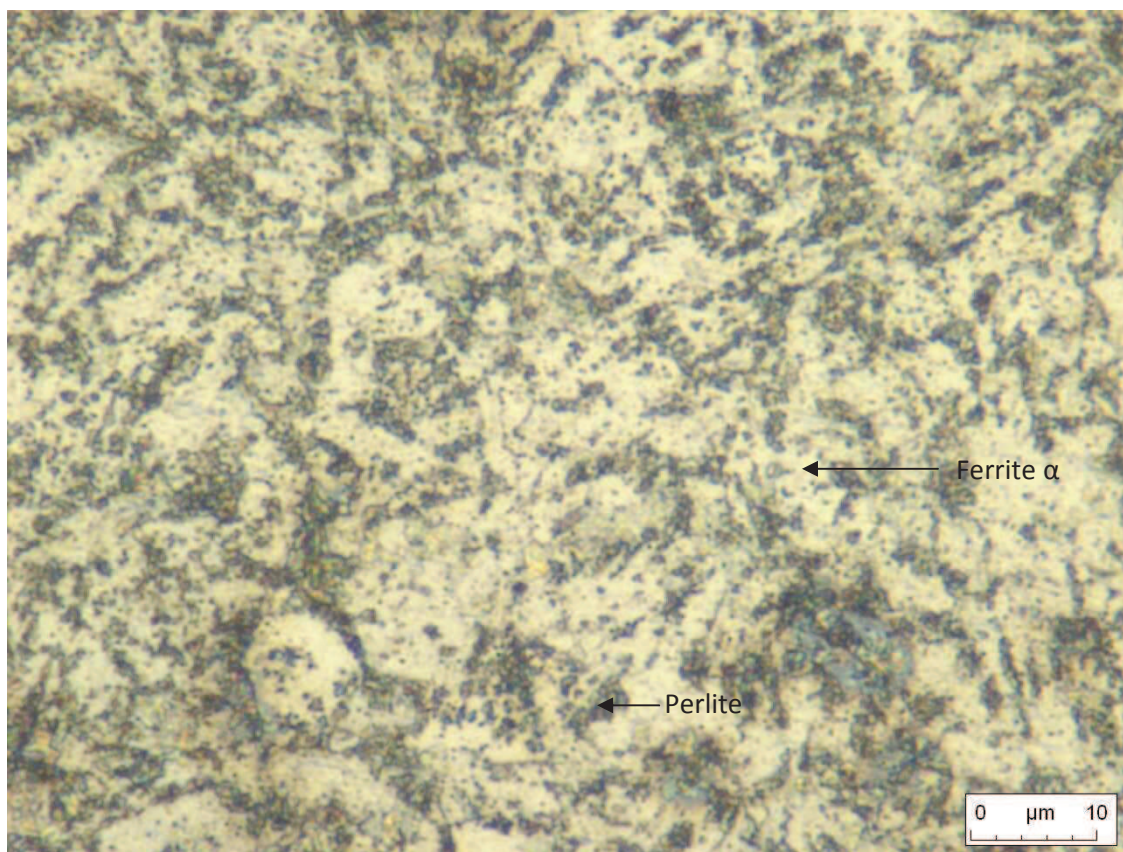


Figure III-12 : Micrographie du 16MND5



Figure III-13 : Micrographie de l'inconel 82

I.3.2. Mesures de duretés

Des mesures de micro-dureté ont été réalisées à travers la liaison bimétallique. Trois filiations distinctes ont été définies, à savoir une en pied de soudure, une à mi-épaisseur et une en tête de soudure. La figure III-14 présente les profils de duretés obtenus pour un chargement de 1kg. La dureté moyenne de la ZAT (220 HV) est légèrement supérieure à celle du métal de base (205 HV), ce qui est normal puisque les grains y sont plus fins. Pour ceux-ci, il y a très peu d'écart entre les valeurs du pied et de la tête de la soudure. En revanche, l'inconel 82 du joint soudé et du beurrage présente de fortes dispersions sur les valeurs de dureté. En effet, en tête de soudure, la dureté est d'environ 215 HV alors qu'elle oscille autour de 250 HV en pied de soudure. La zone de transition entre la ZAT et l'inconel révèle une augmentation constante de la dureté, tout comme le passage de l'acier 316L à l'inconel.

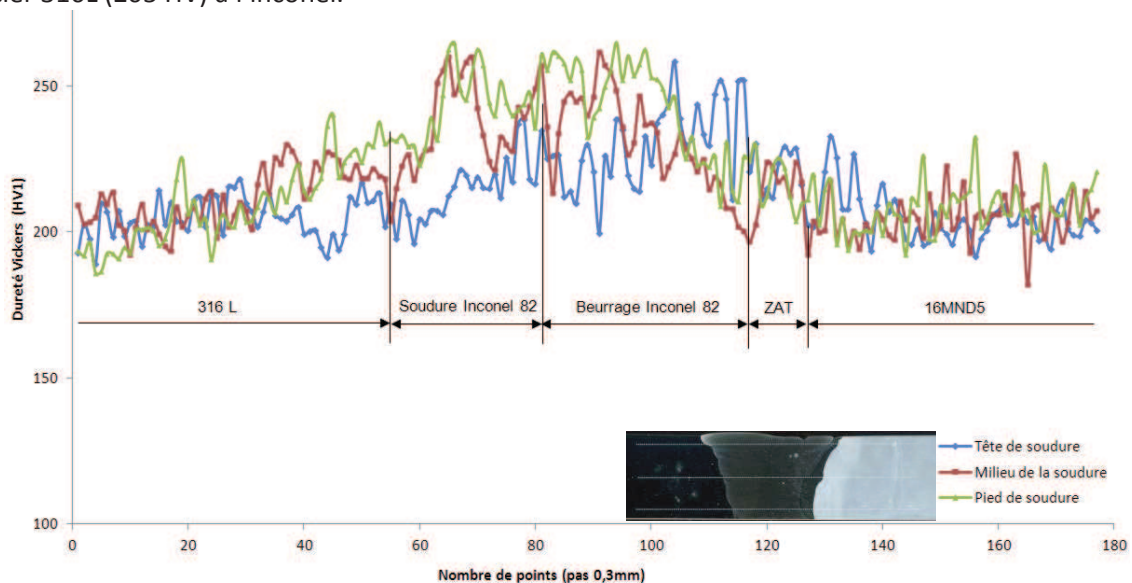


Figure III-14 : Micro-duretés à travers la liaison bimétallique

II. Partie expérimentale

II.1. Objectifs de la partie expérimentale

La partie expérimentale de cette étude avait plusieurs objectifs, le principal étant de comparer le comportement à rupture de la ZAT avec celui du 16MND5. La maquette étant de taille restreinte, le nombre d'éprouvettes à prélever était limité et un choix a dû être fait quant à la température des essais. En effet, la détermination des paramètres du modèle en contrainte seuil nécessite un nombre d'essais significatif. Aussi, il a été décidé de favoriser des conditions de clivage en réalisant les essais sur lesquels s'appuie la comparaison à une seule température situant les matériaux dans le bas de la transition fragile-ductile, à savoir -130°C . Par la suite, le modèle en contrainte seuil, et en particulier la fonction de sensibilité F , ont donc été recherchés pour cette seule température.

Dans un premier temps, il a été nécessaire de déterminer les courbes de traction de chaque matériau à -130°C , données qui ont été utilisées pour les analyses numériques des essais. De même pour les essais permettant de déterminer la contrainte seuil du modèle qui ont été réalisés à -170°C . En outre, les comportements à rupture de la ZAT et du 16MND5 ont dû être caractérisés.

Par souci de clarté, le détail des résultats expérimentaux est disponible en annexe 6. Seuls les résultats nécessaires à la compréhension de l'exploitation sont présentés dans cette partie.

II.2. Prélèvement des éprouvettes dans la maquette

II.2.1. Types d'éprouvettes prélevées

Les principaux types d'éprouvettes prélevées dans la maquette sont présentés ci-après.

Eprouvettes axisymétriques entaillées AE

Les éprouvettes axisymétriques entaillées remplissent deux fonctions. En effet, celles-ci permettent de déterminer les courbes de traction des matériaux mais également la valeur de la contrainte seuil du modèle de probabilités de rupture grâce à une analyse par éléments finis ultérieure.

Un dispositif expérimental innovant a été développé au LISN pour réaliser les essais de traction sur ce type d'éprouvette (annexe 4). Celui-ci permet de les maintenir à température constante dans une enceinte thermique pendant un essai de traction sur une machine Instron mécanique de 100 kN et d'enregistrer le profil de l'éprouvette en temps réel à l'aide de nappes laser. La précision de ces dernières est de l'ordre du micron assurant ainsi une excellente qualité des résultats. Aussi, connaissant l'effort exercé sur l'éprouvette et sa géométrie à tout instant, il est possible d'en déduire les contraintes appliquées à la section en fond d'entaille.

Ce type d'éprouvette présente l'intérêt de développer très peu de plasticité à très basse température pour des aciers ferritiques, ce qui permet d'identifier la contrainte seuil de clivage.

Eprouvettes prismatiques entaillées

Une géométrie d'éprouvette de traction spécifique a été développée pour cette étude (figure III-15). En effet, la taille réduite de la maquette ne permettait pas de prélever des éprouvettes AE pour caractériser tous les matériaux, comme la ZAT. Celles-ci ont les mêmes vocations que les éprouvettes AE, à savoir déterminer les courbes de traction et la contrainte seuil, mais présentent l'intérêt d'avoir une taille très réduite. Comme pour les éprouvettes AE, c'est la section en fond d'entaille qui est la plus sollicitée (figure III-16). Les dimensions de ces éprouvettes ont été optimisées de manière à avoir des contraintes dans cette section les plus homogènes possibles (figure III-17). Le même procédé expérimental est mis en œuvre, à savoir un suivi de profil en temps réel avec des nappes laser au cours d'un essai de traction. Il est à noter qu'une géométrie semblable, mais sans entaille, avait déjà été validée par Ancelet [ANC 10, 11] pour déterminer les courbes de traction : on parle alors d'éprouvette « prismatique lisse ».

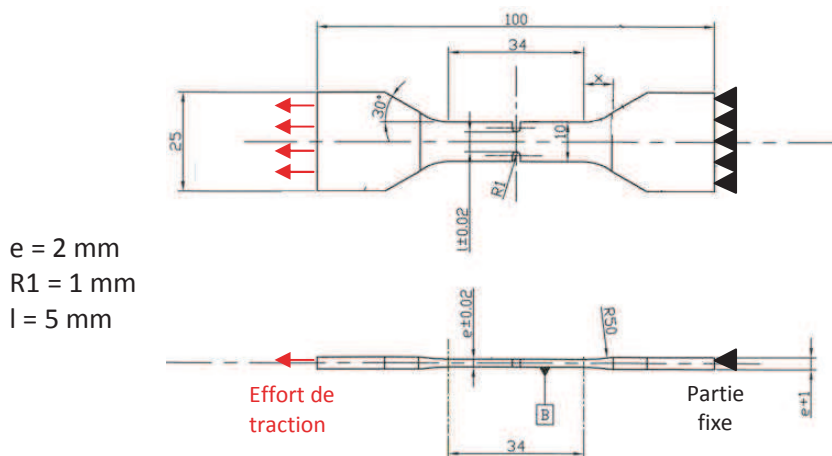


Figure III-15 : Géométrie des éprouvettes prismatiques

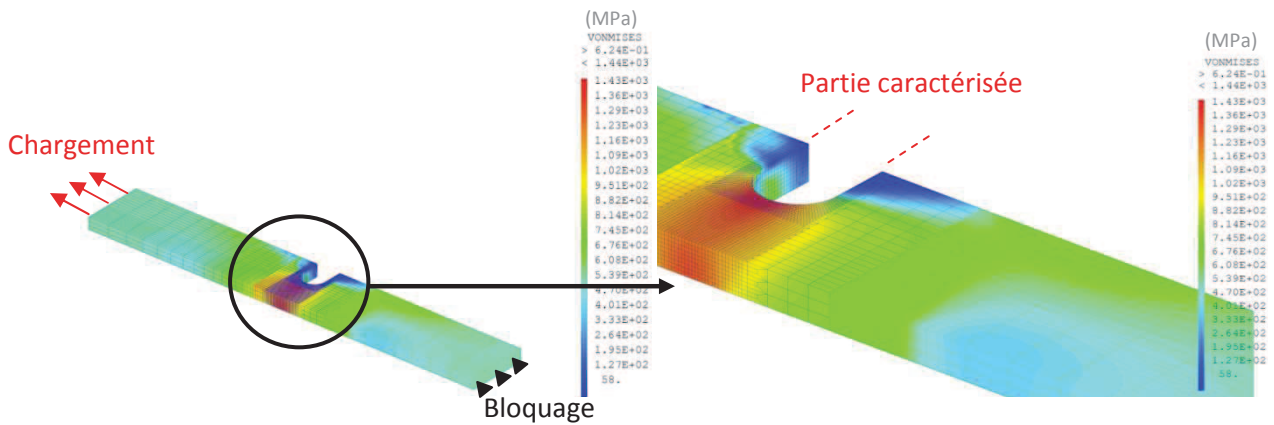


Figure III-16 : Répartition des contraintes de Von Mises dans 1/4 d'éprouvette

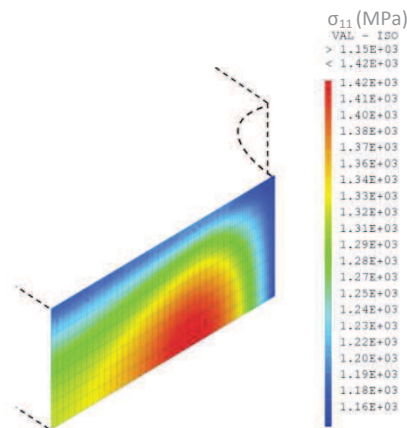


Figure III-17 : Répartition de la contrainte principale dans 1/4 de section de rupture d'éprouvette

Eprouvettes CT

Les éprouvettes CT sont utilisées pour caractériser le comportement à rupture des matériaux, comme on a pu le voir dans le chapitre précédent.

II.2.2. Bilan des prélèvements

Les prélèvements qui ont été réalisés pour chaque matériau sont présentés ci-après, en rappelant l'objectif des essais.

Acier austénitique 316L

Deux éprouvettes prismatiques ont été prélevées dans le 316L afin de déterminer la courbe de traction de ce matériau à -130°C, à savoir une lisse et une entaillée. En effet, le fait de comparer la courbe de traction donnée par les deux éprouvettes devait permettre de valider la géométrie des éprouvettes entaillées si le résultat était similaire. Par ailleurs, une éprouvette axisymétrique lisse a été prévue pour déterminer la courbe de traction et s'assurer que les éprouvettes prismatiques donnent un résultat équivalent.

Matériau caractérisé	Type d'éprouvette	Nombre d'éprouvettes	Température d'essai	Objectifs
316L	Prismatique lisse	1	-130°C	Courbe de traction
	Prismatique entaillée	1	-130°C	Courbe de traction
	Axisymétrique lisse Ø8	1	-130°C	Courbe de traction

Tableau III-3 : Essais de caractérisation prévus sur le 316L

Précisons que la maquette étant de taille réduite, les prélèvements dans le 316L ont été réalisés dans le même tube que celui ayant servi à fabriquer la maquette, mais pas dans la maquette directement de façon à préserver assez de matière pour les prélèvements dans l’inconel 82 et la ZAT (figure III-18).

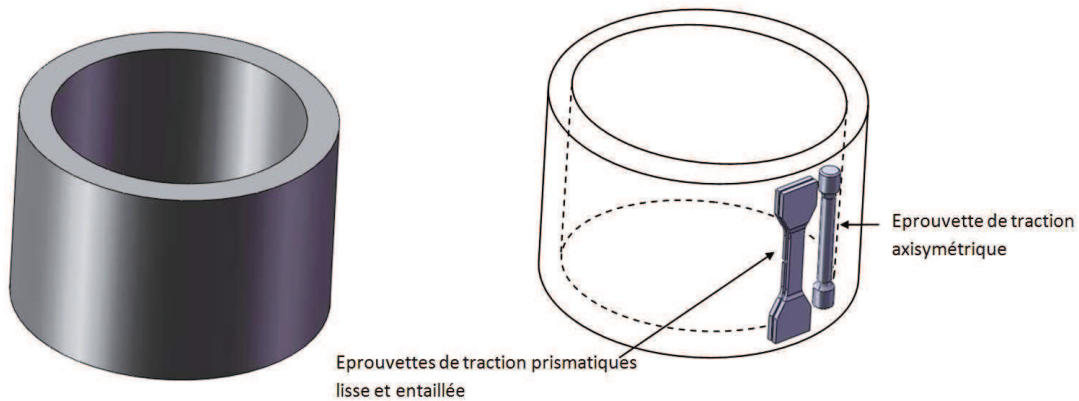


Figure III-18 : Prélèvement des éprouvettes dans le 316L

Inconel 82

Pour la caractérisation de l’inconel 82, deux éprouvettes prismatiques entaillées ont été prélevées afin de déterminer la courbe de traction de ce matériau à -130°C et à -170°C (figure III-19).

Matériau caractérisé	Type d'éprouvette	Nombre d'éprouvettes	Température d'essai	Objectifs
Inconel 82	Prismatique entaillée	1	-130°C	Courbe de traction
	Prismatique entaillée	1	-170°C	Courbe de traction

Tableau III-4 : Essais de caractérisation prévus sur l'inconel 82

ZAT du 16MND5

La courbe de traction de la ZAT du 16MND5 devait également être déterminée pour -130°C et -170°C. Les essais à la plus basse des températures devaient également permettre de déterminer ultérieurement la valeur de la contrainte seuil du modèle. Aussi, 14 éprouvettes prismatiques entaillées ont été prélevées en prenant soin de placer l'entaille des éprouvettes dans la ZAT (figure III-20). De plus, afin de caractériser le comportement à rupture de celle-ci, 20 éprouvettes CT12 ont été usinées. Néanmoins, la taille réduite de la maquette a conduit à la diminution en épaisseur de ces éprouvettes à 5 mm au lieu de 12 mm. Il est à noter que l'usinage de ces éprouvettes a été riche en difficultés face à la non régularité de la soudure et à la nécessité de placer l'entaille des éprouvettes au plus près de l'interface Inconel 82/ZAT (figure III-21).

Matériau caractérisé	Type d'éprouvette	Nombre d'éprouvettes	Température d'essai	Objectifs
ZAT du 16MND5	Prismatique entaillée	2	-130°C	Courbe de traction
	Prismatique entaillée	12	-170°C	Courbe de traction et contrainte seuil
	CT12ep5	20	-130°C	Comportement à rupture

Tableau III-5 : Essais de caractérisation prévus sur la ZAT du 16MND5

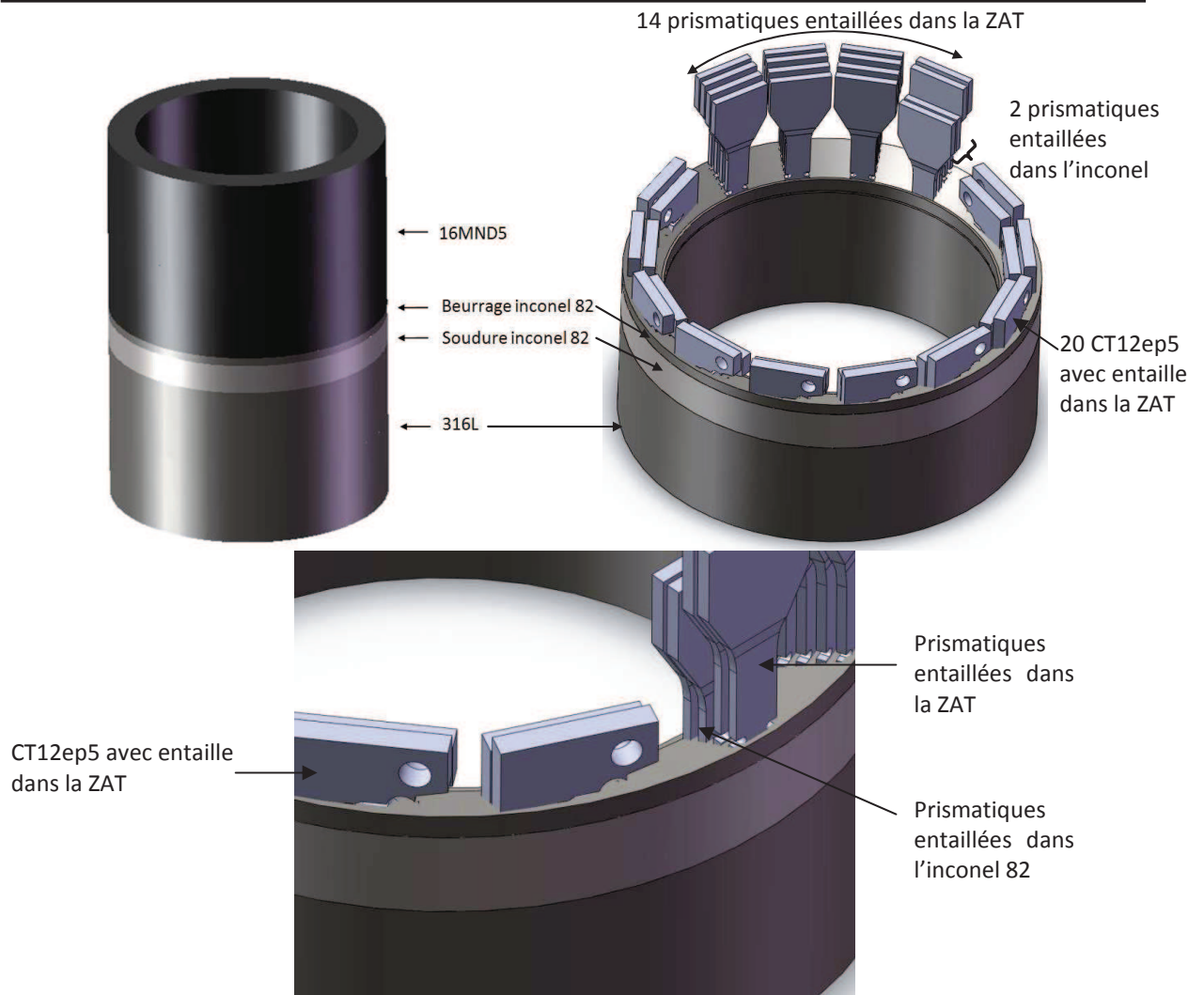


Figure III-19 : Prélèvement des éprouvettes dans la ZAT du 16MND5 et dans l'inconel 82

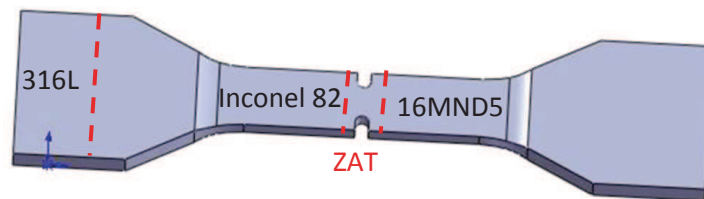


Figure III-20 : Epreuve prismatique entaillée pour la caractérisation de la ZAT du 16MND5

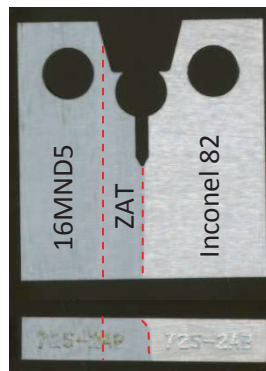


Figure III-21 : Exemple d'éprouvette CT12ep5 pour caractériser la ZAT du 16MND5

16MND5

Enfin, des éprouvettes ont été usinées dans le 16MND5. En revanche, la matière restante de la maquette n'étant pas suffisante, les éprouvettes ont été prélevées dans le cylindre qui a été retiré pour réaliser l'évidement du tube en 16MND5. Comme pour l'acier austénitique, une éprouvette de traction axisymétrique, une de traction prismatique lisse ont été usinées pour s'assurer de la validité des courbes de traction déterminées avec les 12 éprouvettes prismatiques entaillées. Des éprouvettes CT12 ont également été prélevées mais avec deux épaisseurs différentes. En effet, de façon à s'affranchir de tout effet de géométrie lors de la comparaison avec la ZAT, 5 CT12 d'épaisseur 5 mm ont été réalisées, ainsi que 5 CT12 normalisées. Enfin, 10 éprouvettes axisymétriques ont complété ce programme dans le but de déterminer la contrainte seuil du modèle pour cet acier.

Matériau caractérisé	Type d'éprouvette	Nombre d'éprouvettes	Température d'essai	Objectifs
16MND5	Axisymétrique lisse Ø8	1	-130°C	Courbe de traction
	Axisymétrique entaillée AE2 M14	10	-170°C	Contrainte seuil
	Prismatique lisse	1	-130°C	Courbe de traction
	Prismatique entaillée	2	-130°C	Courbe de traction
	Prismatique entaillée	10	-170°C	Courbe de traction et contrainte seuil
	CT12	5	-130°C	Comportement à rupture
	CT12ep5	5	-130°C	Comportement à rupture

Tableau III-6 : Essais de caractérisation prévus sur le 16MND5

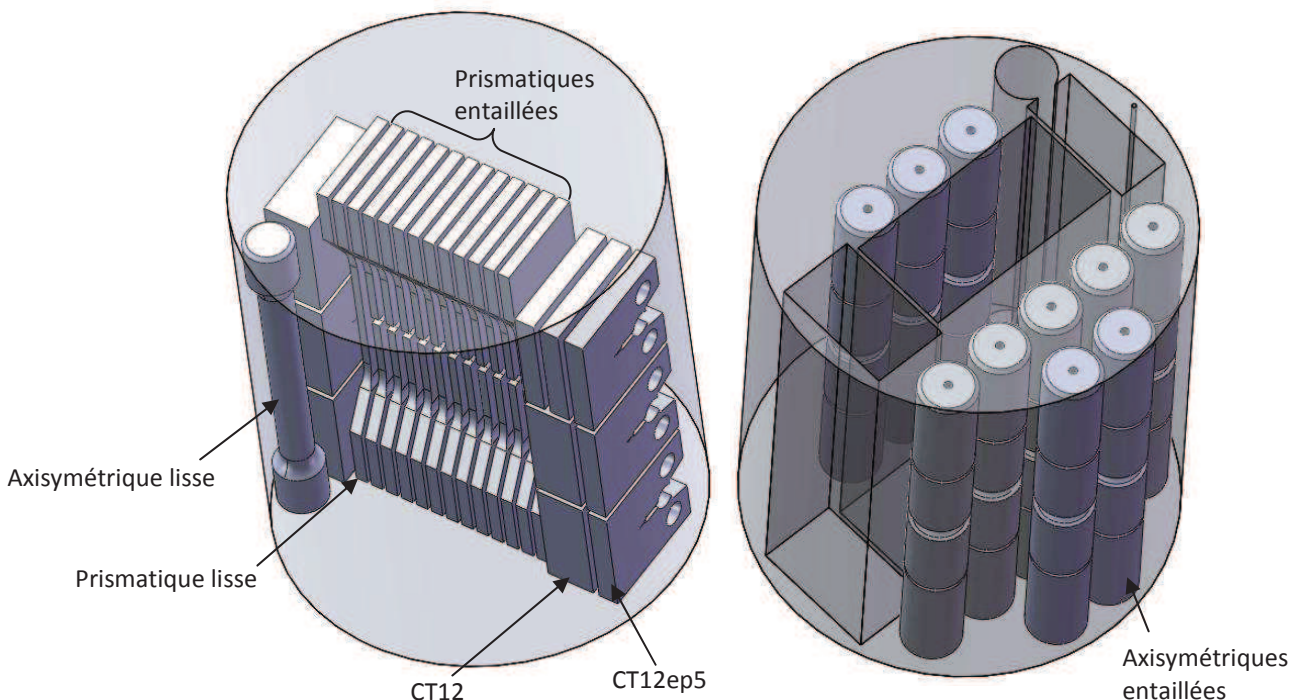


Figure III-22 : Prélèvement des éprouvettes dans le cylindre en 16MND5

II.3. Caractérisation des matériaux en traction monotone

II.3.1. Validation de l'utilisation des éprouvettes prismatiques entaillées

Afin d'être en mesure d'utiliser les éprouvettes prismatiques entaillées pour déterminer les courbes de traction, il était nécessaire de s'assurer que les mesures réalisées étaient pertinentes. Aussi, nous donnons ici l'exemple de la comparaison entre la courbe de traction du 16MND5 à -130°C obtenue à partir de l'éprouvette de traction axisymétrique lisse et celle déduite d'un des essais sur éprouvette de traction prismatique entaillée.

Les deux essais de traction monotone ont été menés avec le même dispositif expérimental, dans les mêmes conditions de température, et avec une vitesse de déplacement de traverse identique (0,1 mm/min). Ancelet est parvenu à définir une procédure d'exploitation des données aboutissant à l'obtention de la courbe de traction d'un matériau à partir d'une éprouvette axisymétrique lisse, en s'appuyant sur les travaux de Bridgman. La figure III-23 donne les courbes de traction rationnelles obtenues pour l'éprouvette de traction axisymétrique lisse, dans les deux directions de mesure des nappes laser.

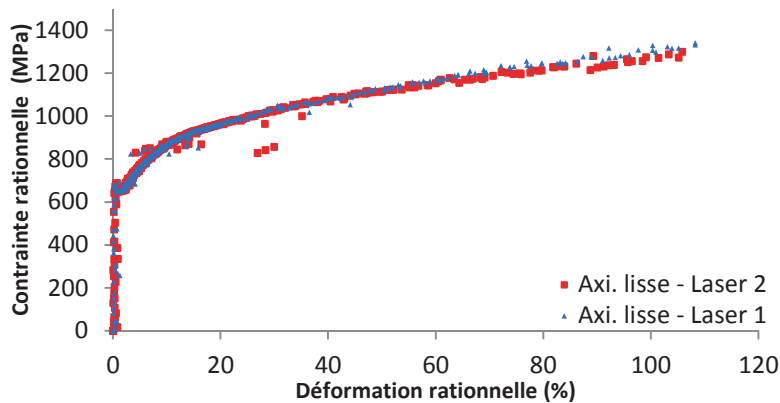


Figure III-23 : Courbes de traction rationnelles du 16MND5 déterminée à partir de l'essai sur éprouvette axisymétrique lisse à -130°C

Quant à l'exploitation de l'essai sur éprouvette prismatique entaillée, celle-ci se décompose en plusieurs étapes. Rappelons que les dimensions de la largeur et de l'épaisseur sont connues à chaque instant, ainsi que l'effort appliqué à l'éprouvette. Comme Ancelet avait procédé pour les éprouvettes prismatiques lisses, des coefficients empiriques déduits d'analyses numériques ont été déterminés et introduits pour estimer la déformation moyenne de l'éprouvette. En effet, la largeur et l'épaisseur ne se déforment pas de la même manière, ce qui rend difficile l'élaboration d'une courbe de traction moyenne (figure III-24).

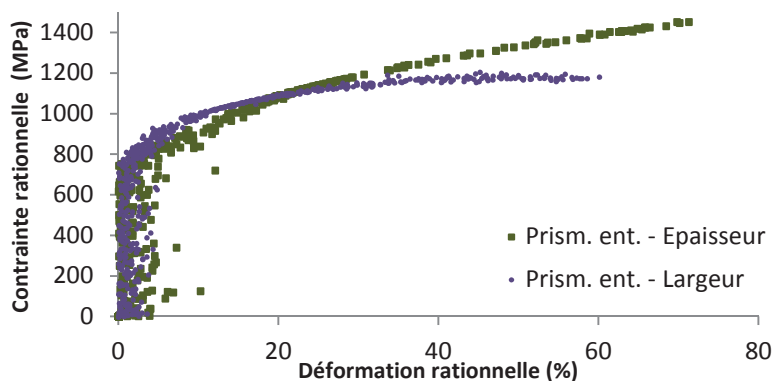


Figure III-24 : Courbes de traction rationnelles du 16MND5 sur la largeur et l'épaisseur d'une éprouvette prismatique entaillée à -130°C

Ancelet avait exprimé la déformation de la largeur d'une éprouvette prismatique lisse avec la relation suivante :

$$dl (\%) = 4,6 \cdot \ln\left(\frac{l_0}{l}\right) \cdot 100$$

avec l_0 la largeur initiale de l'éprouvette prismatique lisse et l la largeur instantanée.

De la même manière, il avait estimé la déformation de l'épaisseur de ce type d'éprouvette selon :

$$de (\%) = 2,4 \cdot \ln\left(\frac{e_0}{e}\right) \cdot 100$$

avec e_0 l'épaisseur initiale de l'éprouvette prismatique lisse et e l'épaisseur instantanée.

Les résultats expérimentaux ont montré qu'il était possible d'estimer une déformation rationnelle moyenne de l'éprouvette selon l'expression suivante :

$$dm(\%) = 0,3 \cdot dl(\%) + 0,7 \cdot de(\%)$$

Enfin, la contrainte rationnelle est calculée de manière classique, c'est-à-dire en ramenant l'effort appliqué à l'éprouvette à la section instantanée.

La figure III-25 révèle une excellente corrélation entre la courbe de comportement moyenne rationnelle déterminée sur l'éprouvette prismatique entaillée et celle obtenue à partir de l'éprouvette axisymétrique lisse pour le 16MND5. Cette procédure a également été appliquée pour l'acier austénitique, et les résultats se sont avérés tout à fait probants (figure III-26).

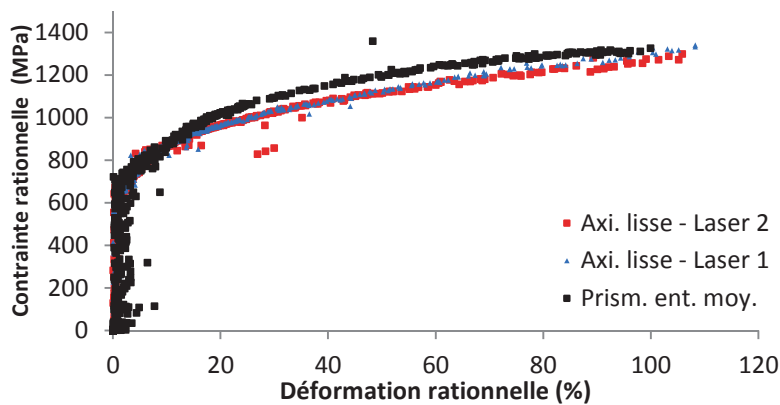


Figure III-25 : Courbe de traction rationnelle moyenne du 16MND5 d'une éprouvette prismatique entaillée à -130°C comparée à celle obtenue sur éprouvette de traction axisymétrique lisse

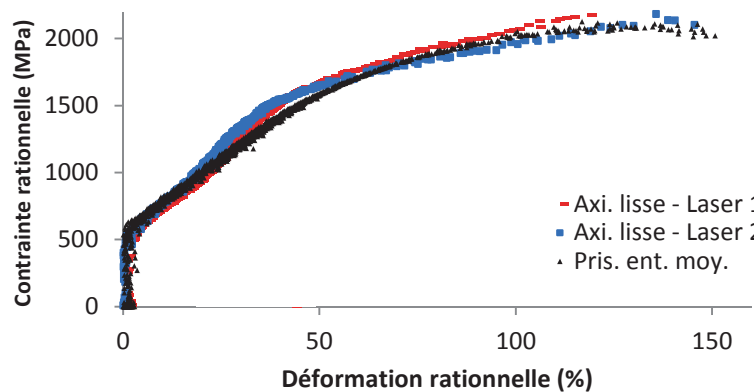


Figure III-26 : Courbe de traction rationnelle moyenne du 316L d'une éprouvette prismatique entaillée à -130°C comparée à celle obtenue sur éprouvette de traction axisymétrique lisse

II.3.2. Courbes de traction à -130°C

Suite à la démonstration de la possibilité d'utiliser les éprouvettes prismatiques entaillées comme support à la détermination des courbes de traction des matériaux, les courbes de traction ont pu être obtenues pour chaque matériau (figure III-27). Tous les essais de traction monotone ont été menés avec le même dispositif expérimental à -130°C +/- 1°C. La vitesse de déplacement de la traverse de la machine de traction Instron mécanique 100 kN était de 0,1 mm/min et la cellule de force utilisée était une 20 kN. La figure III-27 présente les courbes de traction déterminées pour chaque matériau à -130°C.

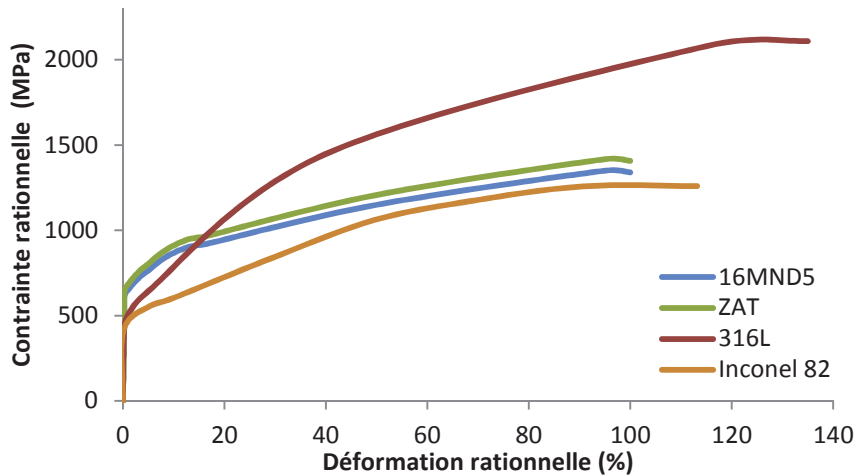


Figure III-27 : Courbes de traction des matériaux de la liaison bimétallique à -130°C

II.3.3. Courbes de traction à -170°C

Les courbes de traction ont également été recherchées à -170°C, en procédant de la même manière. En revanche, les premiers essais de traction monotone sur les éprouvettes de caractérisation de la ZAT ont montré une forte plastification et déformation de l'inconel proche de l'entaille. Aussi, les éprouvettes suivantes ont été modifiées et la longueur l a été réusinée à 4 mm au lieu de 5 mm afin de limiter ce phénomène et ne pas fausser les mesures. Par ailleurs, la courbe de traction du 316L n'a pas été déterminée à cette température puisqu'elle n'était pas utile pour la suite. La figure III-28 présente ces courbes.

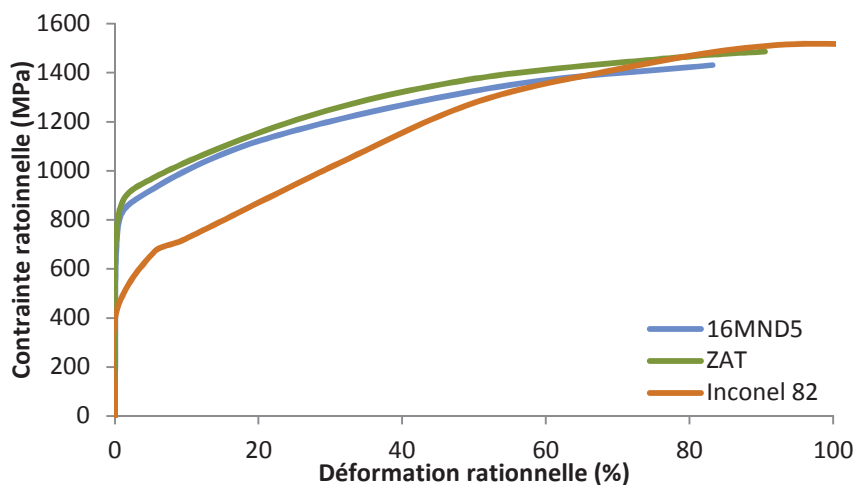


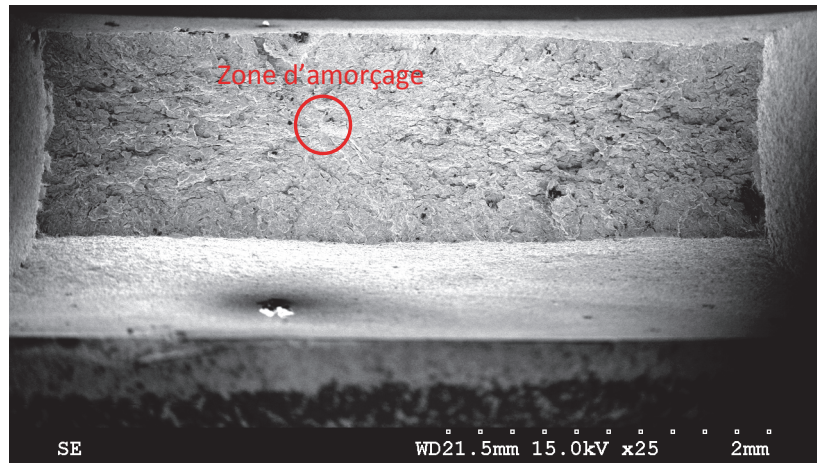
Figure III-27 : Courbes de traction des matériaux de la liaison bimétallique à -170°C

II.3.4. Faciès de rupture des éprouvettes prismatiques entaillées

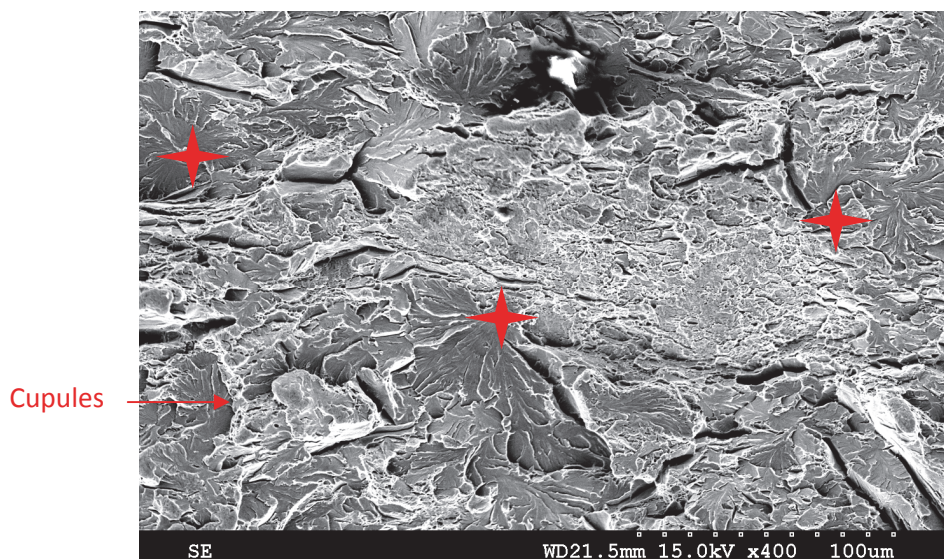
Rappelons que les éprouvettes prismatiques entaillées destinées à caractériser le 16MND5 et la ZAT à -170°C ont également pour objectif de déterminer la contrainte seuil de clivage du modèle. Aussi, quelques faciès de rupture ont été observés au MEB afin de s'assurer que seules des ruptures par clivage avaient eu lieu. Les faciès étudiés sont ceux des éprouvettes ayant rompu pour les plus petites et les plus grandes déformations. Lors de ces observations, tous les sites d'amorçage principaux ont été localisés afin de s'assurer qu'ils correspondaient aux zones où la contrainte principale est maximale.

16MND5

La figure III-28 montre un faciès de rupture typique de ce qui a pu être observé. La présence des facettes et des rivières de clivage indique clairement que la rupture de l'éprouvette a été fragile. Néanmoins, il est possible d'observer de petites zones à cupules. La présence de celles-ci peut être due au cisaillement apparaissant lors de la propagation de la rupture. L'emplacement des sites d'amorçage variait d'une éprouvette à l'autre, pouvant se situer au milieu de l'éprouvette ou sur le bord de celle-ci : le clivage n'a donc pas tout le temps eu lieu où la contrainte principale est maximale comme le suggérait la figure III-17.



a) Faciès de rupture global avec localisation de la zone d'amorçage de clivage principale

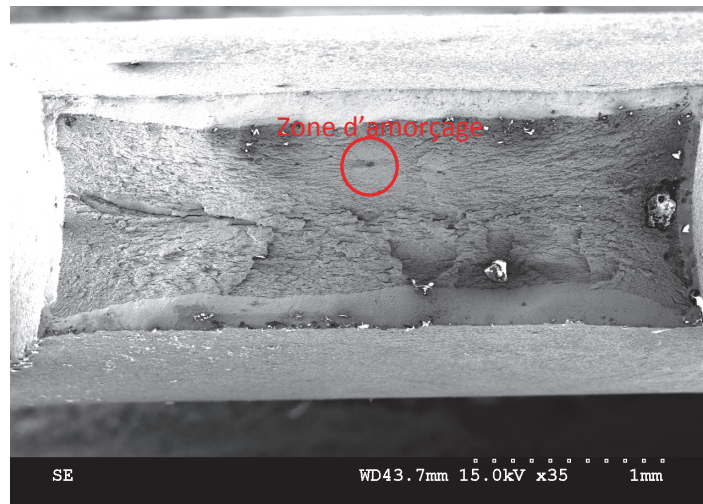


b) Agrandissement de la zone d'amorçage de clivage avec trois sites principaux

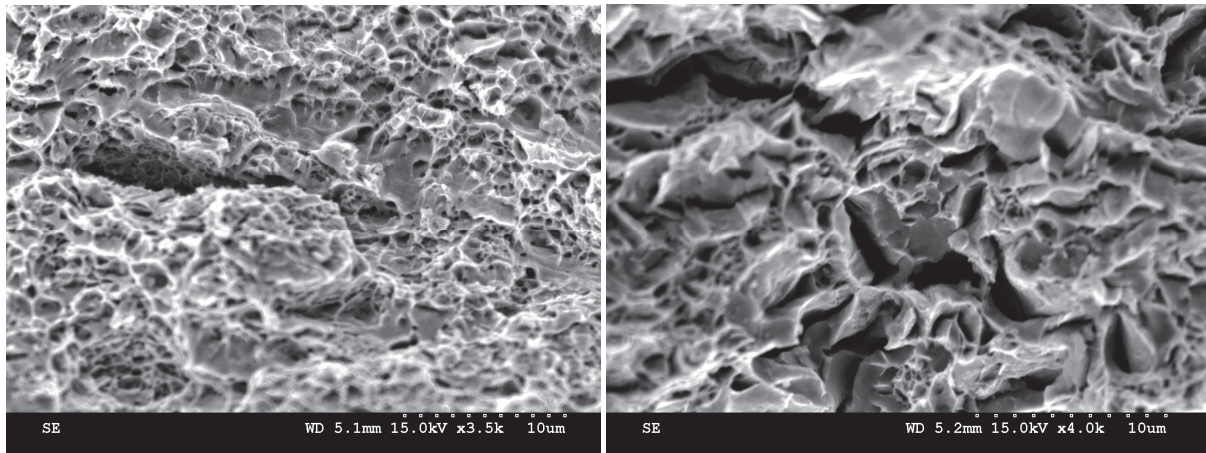
Figure III-28 : Faciès de rupture d'une éprouvette prismatique entaillée en 16MND5 (701-42B)

ZAT du 16MND5

Les éprouvettes caractérisant la ZAT du 16MND5 ont montré des faciès complètement différents. En effet, la figure III-29 révèle une structure chaotique où des cupules apparaissent de façon beaucoup plus abondante, et où les facettes de clivage sont plus petites. Là-encore, une forte plasticité semble s'être développée avant la rupture par clivage qui s'est amorcée sur des microfissures.



a) *Faciès de rupture global avec localisation de la zone d'amorçage de clivage principale*



b) *Aspect général du faciès de rupture*

Figure III-29 : *Faciès de rupture d'une éprouvette prismatique entaillée dans la ZAT (725-20)*

II.4. Plasticité des éprouvettes prismatiques entaillées

Les faciès de rupture des éprouvettes prismatiques entaillées ayant révélé des cupules à -170°C, l'importance de la plasticité a été quantifiée. Aussi, la figure III-30 montre que les sections des éprouvettes se sont fortement déformées. En effet, le rapport de la variation de section à rupture ΔS avec la section initiale S_0 varie de 30 à 45%, pour le 16MND5 et pour sa ZAT. Ces valeurs confirment un développement de plasticité, confirmant les observations réalisées au MEB.

Par ailleurs, précisons que les trois points de la ZAT avec les plus grandes valeurs d'efforts à rupture correspondent aux premiers essais réalisés avec $l=5$ mm alors que tous les autres points sont des éprouvettes avec $l=4$ mm. Ceci explique l'écart des valeurs en termes d'effort à rupture.

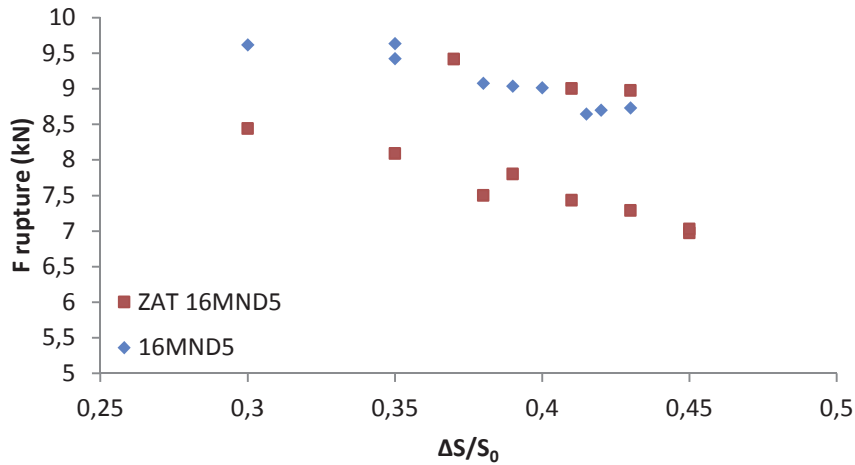


Figure III-30 : Développement de la plasticité dans les éprouvettes prismatiques entaillées

II.5. Essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées

II.5.1. Description des essais

Les essais sur éprouvettes AE en 16MND5 ont été menés de la même manière que pour les éprouvettes prismatiques entaillées. Celles-ci ont été rompues en traction monotone à -170°C afin d'annihiler la plasticité, sur la même machine Instron mécanique, mais avec une cellule de force de 100 kN. La vitesse de déplacement de la traverse était également de 0,1 mm/min. Là encore, les profils des éprouvettes ont été enregistrés en temps réel, ainsi que la force appliquée.

II.5.2. Observations des faciès de rupture

Quelques faciès de rupture des éprouvettes AE ont été observés au MEB pour vérifier que les ruptures avaient bien eu lieu par clivage uniquement. Ceux-ci sont caractéristiques de la rupture fragile car ils présentent des facettes et rivières de clivage (figure III-31). Les sites d'amorçage du clivage ont également été identifiés et se situent principalement au centre des éprouvettes.

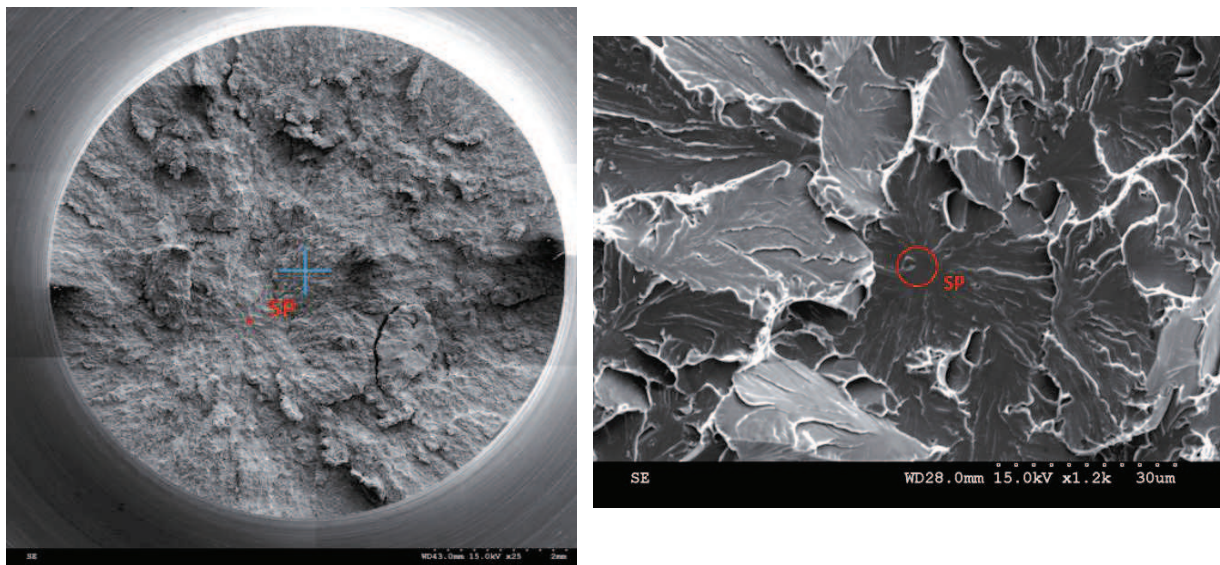


Figure III-31 : Faciès de rupture d'une éprouvette AE en 16MND5 rompue à -175°C avec identification du site principal d'amorçage du clivage (701-42Z)

II.5.3. Plasticité des éprouvettes AE

Une évaluation de la plasticité développée au sein des éprouvettes AE a également été faite, afin de s'assurer que celle-ci était limitée. En effet, cette condition est nécessaire lors de l'étape de détermination de la valeur de la contrainte seuil de clivage du modèle. Comme pour les éprouvettes prismatiques entaillées, la figure III-32 présente les valeurs des rapports de variation de section ΔS à rupture avec la section initiale S_0 . Les déformations sont minimales et peuvent être considérées comme négligeables car elles ne dépassent pas 6%.

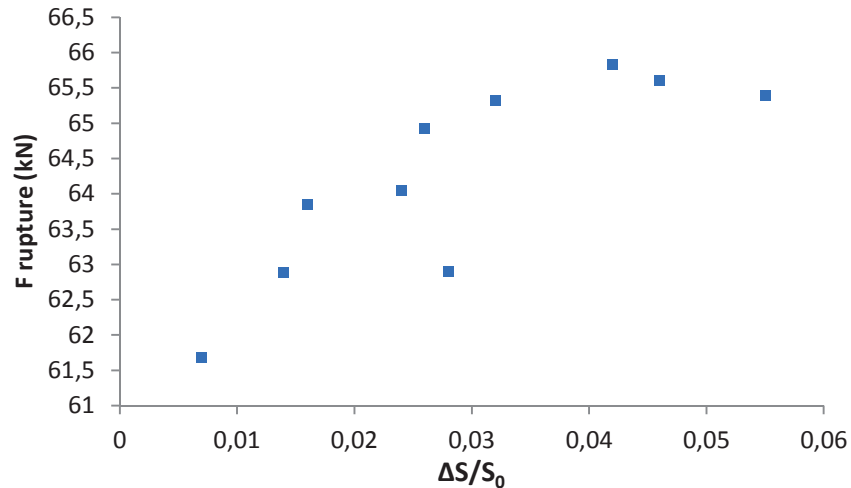


Figure III-32 : Développement de la plasticité dans les éprouvettes axisymétriques entaillées

II.6. Caractérisation du comportement à rupture

Les comportements à rupture de l'acier ferritique 16MND5 et de sa ZAT ont été caractérisés à l'aide d'essais sur éprouvettes CT. Les résultats obtenus permettent de comparer la résistance de chaque matériau et d'en déduire lequel est le plus sensible au clivage. Par ailleurs, comme pour les essais précédents, ceux-ci fournissent des informations nécessaires à l'identification du critère.

II.6.1. Essais de rupture dans le 16MND5

Description des essais

Les éprouvettes CT12 et CT12ep5 ont été pré-fissurées par fatigue sur une machine MTS servo-hydraulique de 100 kN avec un ΔK décroissant allant de 20 à 12 $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ pour minimiser la plasticité en pointe de fissure. La longueur de fissure a été fixée à 1,5 mm.

En outre, les essais ont été réalisés sur la même machine de traction. Une enceinte thermique a permis de maintenir les éprouvettes à $-130^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$. La vitesse de traverse imposée a été fixée à 0,5 mm/min. Au cours de l'essai de traction monotone, la force imposée a été enregistrée, ainsi que l'ouverture de fissure grâce à un extensomètre (clip MTS 632-02F-21).

Résultats

Pour toutes les éprouvettes, les courbes *force-CMOD* ont pu être déterminées. Celles-ci ont également permis de calculer les courbes *J-CMOD* en appliquant la norme ASTM-1820. Les figures III-33 et 34 montrent des exemples de courbes obtenues pour une éprouvette de 12 mm d'épaisseur et une autre de 5 mm. En outre, le tableau III-7 résume les valeurs obtenues pour toutes les éprouvettes.

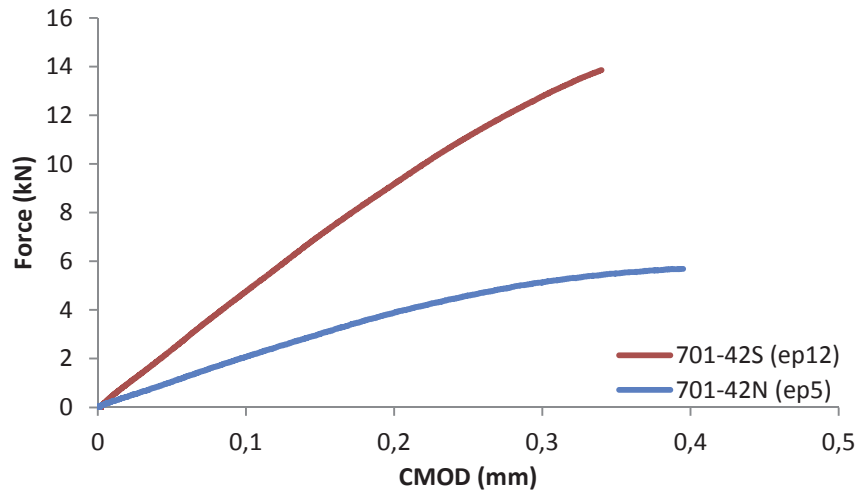


Figure III-33 : Courbes force-CMOD obtenues pour une éprouvette CT12 et une CT12ep5

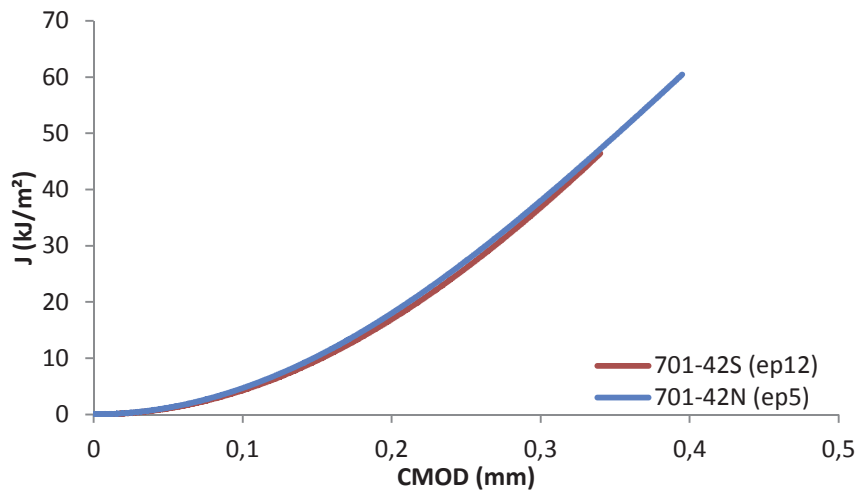


Figure III-33 : Courbes J-CMOD obtenues pour une éprouvette CT12 et une CT12ep5

Numéro d'essai	Référence éprouvette	Type éprouvette	CMOD (mm)	F rupture (kN)	J (kJ/m²)	K _J (MPa.√m)
11-022	701-42W	CT12	0,248	11,07	26,9	77,16
11-027	701-42O	CT12ep5	0,286	4,28	31,415	83,70
11-023	701-42P	CT12ep5	0,305	4,935	38,27	92,87
11-020	701-42U	CT12	0,32	13,509	42,86	97,38
11-015	701-42V	CT12	0,377	9,6	43,637	99,12
11-013	701-42S	CT12	0,34	13,86	46,41	102,06
11-021	701-42T	CT12	0,349	14,159	50,33	105,58
11-025	701-42Q	CT12ep5	0,367	5,55	52,886	110,01
11-026	701-42N	CT12ep5	0,395	5,69	60,44	116,43
11-024	701-42R	CT12ep5	0,65	5,47	115,726	160,95

Tableau III-7 : Résultats d'essais bruts pour les éprouvettes CT en 16MND5

La variation d’épaisseur, et donc la géométrie, ne semble pas avoir d’effet particulier sur la résistance à la rupture des éprouvettes en termes de J. En effet, le tableau précédent les présente classées par ordre de J croissant et il est possible de constater que les éprouvettes de différentes épaisseurs sont mélangées. Par ailleurs, les valeurs de J atteintes ne semblent pas être assez élevées pour indiquer un signe de déchirure ductile.

Observations des faciès de rupture

Dans un premier temps, les faciès de rupture des éprouvettes ont tous été photographiés (figure III-34). Leur aspect brillant est caractéristique de la rupture fragile. Les longueurs de fissure par fatigue ont toutes été mesurées en prenant neuf points sur le faciès et en faisant une moyenne. En outre, des observations au MEB ont confirmé que la rupture des éprouvettes avait bien été fragile comme le montre la figure III-35. Par ailleurs, les sites principaux d’amorçage du clivage sont situés très près du front de fissure, généralement de 10 à 30 μm .

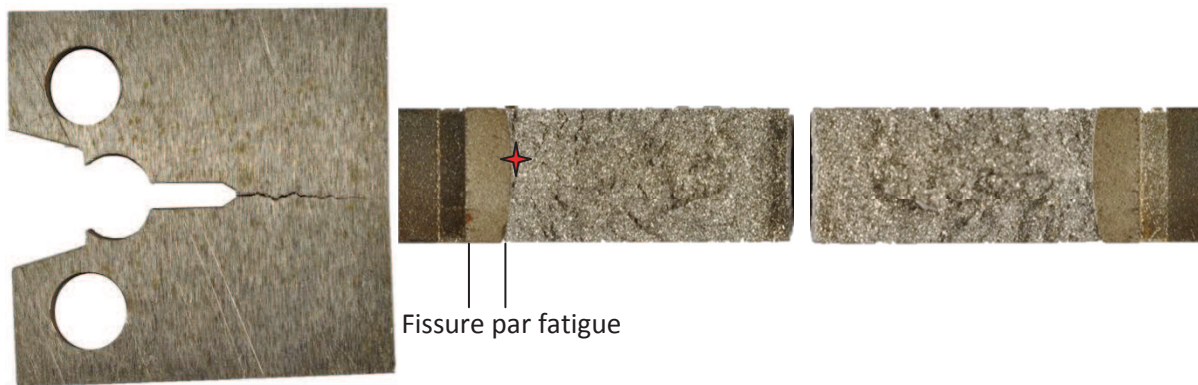


Figure III-34 : Faciès de rupture d’une éprouvette CT12 en 16MND5 (701-42N)

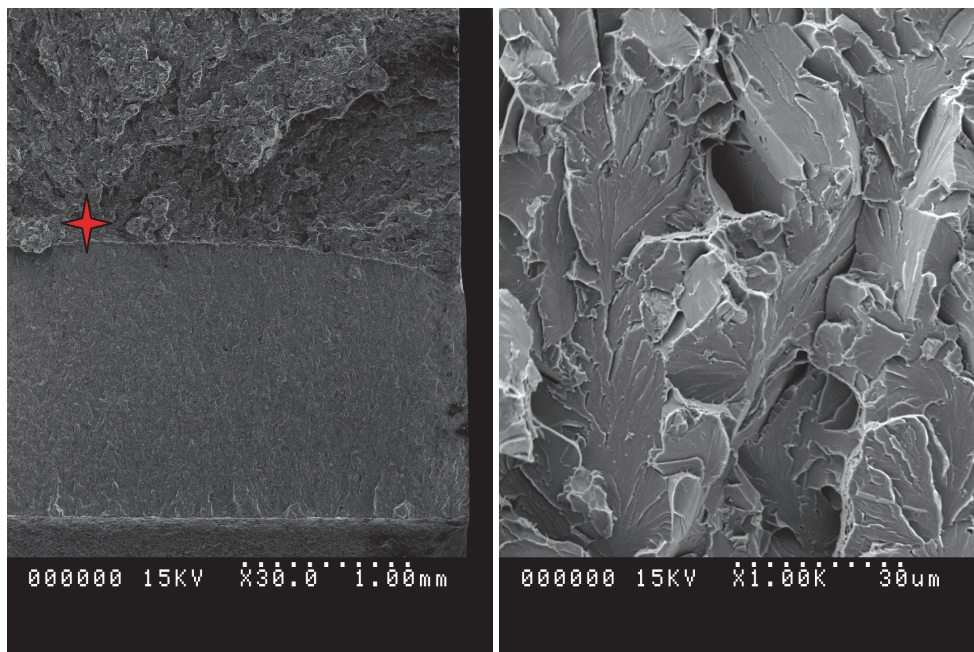


Figure III-35 : Site d’amorçage de l’éprouvette 701-42N et aspect général du faciès

II.6.2. Essais de rupture dans la ZAT

Mesure de la distance entre le front de fissure et l’interface Inconel 82/ZAT

Avant de réaliser les essais, les distances entre le plan de rupture des éprouvettes et l’interface Inconel 82/ZAT ont été relevées au niveau du front de fissure. En effet, afin de modéliser les éprouvettes par éléments finis, ces mesures étaient nécessaires. Aussi, celles-ci ont été prises sur les deux faces des éprouvettes (figure III-36). La tableau III-8 résume les distances mesurées.

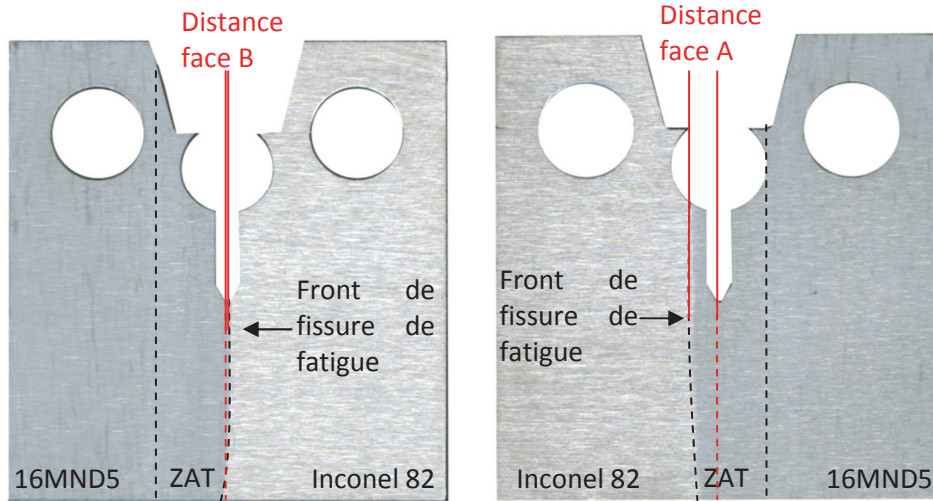


Figure III-36 : Relevé des distances entre le plan de rupture d’une éprouvette et l’interface Inconel 82/ZAT (725-2X)

Numéro d’essai	Référence éprouvette	Type éprouvette	Distance face A (mm)	Distance face B (mm)	Moyenne des distances mesurées (mm)
11-028	725-2Q	CT12ep5	3,81	1,8	2,805
11-029	725-2R	CT12ep5	1,52	0,74	1,13
11-031	725-2T	CT12ep5	2,79	1,48	2,135
11-032	725-2U	CT12ep5	3,62	1,38	2,5
11-033	725-2V	CT12ep5	1,45	0,38	0,915
11-034	725-2W	CT12ep5	3,47	1,61	2,54
11-035	725-2X	CT12ep5	1,61	0,28	0,945
11-036	725-2Y	CT12ep5	3,2	1,25	2,225
11-037	725-2Z	CT12ep5	1,31	0,15	0,73
11-038	725-2AA	CT12ep5	2,43	0,42	1,425
11-039	725-2AB	CT12ep5	2,03	1,14	1,585
11-040	725-2AC	CT12ep5	2,75	0,95	1,85
11-041	725-2AD	CT12ep5	0,8	0,13	0,465
11-042	725-2AE	CT12ep5	1,76	0,97	1,365
11-044	725-2AG	CT12ep5	2,86	1,04	1,95
11-045	725-2AH	CT12ep5	1,06	0,19	0,625
11-046	725-2AI	CT12ep5	3,41	1,35	2,38

Tableau III-8 : Distances entre le front de fissure et l’interface Inconel 82/ZAT mesurées

Description des essais

Les essais destinés à caractériser la résistance à la rupture de la ZAT du 16MND5 ont été réalisés exactement de la même manière que pour les éprouvettes mono-matériaux. Une fissuration par fatigue de 1,5 mm a été menée avec ΔK décroissant de 20 à 12 MPa. \sqrt{m} , préalablement aux essais de traction monotone à -130°C.

Résultats

Comme pour les éprouvettes en 16MND5, la force appliquée et l'ouverture de fissure ont été mesurées et enregistrées (figure III-37). En revanche, la courbe J-CMOD n'a pas été déduite directement de la courbe *force-CMOD* en appliquant la norme ASTM 1820 car cette dernière est uniquement valable pour les éprouvettes mono-matériaux. Les calculs aux éléments finis qui sont présentés dans la partie suivante ont permis de déterminer les facteurs η réels correspondant aux éprouvettes multi-matériaux car ceux-ci sont utilisés dans le calcul de J moyen. Un écart allant jusqu'à 10% a pu être constaté entre la valeur de η préconisée par la norme et la valeur obtenue par calcul aux éléments finis. Les courbes *J-CMOD* ont donc été calculées avec les valeurs de η corrigées (figure III-38). Le tableau III-9 présente les résultats d'essais.

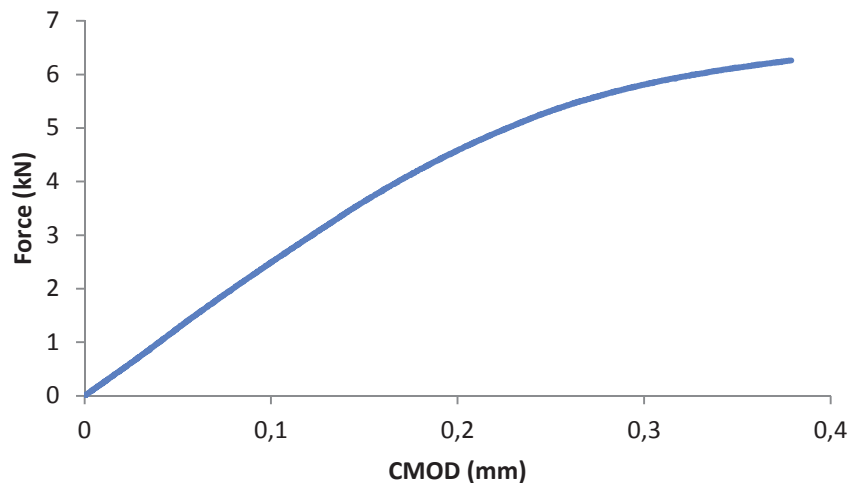


Figure III-37 : Courbe force – CMOD d'une éprouvette CT12ep5 de caractérisation de la ZAT (725-2Q)

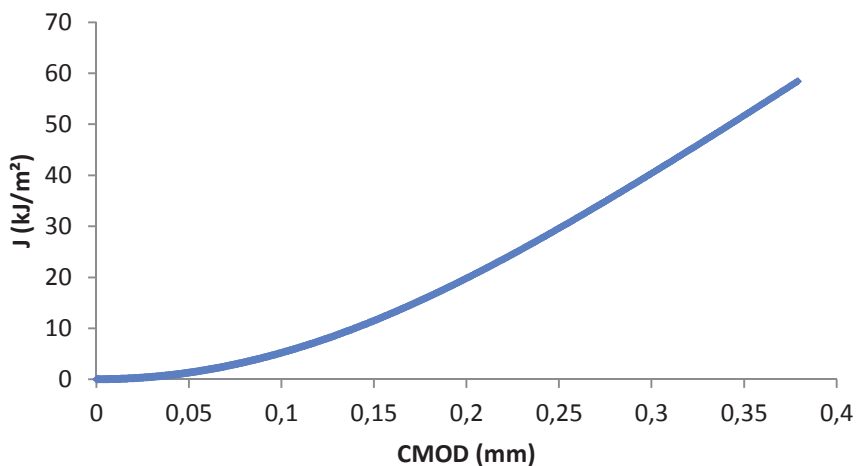


Figure III-38 : Courbe J – CMOD d'une éprouvette CT12ep5 de caractérisation de la ZAT (725-2Q)

Numéro d'essai	Référence éprouvette	Type éprouvette	CMOD (mm)	F rupture (kN)	J (kJ/m ²)	K _J (MPa.√m)
11-032	725-2U	CT12ep5	0,318	6,36	45,29	121,57
11-033	725-2V	CT12ep5	0,38	6,21	57,96	117,49
11-028	725-2Q	CT12ep5	0,379	6,26	58,42	133,27
11-040	725-2AC	CT12ep5	0,4036	5,95	60,96	148,38
11-034	725-2W	CT12ep5	0,413	6,29	67,77	103,37
11-029	725-2R	CT12ep5	0,54	6,17	91,27	117,88
11-038	725-2AA	CT12ep5	0,7149	6,20	127,94	263,38
11-044	725-2AG	CT12ep5	0,677	6,83	130,97	324,84
11-046	725-2AI	CT12ep5	0,756	7,31	152,96	267,04
11-041	725-2AD	CT12ep5	1,4187	6,33	296,84	126,18
11-037	725-2Z	CT12ep5	1,443	6,65	303,53	294,16
11-042	725-2AE	CT12ep5	1,368	7,78	317,79	325,80
11-036	725-2Y	CT12ep5	1,394	7,78	335,27	174,34
11-035	725-2X	CT12ep5	1,655	6,871	364,66	314,74
11-045	725-2AH	CT12ep5	1,853	6,66	411,94	189,47
11-031	725-2T	CT12ep5	1,665	7,39	430,47	272,45
11-039	725-2AB	CT12ep5	1,96	6,88	446,4	276,79

Tableau III-9 : Résultats d'essais pour les éprouvettes CT multi-matériaux

Observations des faciès de rupture

Les faciès de rupture ont été photographiés et les longueurs de fissure mesurées (figure III-39). Comme précédemment, un MEB a été utilisé pour vérifier les faciès de rupture, s'assurer que la rupture était fragile et identifier les sites principaux d'amorçage de clivage, là encore très proches du front de fissure (figure III-40). Même si la propagation de fissure n'est pas la phase qui nous intéresse mais uniquement l'amorçage, des micro-analyses sur les faciès ont montré l'absence de nickel révélant ainsi que les fissures se sont propagées intégralement dans le 16MND5.

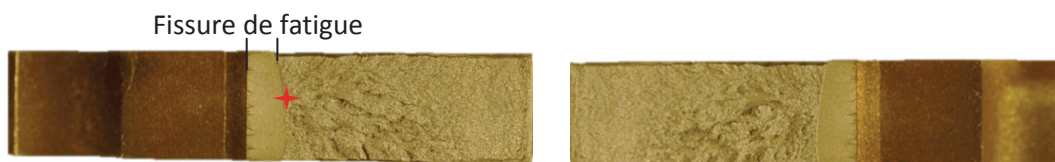


Figure III-39 : Faciès de rupture d'une éprouvette CT de caractérisation de la ZAT (725-2Q)

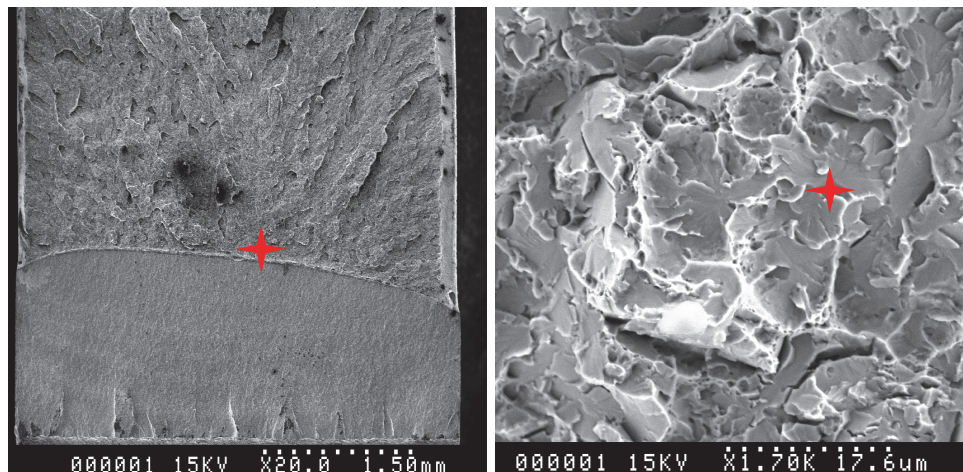


Figure III-40 : Site d'amorçage principal de clivage (725-2Q)

III. Analyse numérique des essais

Tous les essais réalisés ont été modélisés par éléments finis et analysés. En effet, cette étape est nécessaire à la détermination des paramètres du modèle en contrainte seuil et à la compréhension des phénomènes en jeu.

III.1. Modélisation des essais sur éprouvettes AE en 16MND5

Les essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées en 16MND5 à -170°C ont été modélisés afin de déterminer la contrainte seuil du modèle. Le modèle éléments finis, et les résultats des calculs sont présentés ci-après.

III.1.1. Description du modèle

Les calculs par éléments finis ont été réalisés en 2D axisymétrique avec CAST3M, en modélisant un quart de l'éprouvette (figure III-41). Un déplacement a été imposé à l'extrémité supérieure de l'éprouvette alors que la ligne inférieure a été bloquée pour représenter la symétrie. La taille des mailles au niveau de la section en fond d'entaille a été fixée à environ $50\ \mu\text{m}$. Par ailleurs, la courbe de traction du 16MND5 introduite dans le calcul a été obtenue à partir des essais expérimentaux sur éprouvettes prismatiques. Enfin, à l'aide une loi élasto-plastique isotrope, les calculs ont été menés en grandes déformations et grands déplacements.

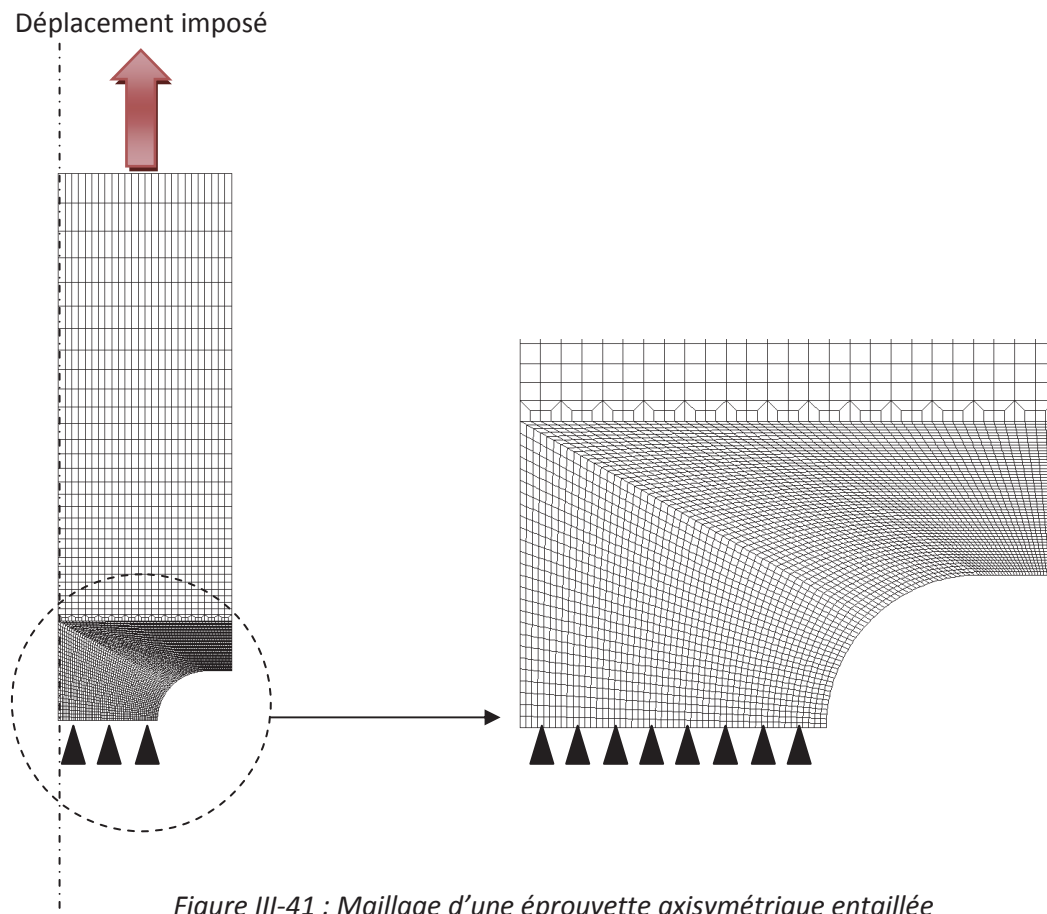


Figure III-41 : Maillage d'une éprouvette axisymétrique entaillée

III.1.2. Validation des calculs

Les courbes expérimentales *force – contraction diamétrale* ou encore *force – ouverture d'entaille* ont été comparées à celles obtenues avec les calculs par éléments finis afin de s'assurer de la pertinence des résultats. Un très bon accord a été constaté permettant de valider le modèle mis en place comme en témoignent les figures III-42 et 43, correspondant à l'éprouvette 701-42AB. Précisons que l'effet de convection ayant lieu dans l'enceinte thermique lors des essais influe énormément sur la précision de mesure des nappes laser jusqu'à atteindre la limite élastique, d'où la dispersion des points en début d'essai.

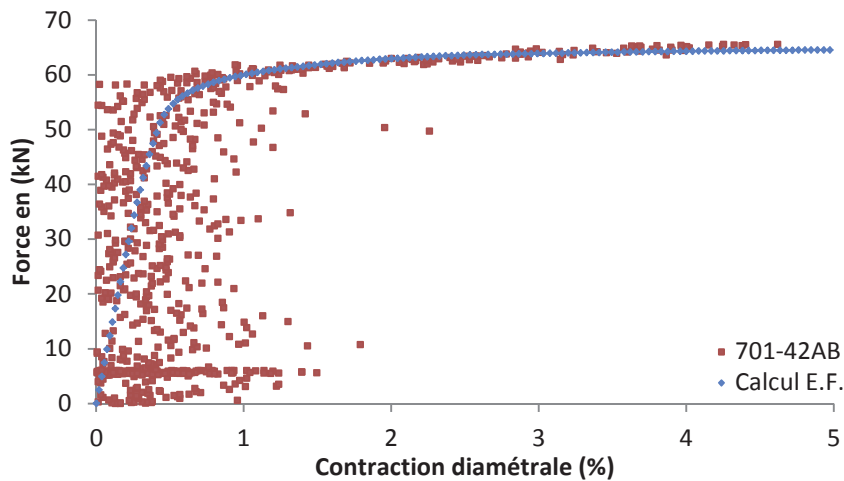


Figure III-42 : Comparaison de la courbe force - contraction diamétrale expérimentale avec la courbe obtenue par calculs aux éléments finis

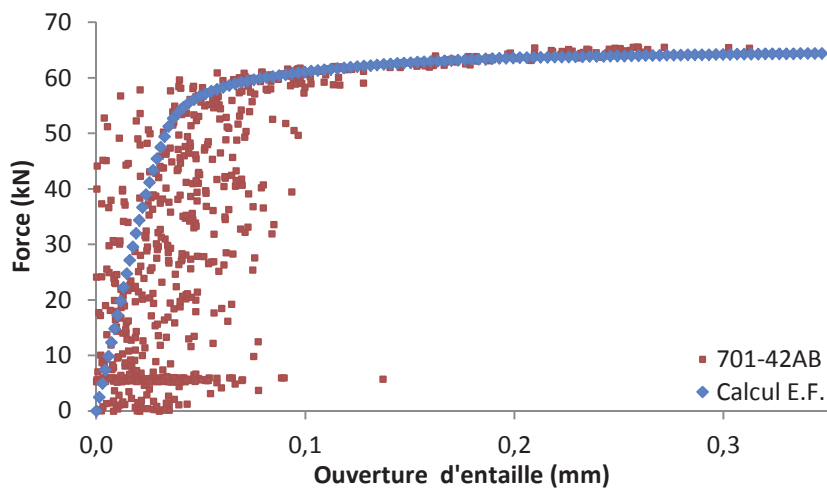


Figure III-43 : Comparaison de la courbe force - ouverture d'entaille expérimentale avec la courbe obtenue par calculs aux éléments finis

III.1.3. Contrainte principale maximale

A partir des calculs réalisés, la contrainte principale maximale $\sigma_{11\max_EF}$ dans la section de rupture de l'éprouvette a été déterminée pour toutes les éprouvettes rompues (figure III-44). Les valeurs obtenues permettent par la suite de déterminer la valeur de la contrainte seuil du modèle de probabilité choisi pour cette étude.

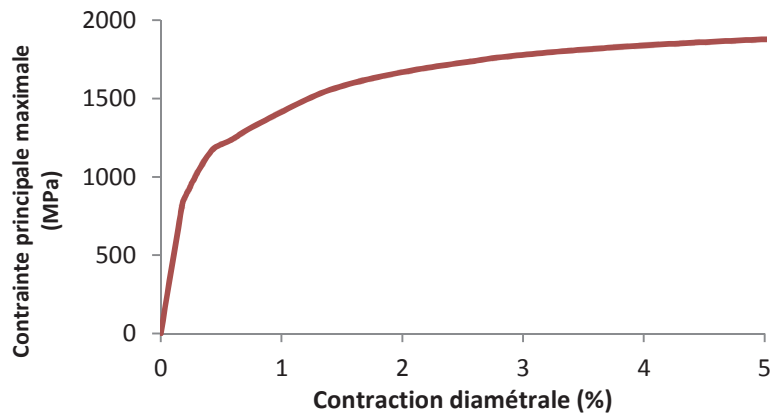


Figure III-44 : Contrainte principale maximale dans la section de rupture d'une éprouvette axisymétrique en fonction de la contraction diamétrale

Un seul calcul ayant été réalisé pour modéliser tous les essais, les résultats des calculs ont été réajustés au cas par cas selon la méthode décrite par Chapuliot [CHA 08]. Aussi, un facteur k_{11} a été défini comme le rapport entre la contrainte principale maximale calculée σ_{1max_EF} et la contrainte moyenne σ_{moy_EF} dans la section $S_{rupture_EF}$ à rupture. Précisons que k_{11} est considéré indépendant du niveau de chargement à la rupture puisque sa valeur se stabilise après 1,5 % de déformation (figure III-44). Par ailleurs, ce rapport est supposé équivalent pour le rapport des valeurs expérimentales correspondantes :

$$k_{11} = \frac{\sigma_{11max_EF}}{\sigma_{moy_EF}} = \frac{\sigma_{11max_EF} \cdot S_{rupture_EF}}{F_{rupture_EF}} = \frac{\sigma_{11max_exp}}{\sigma_{moy_exp}}$$

d'où :
$$\sigma_{11max_exp} = \sigma_{moy_exp} \cdot k_{11} = \frac{F_{rupture_exp}}{S_{rupture_exp}} \cdot k_{11}$$

avec σ_{11max_EF} et σ_{11max_exp} respectivement les contraintes principales maximales à rupture dans la section de l'éprouvette calculée par éléments finis et expérimentale ;

σ_{moy_EF} et σ_{moy_exp} respectivement les contraintes moyennes à rupture dans la section de l'éprouvette calculée par éléments finis et expérimentale ;

$F_{rupture_EF}$ et $F_{rupture_exp}$ respectivement les forces à rupture calculée par éléments finis et expérimentale ;

$S_{rupture_EF}$ et $S_{rupture_exp}$ respectivement les sections à rupture de l'éprouvette calculée par éléments finis et expérimentale ;

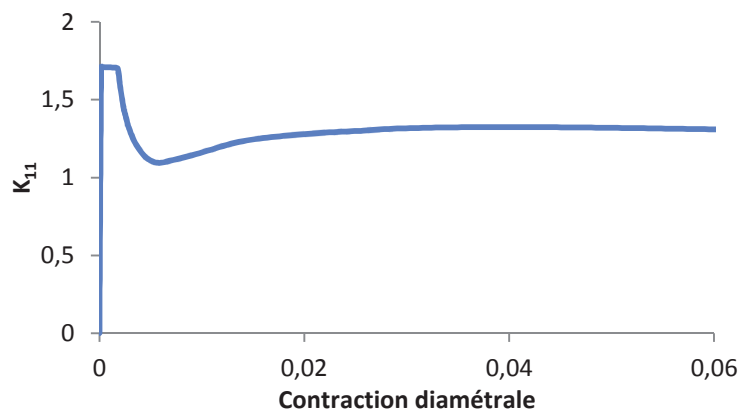


Figure III-44 : Evolution de k_{11} en fonction de la contraction diamétrale

Finalement, la figure III-45 résume les valeurs de contraintes principales maximales à rupture pour chaque éprouvette AE2 rompue expérimentalement. On constate que les valeurs sont assez dispersées, puisqu'elles varient de 1406 MPa à 1938 MPa. La valeur la plus faible est censée être proche de la contrainte seuil de clivage, d'autant plus que c'est l'éprouvette qui présente le moins de déformation.

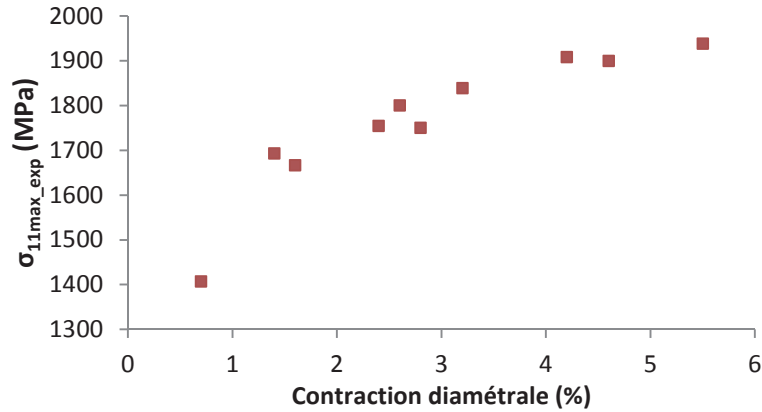


Figure III-45 : Contraintes principales maximales à rupture des éprouvettes AE2 en 16MND5

III.2. Modélisation des essais sur éprouvettes prismatiques entaillées

Les essais sur éprouvettes prismatiques entaillées ont tous été modélisés par éléments finis, pour la caractérisation de tous les matériaux à -130°C et -170°C , afin de s'assurer que les courbes de traction déterminées à partir des essais permettaient de reproduire fidèlement les essais.

Néanmoins, dans cette partie, seuls les calculs correspondant aux essais à -170°C sur le 16MND5 et sur la ZAT sont abordés. Les premiers permettent de comparer les valeurs de contraintes principales maximales à rupture du 16MND5 avec celles obtenues pour les éprouvettes AE2 à -170°C et donc de conclure quant à la pertinence de l'utilisation de ces éprouvettes pour la détermination de la contrainte seuil de clivage. En outre, les calculs sur la ZAT doivent permettre de calculer cette contrainte pour la ZAT.

III.2.1. Description des modèles

Toujours à l'aide de CAST3M, avec $l = 5 \text{ mm}$, le même maillage 3D a été utilisé pour les calculs sur éprouvettes en 16MND5 et les éprouvettes multi-matériaux destinées à caractériser la ZAT. Le maillage a été modifié pour les éprouvettes avec entaille dans la ZAT qui avaient été réusinées à $l=4 \text{ mm}$. Seul un quart de l'éprouvette a été modélisé du fait des symétries. Les extrémités trapézoïdales des éprouvettes n'ont pas été représentées par souci de simplification. Un déplacement a été imposé à l'une des extrémités de l'éprouvette alors que l'autre est fixe, tout comme les plans de symétrie.

Les éléments du maillage sont des parallélépipèdes à 20 nœuds, et les mailles au niveau de l'entaille ont une taille d'environ $50 \mu\text{m}$. La figure III-46 présente le maillage des éprouvettes de caractérisation de la ZAT avec les différents matériaux maillés indépendamment. Aussi, chacun s'est vu attribuer sa courbe de traction respective à -170°C . Pour l'éprouvette en 16MND5, toutes les zones ont donc été définies avec la courbe de traction du 16MND5 à -170°C . Enfin, les calculs utilisant une loi de comportement élasto-plastique isotrope ont été réalisés en grandes déformations et grands déplacements.

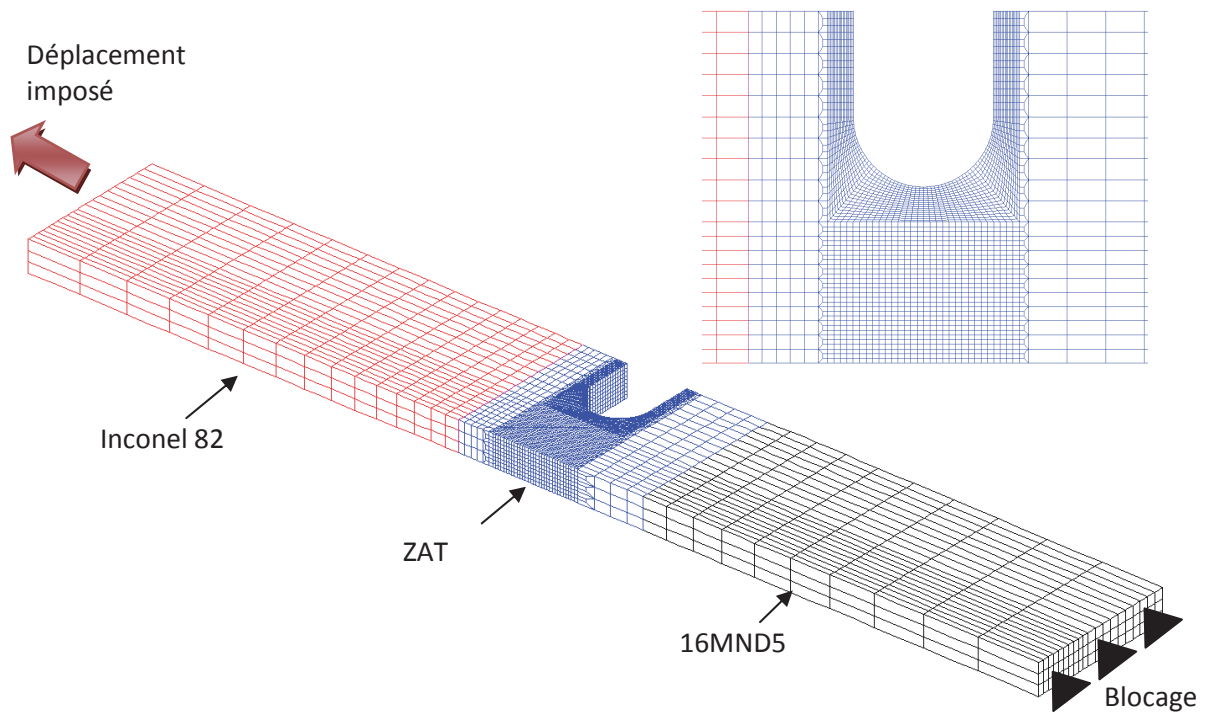


Figure III-46 : Maillage d'un quart d'éprouvette prismatique avec entaille dans la ZAT

III.2.2. Validation des modèles

Un seul calcul a été réalisé pour toutes les éprouvettes en 16MND5 à -170°C , un autre pour les éprouvettes de caractérisation de la ZAT avec $l=4$ mm et un dernier avec $l=5$ mm.

Eprouvette prismatique entaillée en 16MND5 à -170°C

La figure III-47 présente la comparaison entre les courbes *force – ouverture d'entaille* et *force – contraction* d'une des éprouvettes prismatiques entaillées en 16MND5 rompues à -170°C avec celles issues des calculs aux éléments finis. On constate un très bon accord entre les résultats expérimentaux et les analyses par calculs.

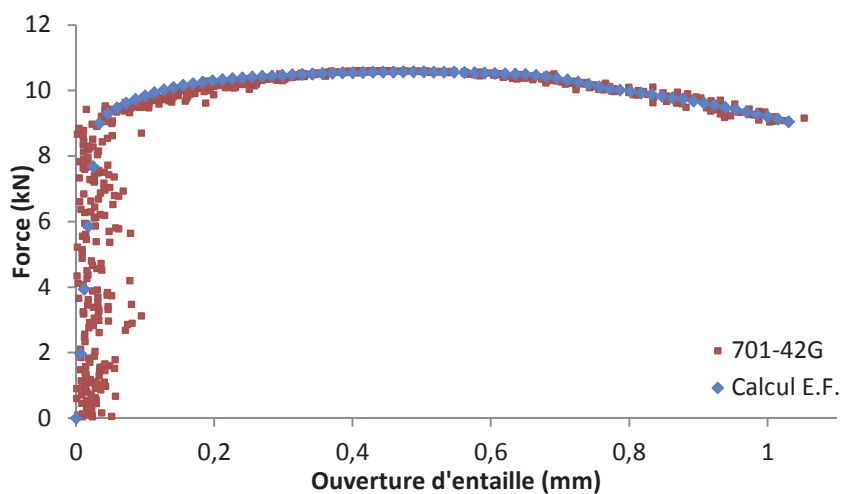


Figure III-47 a) Courbes force – ouverture d'entaille

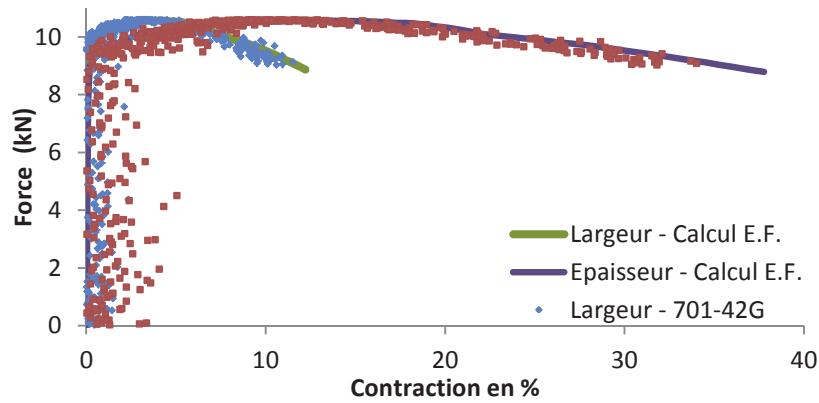
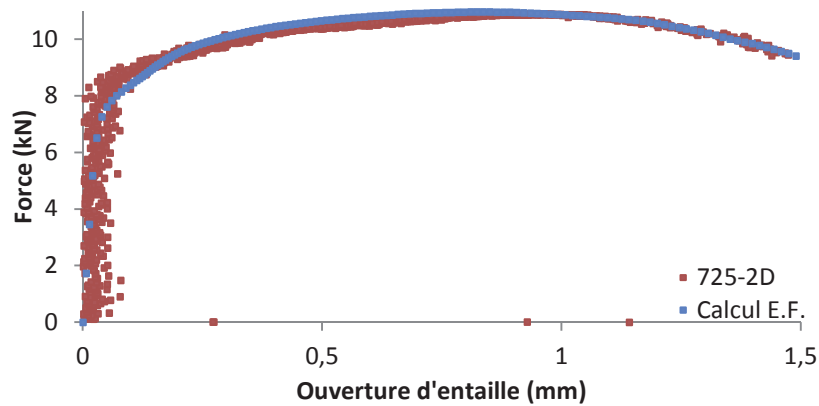


Figure III-47 b) Courbes force – contraction

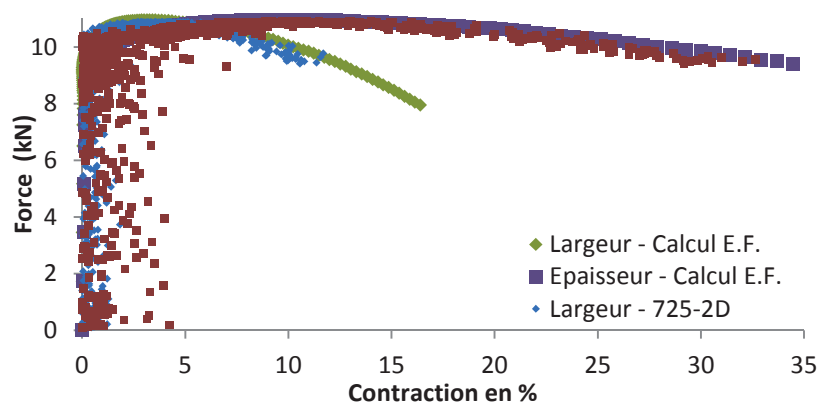
Figure III-47 : Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes issues des calculs aux éléments finis pour une éprouvette prismatique entaillée en 16MND5 rompue à -170°C

Eprouvette prismatique entaillée dans la ZAT à -170°C

De même, la figure III-48 montre les comparaisons pour une des éprouvettes ayant servi à caractériser la ZAT du 16MND5, avec l=5 mm. La pertinence des calculs semble acquise là-encore.



a) Courbes force – ouverture d'entaille



b) Courbes force – contraction

Figure III-48 : Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes issues des calculs aux éléments finis pour une éprouvette prismatique entaillée dans la ZAT du 16MND5 rompue à -170°C

III.2.3. Contrainte principale maximale à rupture

Comme pour les éprouvettes axisymétriques entaillées, les contraintes principales maximales à rupture dans la section des éprouvettes prismatiques entaillées ont été calculées pour les essais à -170°C . Par ailleurs, un seul calcul ayant été mené pour chaque catégorie d'éprouvette, la même méthode d'ajustement a été mise en œuvre à partir du rapport k_{11} .

La figure III-49 présente les valeurs des contraintes principales maximales à rupture des éprouvettes prismatiques entaillées en 16MND5 et dans la ZAT rompues à -170°C comparées à celles des éprouvettes axisymétriques en 16MND5, en fonction du rapport entre la variation de section à rupture et la section initiale des éprouvettes.

Comme on l'a vu précédemment, les éprouvettes prismatiques entaillées développent une plasticité beaucoup plus importante que les éprouvettes axisymétriques entaillées. Ce phénomène semble jouer énormément sur les valeurs de contraintes principales maximales à rupture.

En effet, les valeurs des contraintes principales maximales des éprouvettes axisymétriques entaillées en 16MND5 varient sur une plage plus importante que leurs homologues prismatiques, en particulier les valeurs basses qui sont déterminantes pour la définition de la contrainte seuil de clivage : la valeur de contrainte la plus faible atteinte pour les éprouvettes axisymétriques en 16MND5 vaut 1406 MPa alors qu'elle est de 1755 MPa pour les prismatiques de composition identique.

Ces constatations nous amènent à nous demander si les processus de rupture en jeu pour les deux géométries sont les mêmes. A priori, selon les observations réalisées au MEB présentées auparavant, il semblerait que ce ne soit pas le cas : pour les éprouvettes prismatiques entaillées, des liserés de cupules étaient visibles sur les faciès de rupture alors que ce n'était pas le cas pour les éprouvettes axisymétriques entaillées.

Par ailleurs, il est à noter que la plupart des valeurs de contrainte principale maximale à rupture des éprouvettes prismatiques entaillées caractérisant la ZAT sont plus élevées que celles des prismatiques en 16MND5. La contrainte seuil de clivage de la ZAT serait donc a priori légèrement plus élevée que celle du 16MND5. Toutefois, cette dernière observation est à relativiser car $\Delta S/S_0$ n'est pas nécessairement le bon paramètre à utiliser pour cette comparaison.

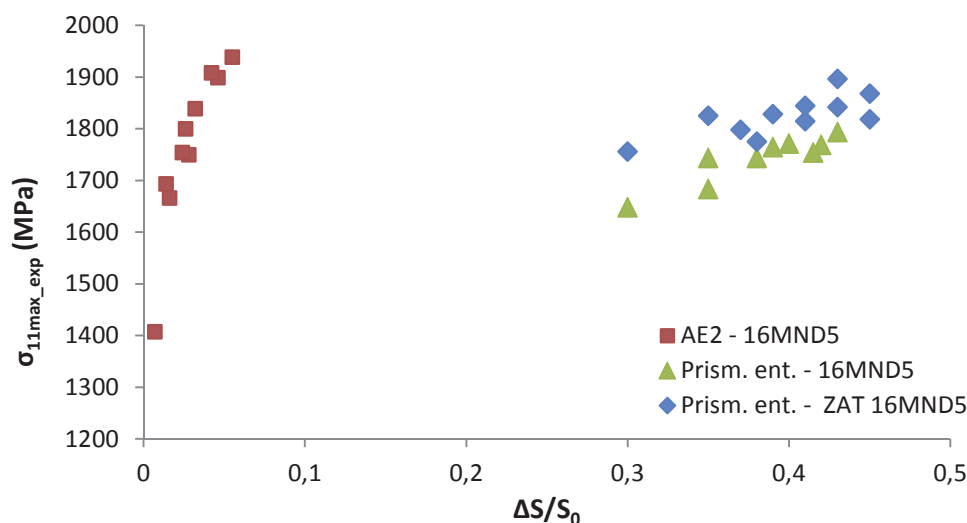


Figure III-49 : Valeurs des contraintes principales maximales déterminées pour les éprouvettes prismatiques entaillées

III.2.4. Détermination de la contrainte seuil de clivage

Contrainte seuil de l'acier ferritique 16MND5

A partir des essais sur les éprouvettes AE à -170°C, il est possible de déterminer la valeur de la contrainte seuil comme l'avaient fait N'Guyen et Le Corre. Dans un premier temps, les éprouvettes ont été classées par ordre de contrainte principale maximale à rupture. Ensuite, une probabilité de rupture expérimentale leur a été attribuée selon l'expression :

$$P_{ri} = \frac{i - 0,5}{N}$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement ;
 N : nombre total d'essais.

En outre, une loi de Weibull à trois paramètres a été définie de façon à représenter le mieux possible la distribution de probabilités des éprouvettes selon l'expression ci-après.

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

avec σ_{11max} : contrainte principale maximale à rupture ;
 σ_{th} : contrainte seuil de clivage ;
 σ_{u_AE} : contrainte de normalisation ;
 m_{AE} : coefficient de Weibull.

La figure III-50 montre la distribution des probabilités expérimentales et la meilleure loi de Weibull définie. Cette approche semble être en bon accord avec la distribution des probabilités expérimentales malgré le fait que la probabilité de rupture du premier point soit sous-estimée à 1406 MPa. Les valeurs des paramètres du modèle de Weibull obtenus sont les suivants :

- $\sigma_{th} = 1375$ MPa ;
- $\sigma_{u_AE} = 452$ MPa;
- $m_{AE} = 3,92$.

C'est donc cette valeur de 1375 MPa qui a été retenue pour le calcul des volumes V_{th} pour le 16MND5.

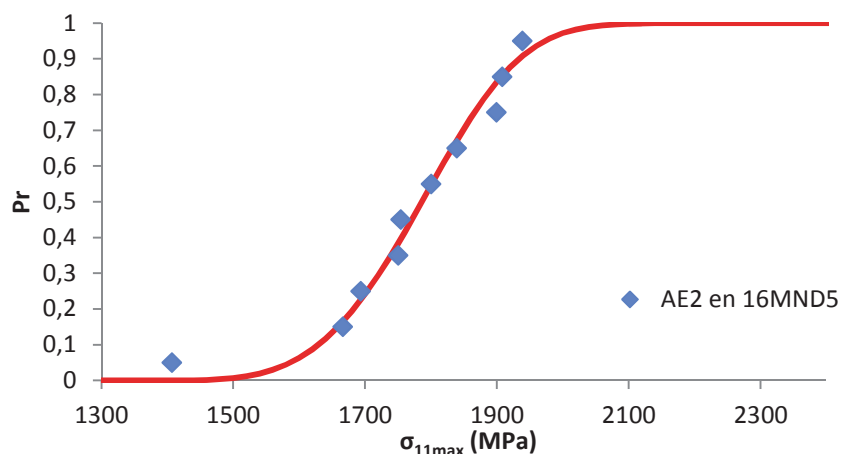


Figure III-50 : Probabilités de rupture expérimentales des éprouvettes AE et loi de Weibull associée

Contrainte seuil de la ZAT du 16MND5

N'ayant pas pu réaliser d'essais sur éprouvettes AE dans la ZAT, il n'est malheureusement pas possible de procéder de la même manière que pour le 16MND5 pour identifier la contrainte seuil dans la ZAT.

Par ailleurs, la plasticité développée dans les éprouvettes prismatiques entaillées n'étant pas négligeable, ces essais ne peuvent pas être considérés pour appliquer la même méthode de définition de la contrainte seuil de clivage dans la ZAT. Aussi, la valeur de 1375 MPa a été conservée pour la ZAT. En effet, nous avons vu avec les éprouvettes prismatiques que celles qui caractérisaient la ZAT ont rompu pour des valeurs de contraintes principales maximales proches de celles en 16MND5 : les valeurs sont même légèrement supérieures.

De plus, au cours des différentes études menées par N'Guyen, Le Corre et Chapuliot, ceux-ci avaient constaté que la valeur de la contrainte seuil de clivage de la ZAT pour un TU42C ou un 16MND5 était très proche de celle du métal de base, voire identique, ce qui confirme cette hypothèse. Les valeurs des volumes V_{th} dans les éprouvettes CT de caractérisation de la ZAT avaient donc également été calculées avec une valeur de contrainte seuil de clivage de 1375 MPa.

III.3. Modélisation des essais de rupture sur CT

Les essais sur éprouvettes CT12 et CT12e5 destinés à caractériser la résistance à la rupture du 16MND5 et de la ZAT ont également été modélisés. Les calculs par éléments finis apportent ainsi des compléments de résultats qui sont indispensables à la définition du modèle en contrainte seuil, comme les valeurs de V_{th} à rupture après avoir déterminé les contraintes principales maximales le long des fronts de fissure. Par ailleurs, ceux-ci sont nécessaires pour déterminer les facteurs η qui ont été utilisés pour le calcul de l'intégrale J à partir des courbes *force – CMOD* expérimentales.

III.3.1. Description des modèles

Eprouvettes CT12 et CT12ep5 en 16MND5

Les deux géométries d'éprouvettes ont été modélisées par éléments finis. Un maillage différent a été réalisé pour chaque éprouvette, en tenant compte de l'épaisseur et de la longueur de fissure de fatigue mesurée sur les faciès de rupture. En effet, les longueurs de fissure de fatigue variaient significativement suite à la mise en place de nouveaux logiciels de pilotage des machines d'essais qui n'étaient pas encore optimisés au moment des pré-fissurations des éprouvettes.

Les maillages ont été réalisés avec des éléments parallélépipédiques à 20 nœuds, avec une taille d'éléments en pointe de fissure d'environ 50 μm (figure III-51). Les fronts de fissure observés étant assez rectilignes, ils ont été modélisés droits. En outre, la courbe de traction du 16MND5 à -130°C a été utilisée pour le calcul. Une loi de comportement élasto-plastique isotrope a été mise en œuvre.

Enfin, pour chaque éprouvette, un calcul en petits déplacements / petites déformations a été mené dans un premier temps pour respecter les hypothèses de calcul de l'intégrale J. Puis un autre calcul en grands déplacements / grandes déformations a été effectué pour le calcul de la force, de l'ouverture d'entaille, des contraintes principales maximales et du volume V_{th} .

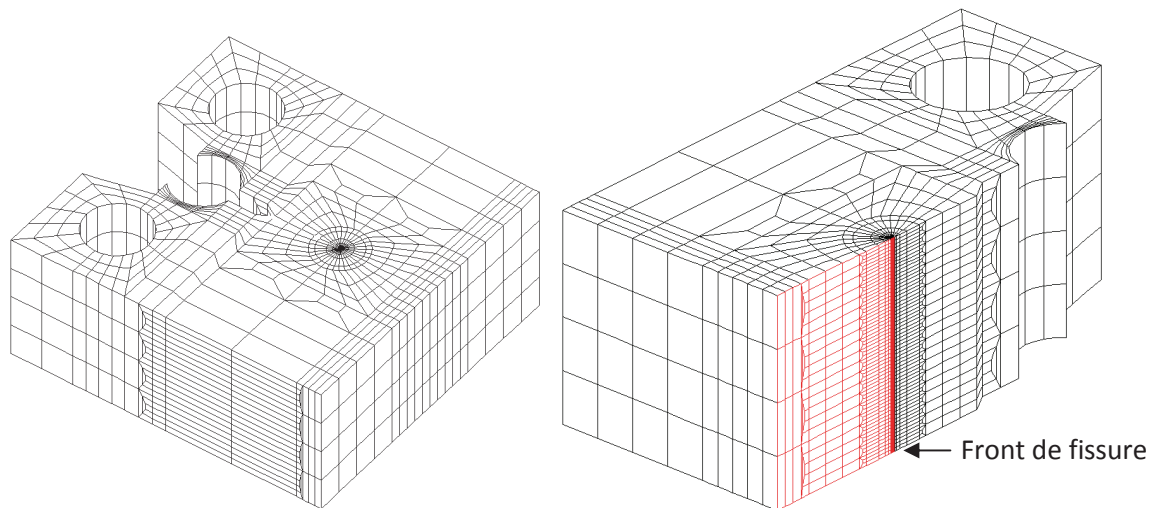


Figure III-51 : Maillage d'une CT12 en 16MND5

Eprouvettes CT12ep5 de caractérisation de la ZAT

Pour les éprouvettes de caractérisation de la ZAT, la modélisation est assez similaire au CT mono-matériaux. Le même type d'éléments a été mis en œuvre avec la même taille de maille en pointe de fissure de fatigue (50 μm). En revanche, les différents matériaux ont été maillés indépendamment et leurs courbes de traction à -130°C respectives leur ont été attribuées (figure III-52). Les irrégularités de la soudure n'ont pas été représentées et celle-ci a été modélisée droite.

Un maillage par éprouvette a été réalisé de façon à représenter fidèlement les longueurs de fissure de fatigue. La distance entre le front de fissure dans la ZAT et l'inconel 82 a également été prise en compte en la considérant égale à la moyenne des mesures réalisées sur chaque face de chaque éprouvette.

Enfin, comme précédemment, avec une goupille fixe et une en déplacement imposé, un calcul élasto-plastique isotrope en petits déplacements / petites déformations et un autre en grands déplacements / grandes déformations ont été menés pour déterminer les différentes valeurs ciblées.

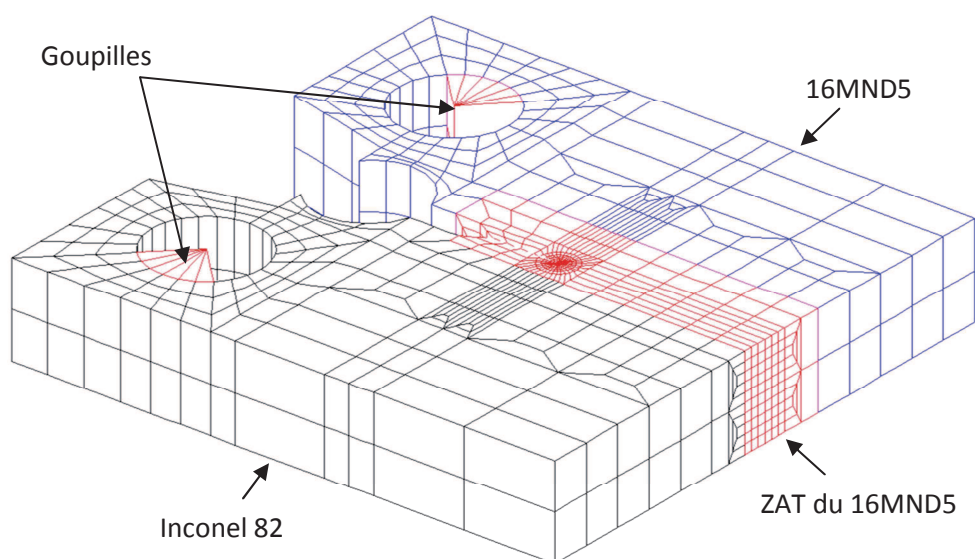


Figure III-52 : Maillage d'une CT12ep5 avec fissure de fatigue dans la ZAT

III.3.2. Validation des modèles

Eprouvettes CT12 et CT12ep5 en 16MND5

Afin de vérifier que le comportement des différentes éprouvettes était correctement reproduit par les calculs aux éléments finis, les courbes *force – CMOD* ont été comparées aux courbes expérimentales, ainsi que les courbes *J – CMOD*. Les figures III-53 et 54 révèlent une très bonne cohérence entre les courbes expérimentales et les courbes issues des calculs, validant ainsi les modèles.

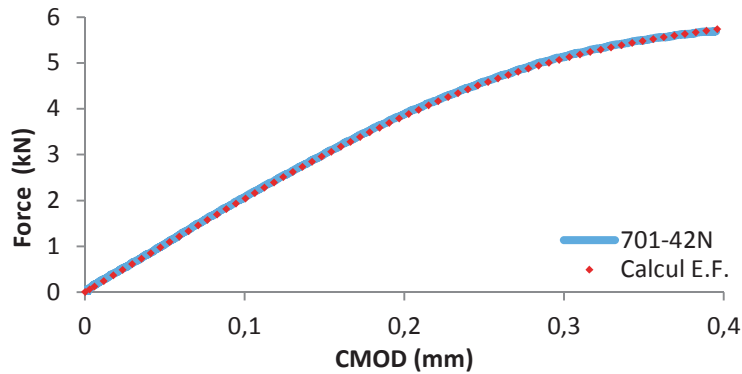


Figure III-53 : Courbes *force – CMOD* expérimentale et issue du calcul pour l'éprouvette 701-42N

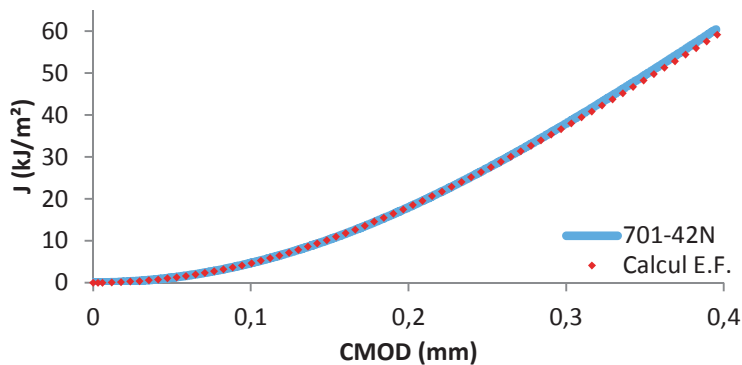


Figure III-54 : Courbes *J – CMOD* expérimentale et issue du calcul pour l'éprouvette 701-42N

Eprouvettes CT12ep5 de caractérisation de la ZAT

Les courbes *force – CMOD* et *J-CMOD* issues des essais ont également été comparées à celles obtenues par les calculs aux éléments finis (figure III-55 et 56). Un très bon accord a là-encore été observé entre les deux approches, témoignant de la pertinence des résultats de calculs.

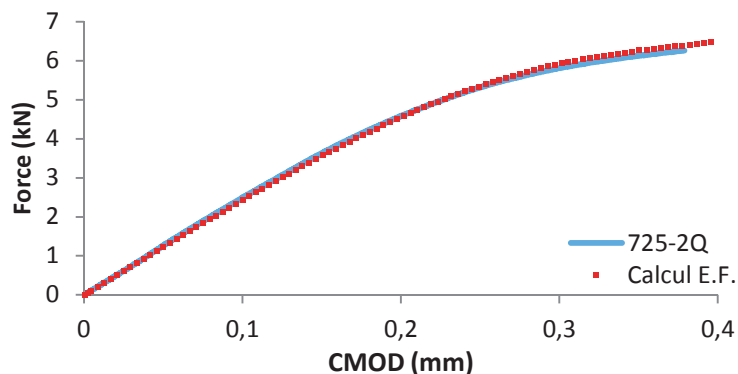


Figure III-55 : Courbes *force – CMOD* expérimentale et issue du calcul pour l'éprouvette 725-2Q

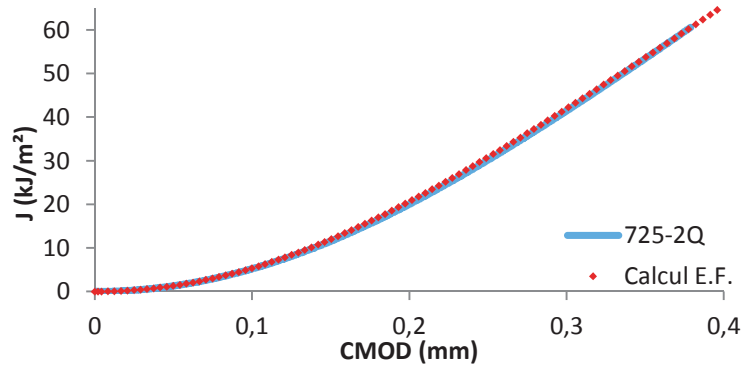


Figure III-56 : Courbes J – CMOD expérimentale et issue du calcul pour l'éprouvette 725-2Q

III.3.3. Résultats

Détermination des facteurs η des éprouvettes CT multi-matériaux

Les facteurs η ont dû être déterminés pour le calcul de l'intégrale J expérimentale des éprouvettes multi-matériaux. En effet, ceux-ci interviennent dans ce calcul (annexe 1) alors que la relation fournie par la norme ASTM 1820 ne s'applique qu'aux éprouvettes mono-matériaux. La définition de η selon la norme est la suivante :

$$\eta = 2 + 0,522 \cdot \left(\frac{w - a}{w} \right)$$

avec w : la distance entre le centre des goupilles et la face arrière de l'éprouvette ;
 a : la distance entre le centre des goupilles et le front de fissure de l'éprouvette.

Aussi, les calculs réalisés par éléments ont permis de recalculer précisément les valeurs des facteurs η de façon à prendre en compte l'effet multi-matériaux. L'expression de η est donnée ci-après :

$$\eta = \frac{J_{pl} \cdot B \cdot b}{A_{pl}}$$

avec J_{pl} : composante plastique de l'intégrale J au pas de calcul n ;
 B : épaisseur totale de l'éprouvette ;
 b : épaisseur nette de l'éprouvette en cas d'entaille latérale ;
 A_{pl} : composante plastique de l'aire sous la courbe *force - CMOD* au pas de calcul n.

où $J_{pl} = J - J_{el} \cdot \left(\frac{F}{F_{el}} \right)^2$

avec J : valeur totale de J au pas de calcul n ;
 J_{el} : valeur de J au premier pas de calcul élastique ;
 F : valeur de la force au pas de calcul n ;
 F_{el} : valeur de la force au premier pas de calcul élastique .

et $A_{pl} = A_{pl-1} + \frac{F + F_{n-1}}{2} \cdot (CMOD_{pl} - CMOD_{pl-1})$

avec A_{pl-1} : composante plastique de l'aire sous la courbe *force - CMOD* au pas de calcul n-1 ;
 F_{n-1} : valeur de la force au pas de calcul n-1 ;
 $CMOD_{pl}$: composante plastique du CMOD au pas de calcul n ;
 $CMOD_{pl-1}$: composante plastique du CMOD au pas de calcul n-1.

et
$$CMOD_{pl} = CMOD - CMOD_{el} \cdot \frac{F}{F_{el}}$$

avec $CMOD$: CMOD au pas de calcul n ;
 $CMOD_{el}$: CMOD au premier pas de calcul élastique.

Les valeurs de η ont donc été déterminées pour chaque éprouvette au pas de calcul correspondant à la rupture de l'éprouvette. Le tableau III-10 résume les valeurs de η obtenues pour chaque éprouvette multi-matériaux, comparées à celles calculées à partir de la relation donnée par la norme. Les écarts de valeurs peuvent atteindre jusqu'à 10%, ce qui introduirait des erreurs considérables dans le calcul de J à partir des courbes expérimentales en cas d'utilisation de l'expression fournie par la norme.

Eprouvette	a (mm)	w (mm)	η	η norme	Ecart / norme (%)
725-2Q	12.68	24	2.08	2.25	7.62
725-2R	12.56	24	2.15	2.25	4.48
725-2T	12.42	24	2.38	2.25	-5.47
725-2U	12.55	24	2.09	2.25	7.29
725-2V	12.41	24	2.12	2.25	6.04
725-2W	12.52	24	2.05	2.25	8.92
725-2X	12.49	24	2.18	2.25	3.17
725-2Y	12.53	24	2.07	2.25	8.20
725-2Z	12.58	24	2.16	2.25	3.93
725-2AA	12.58	24	2.17	2.25	3.54
725-2AB	12.56	24	2.16	2.25	3.95
725-2AC	12.6	24	2.14	2.25	5.00
725-2AD	12.73	24	2.26	2.25	-0.49
725-2AE	12.52	24	2.04	2.25	9.50
725-2AG	12.64	24	2.12	2.25	5.83
725-2AH	12.55	24	2.24	2.25	0.50
725-2AI	12.51	24	2.03	2.25	9.69
725-2AJ	12.62	24	2.17	2.25	3.45

Tableau III-10 : Comparaison des valeurs de η calculées à partir des éléments finis à celles provenant de l'utilisation de l'expression de la norme ASTM 1820

Evolution de la contrainte principale le long du ligament

La figure III-57 présente l'évolution de la contrainte principale lissée le long des premiers millimètres du ligament d'éprouvettes CT en 16MND5 et caractérisant la ZAT à J moyen équivalent. L'origine du repère correspond au front de fissure de fatigue.

On constate que les deux éprouvettes caractérisant la ZAT présentent une distribution de contrainte principale similaire. Cependant, concernant l'éprouvette 725-2Q, on note un pic de contrainte près du front de fissure atteignant une valeur de 3,4 pour le rapport σ_{11}/σ_y alors qu'il n'atteint que 3.25 pour l'éprouvette 725-2AD. Après ce maximum, la contrainte principale chute plus rapidement en dessous de la valeur de la contrainte seuil de clivage pour l'éprouvette 725-2AD que pour son homologue. L'éprouvette 725-2Q semble donc plus chargée en effort, et devrait révéler une valeur du volume V_{th} plus importante.

Néanmoins, précisons que la différence entre les deux éprouvettes considérées est la distance entre le front de fissure de fatigue et l'inconel 82. En effet, pour l'éprouvette 725-2AD (0,46 mm), cette distance est très faible alors qu'elle est beaucoup plus importante pour l'éprouvette 725-2Q (3,81 mm). La distance entre le front de fissure et l'inconel 82 semble donc avoir un impact considérable sur l'évolution de la contrainte principale, et donc sur V_{th} qui est probablement plus faible pour l'éprouvette 725-2AD.

Quant aux éprouvettes CT en 16MND5, celles-ci présentent des évolutions de contraintes principales similaires avec un pic de contrainte près du front de fissure. Néanmoins, la valeur de ces maximums est légèrement supérieure à celles de la ZAT ($\sigma_{11}/\sigma_y = 3,5$) et la distribution de la 701-42T est décalée plus loin du front de fissure que la 701-42R. On note donc une influence de l'épaisseur des éprouvettes sur la répartition de la contrainte principale, ce qui doit également influencer sur le volume V_{th} . Par ailleurs, on constate que la chute de contrainte a lieu plus loin du front de fissure que dans la ZAT pour l'éprouvette 725-2AD, impliquant donc un volume V_{th} plus important car le volume balayé par une contrainte supérieure ou égale à 1375 MPa est plus important. La proximité entre le front de fissure et l'inconel semble donc bénéfique puisqu'elle a tendance à diminuer la contrainte principale sur le ligament, aussi bien en intensité, qu'en expansion. En outre, les distributions de contrainte principale entre les éprouvettes CT12ep5 725-2Q et 701-42R sont identiques : l'éprouvette caractérisant la ZAT subit exactement les mêmes contraintes que celle en 16MND5 alors que ce n'est pas le cas de la 725-2AD dont le front de fissure est plus proche de l'inconel 82. On peut donc supposer qu'à partir d'une certaine distance entre le front de fissure et l'inconel 82, l'éprouvette caractérisant la ZAT se comporte comme une éprouvette mono-matériau.

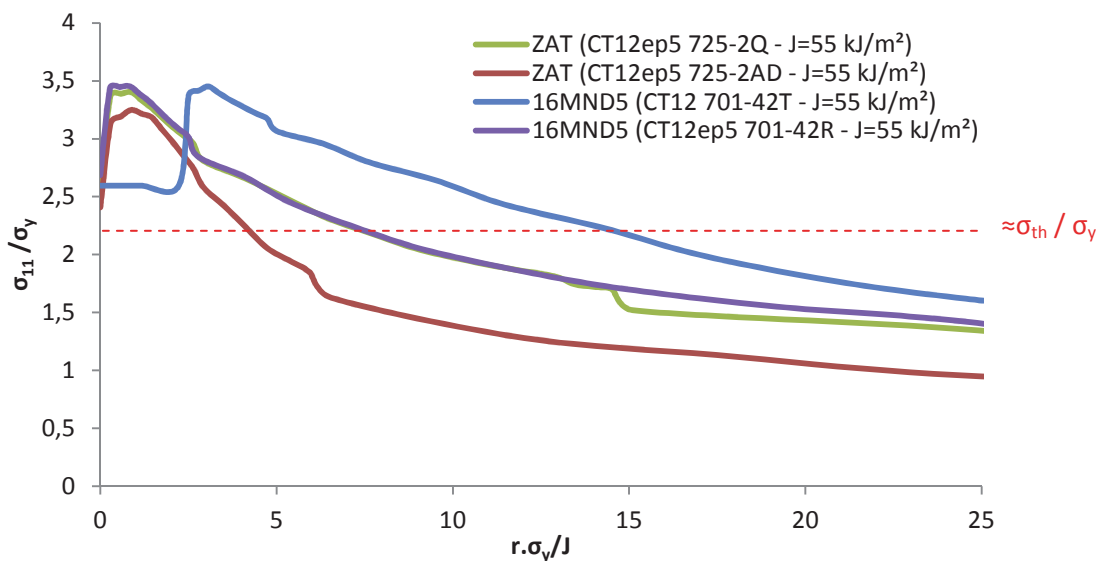


Figure III-57 : Evolution de la contrainte principale le long du ligament à J moyen équivalent

La figure III-58 montre les évolutions des contraintes principales sur le long des ligaments des mêmes éprouvettes au moment de la rupture. On constate que les observations précédentes sont toujours vraies. L'évolution de la contrainte 725-2Q est identique puisque le niveau de J moyen est le même. L'autre éprouvette caractérisant la ZAT, la 725-2AD, présente une contrainte principale maximale à rupture bien inférieure à celles des éprouvettes en 16MND5 et à l'éprouvette 725-2Q. De plus, après le pic de contrainte à $\sigma_{11}/\sigma_y = 3,15$, celle-ci diminue beaucoup plus rapidement que les autres éprouvettes alors que la valeur de J moyen à rupture est beaucoup plus élevée. On peut alors également supposer que la valeur de V_{th} à rupture pour l'éprouvette 725-2AD est inférieure à celles de toutes les autres éprouvettes. Là-encore, on constate que la proximité entre le front de fissure de fatigue et l'inconel 82 semble être bénéfique pour diminuer le chargement de la fissure. Cette dernière profite en effet de la plastification de l'inconel qui retarde son chargement.

Enfin, notons qu’un léger écart est désormais visible entre les éprouvettes 725-2Q et 701-42R. En effet, le maximum de contrainte de l’éprouvette caractérisant la ZAT est inférieur à celui de l’éprouvette en 16MND5 et la chute de la contrainte est moins rapide, ce qui sous-entend que le volume V_{th} est plus important pour la 725-2Q.

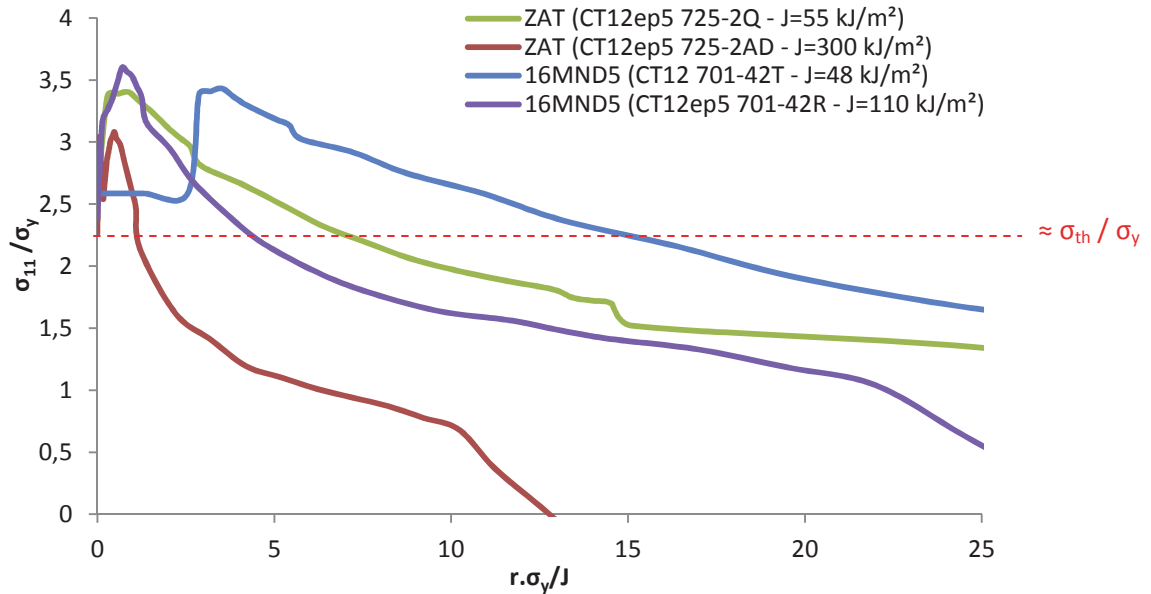


Figure III-58 : Evolution de la contrainte principale le long du ligament au moment de la rupture

Calcul du volume V_{th}

Les contraintes principales maximales à rupture au sein des éprouvettes CT ayant été calculées, il est alors possible de calculer les volumes V_{th} correspondant aux volumes cumulés des éprouvettes ayant subi une contrainte principale maximale supérieure ou égale à la contrainte critique de clivage, estimée à 1375 MPa pour le 16MND5 et pour la ZAT. Il est important de noter que pour les éprouvettes multi-matériaux, le volume V_{th} considéré est uniquement celui qui se développe dans la ZAT et dans le 16MND5, l’inconel 82 ne pouvant pas cliver.

La figure III-59 montre l’évolution du $(V_{th}/B_{net})^{0,5}$ en fonction de J pour les différents types d’éprouvettes CT. Rappelons que Chapuliot a montré qu’en plasticité confinée, J^2 est directement proportionnel à V_{th}/B_{net} [CHA 08].

La courbe grise correspond à l’évolution de $(V_{th}/B_{net})^{0,5}$ en fonction de J pour les éprouvettes CT12 en 16MND5. On constate alors que V_{th}/B_{net} est bien proportionnel à J^2 , ce qui confirme la configuration de plasticité confinée. En effet, il est possible d’approximer cette courbe par une droite. Par ailleurs, quelques points correspondant à des éprouvettes rompues ont été placés sur cette courbe.

Quant aux autres éprouvettes CT12ep5, leurs courbes suivent le début de la courbe grise, mais ont tendance à bifurquer après $(V_{th}/B_{net})^{0,5} \approx 0,3$ mm : celles-ci ne sont donc pas en état de plasticité confinée. Ces éprouvettes développent donc une certaine plasticité, ce qui les place finalement plus haut dans la transition fragile-ductile.

La courbe noire représente les éprouvettes CT12ep5 en 16MND5, où quelques points correspondant aux ruptures d’éprouvettes ont été positionnés. Toutes les autres courbes correspondent à des éprouvettes CT12ep5 caractérisant la ZAT, avec des distances entre le front de fissure et l’inconel différentes.

D’après cette figure, on constate que les éprouvettes caractérisant la ZAT dont le front de fissure est situé à au moins 1,45 mm de l’inconel 82 se comportent comme les éprouvettes CT12ep5 en 16MND5. En effet, les plages de valeurs de J et de $(V_{th}/B_{net})^{0,5}$ à rupture sont similaires ainsi que leurs courbes respectives. On peut donc supposer qu’à partir d’une certaine distance de l’inconel, les éprouvettes multi-matériaux ont un comportement très voisin des éprouvettes mono-matériau.

En revanche, pour les éprouvettes CT12ep5 multi-matériaux dont le front de fissure est proche de l’inconel 82, les valeurs de J moyen à rupture sont beaucoup plus importantes que les autres puisqu’elles peuvent atteindre 430 kJ/m² contre une moyenne de 50 kJ/m². Cette observation sous-entend que la plasticité se développe beaucoup plus dans les éprouvettes multi-matériaux que les équivalentes en 16MND5.

Par ailleurs, en dépit des écarts importants sur les valeurs de J , on constate que les valeurs de $(V_{th}/B_{net})^{0,5}$ sont semblables pour toutes les éprouvettes CT12ep5, comprises entre 0,45 et 0,65. On peut donc en déduire que pour le haut de la transition fragile-ductile, V_{th} est bien un paramètre pertinent pour caractériser la rupture alors que J moyen ne l’est pas.

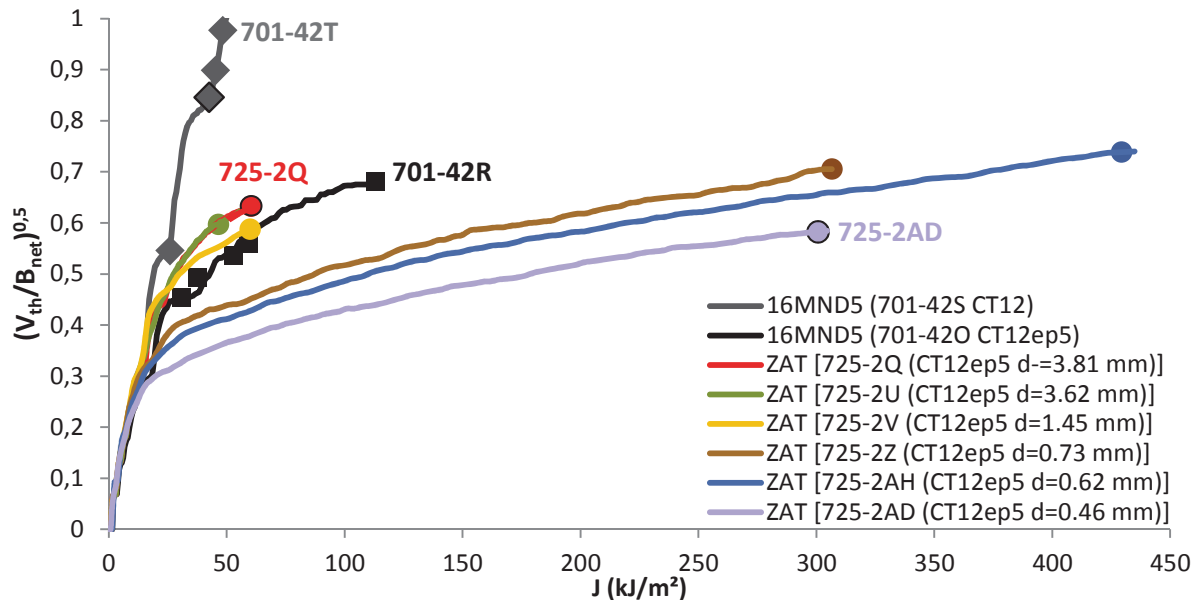


Figure III-59 : Evolutions des valeurs de $(V_{th}/B_{net})^{0,5}$ selon J

La figure III-60 résume les valeurs de V_{th}/B_{net} et de J moyen à rupture pour toutes les éprouvettes CT rompues à -130°C.

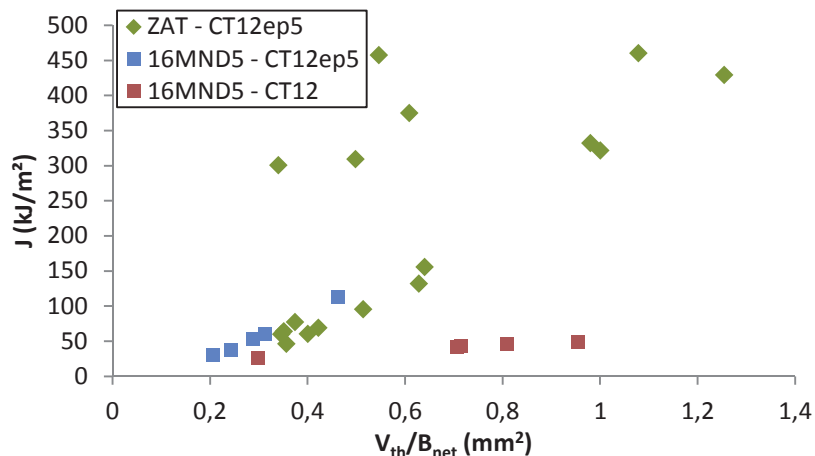


Figure III-60 : Comparaison des valeurs de J selon V_{th}/B_{net} pour toutes les éprouvettes CT

Toutes ces observations mettent donc en évidence le bénéfice apporté par la proximité entre le front de fissure et l’inconel 82. En effet, la plasticité se développe énormément dans l’alliage de nickel et retarde le chargement de la ZAT, qui présente alors des valeurs de J moyen à rupture plus élevées pour les fronts de fissure les plus proches de l’inconel.

Aussi, afin de s’assurer que les valeurs de J moyen augmentent bien avec la diminution de la distance entre les fronts de fissure et l’inconel 82, les demi-éprouvettes rompues ont été redécoupées au niveau du front de fissure et les distances à l’interface remesurées (figures III-61 et 62). La tendance a été confirmée mais quelques éprouvettes ont fait office d’exception.

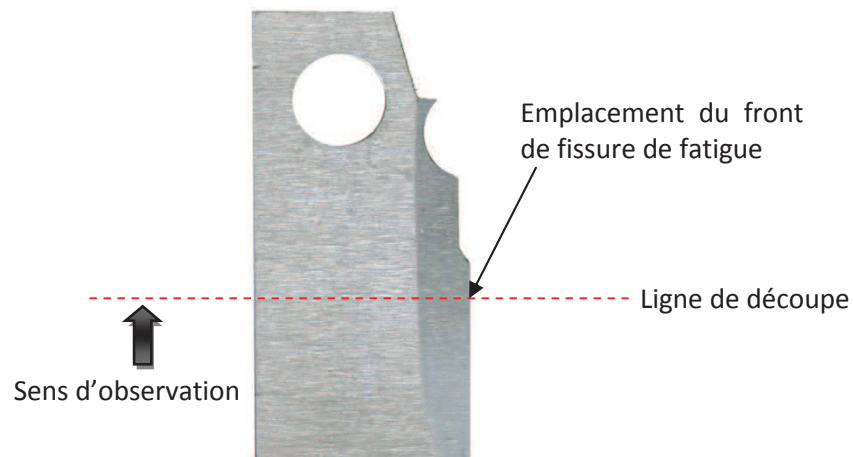


Figure III-61 : Découpe des demi-éprouvettes CT pour observer les distances entre le front de fissure situé dans la ZAT et l’inconel 82

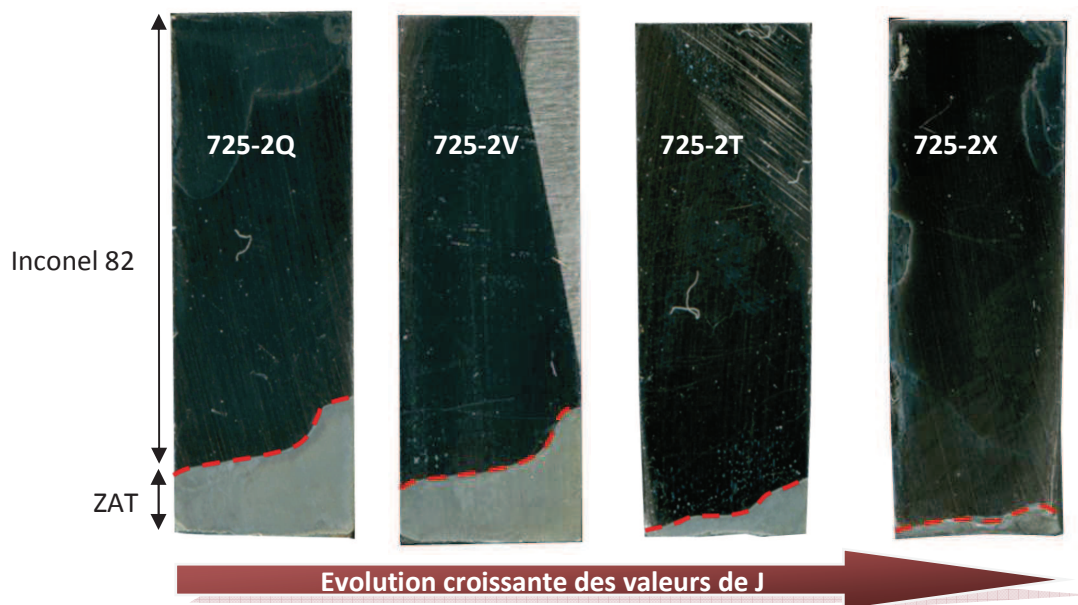


Figure III-62 : Evolution de J en fonction de la distance entre le front de fissure dans la ZAT et l’inconel 82 (faciès des découpes de demi-éprouvettes polies et attaquées au Nital 2%)

IV. Interprétation des probabilités de rupture

Dans cette partie, les paramètres du modèle en contrainte seuil sont identifiés avant de comparer les différentes configurations d'éprouvettes. Puis, les probabilités de rupture des éprouvettes CT en 16MND5 et multi-matériaux sont déterminées afin de conclure sur le cas de fissure le plus sensible.

IV.1. Identification des paramètres du modèle en contrainte seuil

IV.1.1. Métal de base 16MND5 – Fonction de sensibilité F

La fonction de sensibilité F des CT en 16MND5 a pu être identifiée. Cependant, sa détermination a été uniquement graphique, afin de procéder de la même manière que pour les éprouvettes CT multi-matériaux. En effet, pour ces dernières, ne disposant pas de la valeur de m normalement obtenue à partir d'essais sur éprouvettes AE prélevées dans la ZAT, la détermination de la fonction F de façon analytique est impossible. Aussi, du fait du faible nombre d'essais, on se contente ici de comparer les différentes géométries sans caler le modèle en contrainte seuil.

Les éprouvettes CT12 et CT12ep5 en 16MND5 rompues à -130°C ont été traitées séparément du fait de la différence de confinement de la plasticité. Elles ont été classées par ordre de V_{th}/B_{net} croissant et une probabilité de rupture expérimentale leur a été attribuée comme pour les éprouvettes AE selon :

$$P_{ri} = \frac{i - 0,5}{N}$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement ;
 N : nombre total d'essais.

La figure III-63 présente le graphique de Pr' en fonction de V_{th}/B_{net} pour les deux types d'éprouvettes CT en 16MND5. On constate clairement un écart entre les deux populations, ce qui est lié aux confinements de la plasticité différents.

Selon la définition initiale du modèle en contrainte seuil ($Pr' = -\ln(1-Pr) = F \cdot V_{th}/B_{net}$), la fonction de sensibilité F correspond au coefficient directeur de la droite passant par l'origine du repère et au mieux par les points expérimentaux. Cependant, pour ces deux cas, il est impossible de faire passer une droite par l'origine du repère avec une bonne approximation des distributions de probabilités expérimentales. Rappelons que la définition de ces droites consiste à minimiser l'écart entre Pr' et $F \cdot V_{th}/B_{net}$ de manière à affiner au mieux le modèle en contrainte seuil.

Aussi, il a été décidé de ne pas faire passer ces droites de régression par l'origine. Cette hypothèse est importante puisqu'elle suggère l'existence d'une valeur du volume V_{th}/B_{net} minimale pour déclencher le clivage, phénomène déjà observé par Chapuliot [CHA 08] et Marie [MAR 11].

Par ailleurs, il est impossible d'obtenir une bonne approximation des points expérimentaux des éprouvettes CT12 en 16MND5. En effet, le point dont le rapport V_{th}/B_{net} est le plus faible ne semble pas suivre la distribution des autres points des éprouvettes identiques. Celui-ci tend à se rapprocher de la distribution des éprouvettes plus fines, ce qui est en accord avec le point bas sur la courbe grise de la figure III-59 et compatible avec la notion de V_{th}/B_{net} minimum. Des séries d'essais supplémentaires seraient donc nécessaires pour confirmer cette tendance.

Cependant, les fonctions de sensibilité F ont été déterminées pour ces deux types d'éprouvettes, celles-ci correspondant aux coefficients directeurs des droites de régression. Pour les éprouvettes CT12ep5, la fonction F est estimée à 8,7695 alors qu'elle vaut 2,9525 pour les éprouvettes CT12. En revanche, si le point bas des éprouvettes CT12 était exclu, la fonction F de cette population serait sensiblement la même que pour les éprouvettes plus fines.

Ce graphique montre bien qu’il est impossible de comparer les éprouvettes CT12 aux éprouvettes CT12ep5, et que le changement d’épaisseur ainsi que la différence de confinement influent énormément sur les valeurs de V_{th}/B_{net} et de F . Pour la suite, seules les éprouvettes CT12ep5 seront exploitées de façon à les comparer avec les éprouvettes de même géométrie multi-matériaux.

Enfin, pour les éprouvettes CT12ep5 en 16MND5, on peut noter que la valeur du volume V_{th}/B_{net} minimal, noté V_{thmin}/B_{net} , vaut $0,196 \text{ mm}^2$.

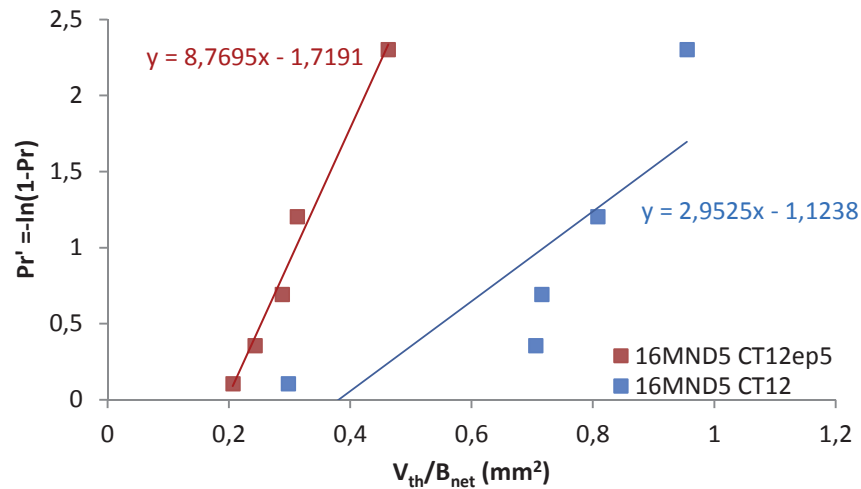


Figure III-63 : Identification de la fonction F graphiquement

Pour les éprouvettes CT12ep5 en 16MND5, la figure III-64 montre un très bon accord entre Pr' et $F.V_{th}/B_{net}$ avec un coefficient directeur valant 1.

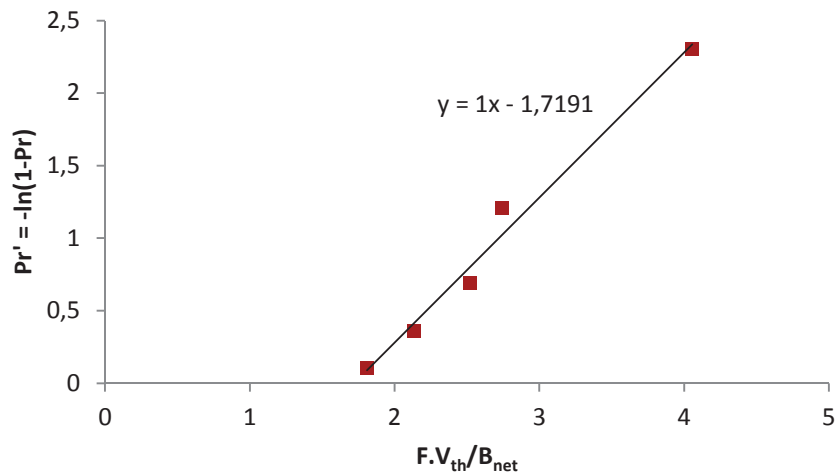


Figure III-64 : Minimisation entre Pr' et $F.V_{th}/B_{net}$ pour les CT12ep5 en 16MND5

IV.1.2. ZAT du 16MND5 – Fonction de sensibilité F

La fonction de sensibilité F des éprouvettes CT12ep5 multi-matériaux rompues à -130°C a été déterminée exactement de la même manière que pour les éprouvettes en 16MND5, à savoir graphiquement. Là-encore, il était impossible d’approcher la distribution des points expérimentaux avec une droite passant par l’origine des repères : l’existence d’une valeur minimale de volume seuil V_{th}/B_{net} pour déclencher le clivage semble donc évidente.

Par ailleurs, si on s'intéresse aux points bas, ceux-ci semblent tendre vers une valeur spécifique de V_{th}/B_{net} , ce qui conforte l'hypothèse de l'existence de V_{thmin}/B_{net} . On pourrait même s'interroger sur la possibilité d'avoir une pente différente pour ces points. Rappelons également que le point le plus bas correspond à une valeur de J moyen de 300 kJ/m^2 , une des valeurs les plus élevées observées, alors que le second représente environ 60 kJ/m^2 .

Finalement, la fonction de sensibilité des éprouvettes multi-matériaux vaut $3,1424$ (figure III-65) et la valeur de V_{thmin}/B_{net} est estimée à $0,296 \text{ mm}^2$. La figure III-66 révèle un très bon accord entre Pr' et $F.V_{th}/B_{net}$.

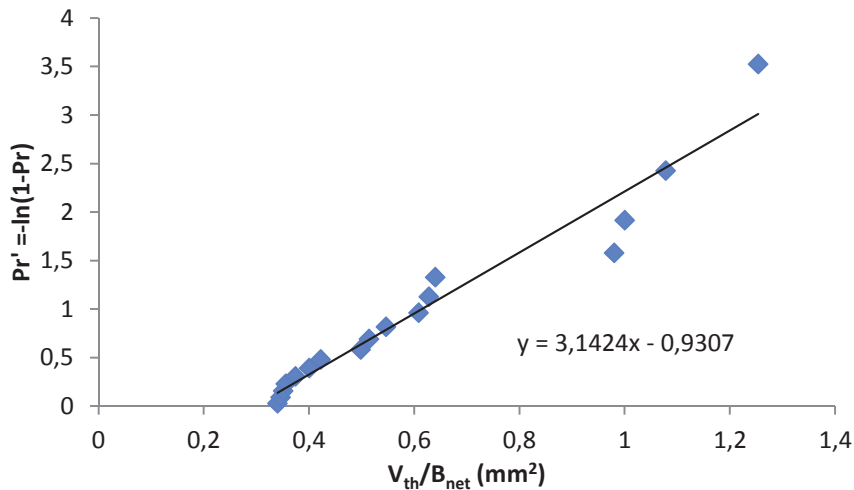


Figure III-65 : Identification de la fonction F graphiquement pour les CT12ep5 multi-matériaux

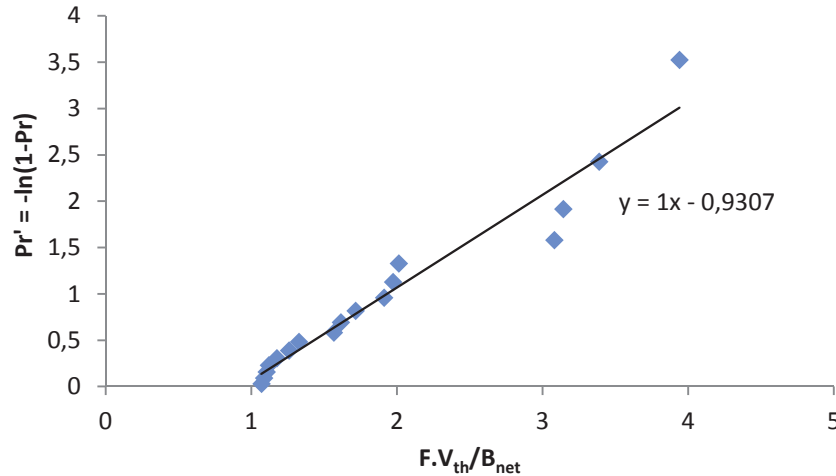


Figure III-66 : Minimisation entre Pr' et $F.V_{th}/B_{net}$ pour les CT12ep5 multi-matériaux

IV.1.3. Comparaison des éprouvettes CT12ep5 en 16MND5 et multi-matériaux

La figure III-67 compare les distributions de Pr' en fonction de V_{th}/B_{net} pour les deux types d'éprouvettes CT12ep5 rompues à -130°C . On constate d'ores et déjà que les fonctions de sensibilité sont différentes. En effet, pour les éprouvettes multi-matériaux présentant plus de plasticité, la fonction F est presque trois fois inférieure à celles des éprouvettes équivalentes en 16MND5. Néanmoins, il est difficile d'expliquer ce phénomène sans connaître les valeurs des paramètres analytiques des fonctions de sensibilité.

Par ailleurs, les valeurs de V_{thmin}/B_{net} sont du même ordre de grandeur même si celle de la ZAT est supérieure. Pour les points bas, on peut toutefois noter que les valeurs de J à rupture des éprouvettes caractérisant la ZAT sont supérieures à celles des éprouvettes en 16MND5 d'un rapport proche de 2. La géométrie de l'éprouvette mais aussi le niveau de niveau de plasticité ont donc également un effet sur le seuil minimal.

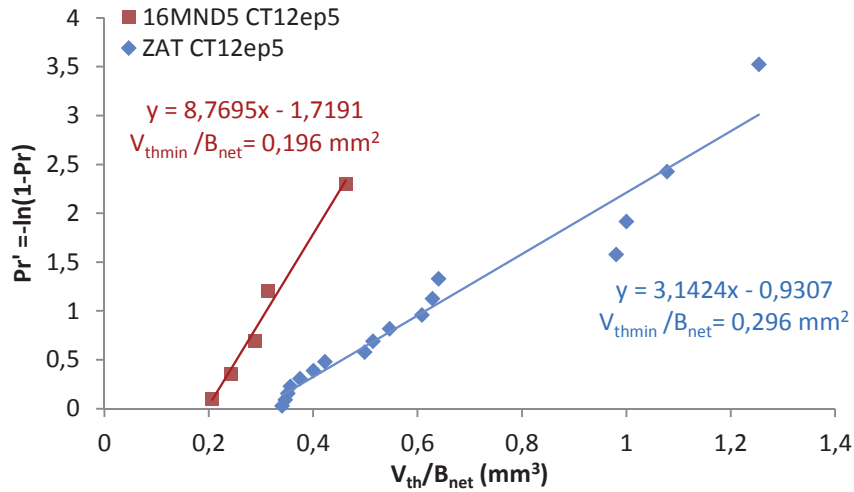


Figure III-67 : Comparaison entre les éprouvettes CT12ep5 en 16MND5 et les multi-matériaux

IV.2. Probabilités de rupture

IV.2.1. Forme finale du modèle en contrainte seuil

Comme précisé auparavant, le modèle en contrainte seuil n'est pas directement utilisé pour interpréter les probabilités de rupture de cette étude. Néanmoins, l'introduction d'une notion de V_{thmin}/B_{net} pour déclencher le clivage implique une modification de son expression. Ainsi, celui-ci devient un modèle linéaire comprenant un seuil permettant d'interpréter correctement l'ensemble des essais. Sa forme finale est la suivante :

$$Pr = 1 - \exp\left(-F \cdot \frac{V_{th} - V_{thmin}}{B_{net}}\right)$$

IV.2.2. Comparaison des probabilités de rupture

Dans cette partie, les probabilités de rupture expérimentales de toutes les éprouvettes sont comparées en fonction du chargement extérieur appliqué. A cette fin, ce sont les valeurs du facteur d'intensité de contraintes K_I qui sont utilisées car elles sont représentatives du chargement et permettent de prendre en compte les variations de longueur de fissure de fatigue des éprouvettes.

Les éprouvettes ont été classées par ordre de K_I croissant et une probabilité de rupture expérimentale leur a été attribuée selon :

$$P_{ri} = \frac{i - 0,5}{N}$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement ;
 N : nombre total d'essais.

La figure III-70 résume les distributions de probabilités de rupture expérimentales pour toutes les éprouvettes CT rompues à -130°C en fonction de K_I . Dans un premier temps, on remarque que les distributions sont assez proches entre les éprouvettes CT12 et CT12ep5 en 16MND5. En outre, à probabilité nulle, on note un écart d'environ $8 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$, soient 10%, entre les valeurs de K_I à rupture des éprouvettes en 16MND5 et celle des éprouvettes caractérisant la ZAT. Cet écart varie légèrement pour des probabilités de rupture plus importantes mais de façon générale, à probabilité de rupture équivalente, les CT multi-matériaux rompent toujours pour un chargement extérieur supérieur.

Cette dernière remarque est très importante puisqu'elle implique que la résistance à la rupture des éprouvettes ayant une fissure située dans la ZAT près de l'inconel 82 est meilleure que celle des éprouvettes mono-matériau en 16MND5. Aussi, comme il avait été constaté précédemment vis-à-vis des valeurs de J , la proximité du défaut conventionnel avec l'inconel 82 est bénéfique pour la résistance à la rupture. En effet, l'alliage nickel plastifie plus tôt et atténue ainsi la sévérité des contraintes en pointe de fissure.

Ces observations nous amènent à la conclusion que le métal de base de base constitue un cas enveloppe pour la ZAT puisqu'il est moins résistant que cette dernière en considérant les efforts appliqués.

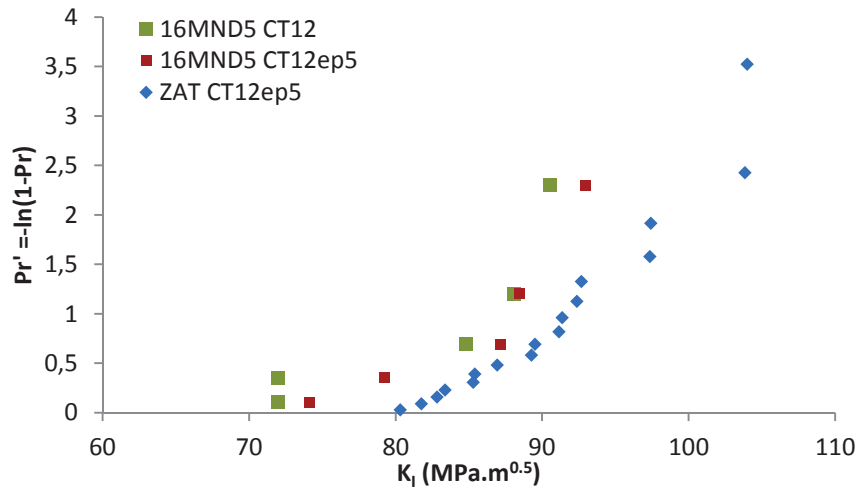


Figure III-70 : Comparaison des probabilités de rupture expérimentales des éprouvettes CT rompues à -130°C

Conclusion

Au cours de ce chapitre, la maquette tubulaire a tout d'abord été présentée en détails, et particulièrement la liaison bimétallique dont la résistance à la rupture fragile a été évaluée. Rappelons que seul l'acier ferritique 16MND5 et sa ZAT sont sensibles à ce type de rupture puisque les structures cristallines de l'acier austénitique 316L et l'inconel 82 favorisent plutôt la déchirure ductile.

Deux cas de défaut ont été envisagés, à savoir une fissure conventionnelle dans la ZAT de l'acier ferritique 16MND5 proche de l'inconel 82, et une autre située dans le 16MND5. L'objectif était donc de comparer la résistance au clivage de ces deux situations.

Dans un premier temps, les prélèvements qui ont été effectués pour alimenter la partie expérimentale ont été explicités. Aussi, les types d'éprouvettes prélevés dans la maquette ont été présentés, en prenant soin de signifier l'objectif qui leur était associé. Par ailleurs, à dessein de cette étude, une nouvelle géométrie d'éprouvette a été développée pour obtenir les courbes de traction des matériaux et pour tenter de déterminer la contrainte seuil de clivage associée à la ZAT et au 16MND5. Un procédé de mesure de profil d'éprouvette à l'aide de nappes laser très précises, et en temps réel, a également été adapté aux besoins des essais expérimentaux. Cette partie a permis de mettre en évidence la difficulté des prélèvements d'éprouvettes de caractérisation de la ZAT proche de l'inconel 82.

En outre, les essais expérimentaux ainsi que les résultats obtenus ont été exposés, aussi bien les courbes expérimentales des essais de traction monotone, que celles des essais de rupture visant à caractériser le 16MND5 et sa ZAT à -130°C , température choisie pour favoriser le clivage. De nombreuses observations au MEB sont venues compléter cette partie expérimentale en apportant des informations utiles à la compréhension des processus de rupture en jeu.

Tous les essais réalisés ont ensuite été analysés par calculs aux éléments finis afin d'extraire des valeurs nécessaires à l'identification des paramètres du modèle en contrainte seuil destiné à comparer les probabilités de rupture des deux cas de fissure. Cette étape a révélé des informations importantes telles que l'impossibilité d'utiliser les éprouvettes prismatiques entaillées pour déterminer la contrainte seuil du fait d'un développement de la plasticité trop important pour les matériaux considérés.

Par ailleurs, l'utilisation d'éprouvettes CT12 d'épaisseur réduite à 5 mm a révélé un fort développement de la plasticité, synonyme de perte de confinement. Au lieu de se situer dans le bas de la transition fragile-ductile comme on aurait pu s'y attendre, celles-ci sont plutôt dans le haut de la transition, ce qui a compliqué les interprétations. De plus, il s'est avéré impossible de comparer des éprouvettes d'épaisseur différente à cause des conséquences liées aux variations de confinement. Néanmoins, cette configuration a permis de mettre en évidence certains phénomènes.

En effet, la pertinence du critère de rupture V_{th}/B_{net} a pu être mise en évidence, les éprouvettes mono et multi-matériaux présentant des valeurs similaires alors que les valeurs de J moyen à rupture étaient très éloignées dans certains cas : J n'est donc pas un paramètre pertinent lorsque la plasticité se généralise dans l'éprouvette.

Ensuite, l'influence de la distance entre le front de fissure des éprouvette CT et l'inconel 82 a également pu être notée : plus le front de fissure est proche de l'inconel, plus la plasticité se développe, et plus les valeurs de J à rupture sont élevées. Inversement, lorsque le front de fissure s'éloigne de l'inconel 82, les éprouvettes multi-matériaux ont tendance à se comporter comme des éprouvettes mono-matériau.

Lors de la détermination des fonctions de sensibilité F , il a été constaté que l'introduction d'une valeur V_{thmin}/B_{net} pour déclencher le clivage est nécessaire : c'est donc en atteignant cette valeur critique que le risque de clivage devient non nul. Il a également été remarqué que la fonction F est plus faible pour les éprouvettes multi-matériaux présentant plus de plasticité que les éprouvettes mono-matériaux.

L'interprétation des distributions de probabilités de rupture a apporté des éléments de réponse très intéressants pour répondre à la problématique de départ. En effet, il a été constaté que la ZAT, dans la situation de confinement qu'imposent ces éprouvettes CT, est plus résistante à la rupture que le 16MND5. Aussi, les sollicitations mécaniques qui doivent être appliquées à la ZAT pour déclencher le clivage sont plus élevées que pour le 16MND5. La proximité de la fissure avec l'inconel 82 est donc bénéfique pour la résistance à la rupture fragile des éprouvettes : il apparaît que la plastification qui a lieu dans l'inconel 82 atténue la singularité des contraintes en pointe de fissure et retarde le déclenchement du clivage. Le cas d'une fissure dans le métal de base est alors un cas enveloppe du cas où la fissure se trouve dans la ZAT proche de l'inconel 82.

Ces dernières assertions nous conduisent à penser que démontrer l'intégrité d'une structure à partir du métal de base permettrait également de démontrer la tenue mécanique d'une liaison bimétallique appartenant à cette même structure. Toutefois, cette situation est vraie pour les éprouvettes testées mais mérite d'être vérifiée pour d'autres géométries présentant un confinement de la plasticité différent, ce qui revient à se placer dans une zone différente de la transition fragile-ductile. Par ailleurs, ces essais sur une géométrie d'éprouvette différente permettraient de vérifier la transférabilité du modèle en contrainte seuil en tenant compte d'une valeur minimale de V_{thmin}/B_{net} .

Enfin, il est possible d'affirmer que la méthodologie développée et mise en œuvre pour pallier aux besoins de cette étude est tout à fait adaptée aux exploitations nécessaires. En effet, elle a permis d'obtenir tous les résultats indispensables au traitement de la problématique et peut très bien être appliquée à un cas d'étude similaire tel que la liaison bimétallique « narrow gap » de l'EPR.

Références

- [ANC 10]** O. Ancelet, Ph. Matheron., 2010, "Development of a new measurement system for tensile testing", ASME 2010 Pressure Vessels & Piping Division Conference.
- [ANC 11]** O. Ancelet, G. Perez, L. Forest, 2011, "Tensile characterization of a gtaw bimetallic weld mod 9cr-1mo – 316l(n) with a new measurement system for tensile testing", ASME 2011 Pressure Vessels & Piping Division Conference.
- [ASTM 08]** ASTM E1820-08 (2008), "Standard Test Method for measurement of fracture toughness".
- [CHA 08]** S. Chapuliot and V. Le Corre, "A simplified expression for low cleavage probability calculation", Engineering Fracture Mechanics 75 (2008), pp. 1488 - 1506.
- [CEA 11]** D. Ayrault - A. Bonaventure, "Action LBM - Réalisation de maquettes et premières caractérisations", Rapport interne DM2S - SEMT/LTA/RT/09-011/A, 2011.
- [LEC 06]** V. Le Corre, "Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile : application de la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés", Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lille (2006).
- [MAR 11]** S. Marie, J. Schwab et S. Vidard, "Prediction of the absence of brittle failure risk for ferritic steel piping components in the brittle-ductile region", ASME 2011 Pressure Vessels & Piping Division Conference.
- [NGU 09]** T.H. N'Guyen, "Prédiction de la non-rupture fragile dans un joint soudé en acier C-Mn dans le domaine de la transition fragile/ductile", Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lille (2009).

CHAPITRE IV

Rupture d'une liaison bimétallique de circuit primaire d'EPR type « narrow gap »

Sommaire

Introduction.....	165
I. Présentation de la maquette avec liaison bimétallique.....	166
I.1. Présentation générale de la maquette	166
I.2. Caractérisation de la liaison bimétallique.....	168
I.2.1. Microstructures.....	168
I.2.2. Mesures de duretés	171
II. Partie expérimentale.....	173
II.1. Objectifs de la partie expérimentale	173
II.2. Prélèvement des éprouvettes dans la maquette	173
II.2.1. Types d'éprouvettes prélevées	173
II.2.2. Bilan des prélèvements	175
II.3. Caractérisation des matériaux en traction monotone.....	180
II.3.1. Courbes de traction à -125°C	180
II.3.2. Courbes de traction à -175°C	180
II.3.3. Faciès de rupture des éprouvettes prismatiques entaillées	181
II.4. Plasticité des éprouvettes prismatiques entaillées	183
II.5. Essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées	183
II.5.1. Description des essais	183
II.5.2. Observations des faciès de rupture	183
II.5.3. Plasticité des éprouvettes AE.....	184
II.6. Caractérisation du comportement à rupture	185
II.6.1. Essais de rupture sur éprouvettes CT12.....	185
II.6.2. Essais de rupture sur éprouvettes SENT10	190
III. Analyse numérique des essais	193
III.1. Modélisation des essais sur éprouvettes prismatiques entaillées.....	193
III.1.1. Description des modèles	193
III.1.2. Validation des modèles	193
III.1.3. Contrainte principale maximale à rupture.....	195
III.2. Modélisation des essais sur éprouvettes AE en 18MND5	195
III.2.1. Description du modèle	195
III.2.2. Validation du modèle	196
III.2.3. Contrainte principale maximale	196
III.2.4. Contrainte seuil de clivage	197

III.3. Modélisation des essais de rupture sur CT	198
III.3.1. Description des modèles	198
III.3.2. Validation des modèles	199
III.3.3. Résultats.....	200
III.4. Modélisation des essais de rupture sur éprouvettes SENT	202
III.4.1. Description des modèles	202
III.4.2. Validation des modèles	203
III.4.3. Résultats.....	205
III.5. Comparaison des éprouvettes CT et SENT	207
IV. Interprétation des probabilités de rupture	209
IV.1. Paramètres de rupture	209
IV.1.1. Eprouvettes CT12	209
IV.1.2. Eprouvettes SENT10.....	212
IV.1.3. Bilan des paramètres de rupture déterminés.....	212
IV.2. Probabilités de rupture	213
IV.2.1. Fonctions de sensibilité F	213
IV.2.2. Comparaison des probabilités de rupture	214
IV.2.3. Evaluation de la transférabilité du modèle en contrainte seuil.....	216
V. Etude générique de tuyauterie fissurée.....	217
V.1. Présentation des modèles	218
V.2. Résultats.....	219
Conclusion	221
Références	223

Introduction

Ce chapitre a pour objectif d'évaluer le risque de rupture fragile d'un tube de circuit primaire de réacteur nucléaire de dernière génération (EPR) comportant une liaison bimétallique de type « narrow gap ». Cette liaison soudée relie une tubulure en acier ferritique 18MND5 à une seconde en acier austénitique 316L à l'aide d'un joint soudé en inconel 52.

En nous basant sur l'expérience acquise au cours de l'étude présentée dans le chapitre précédent, la résistance à la rupture fragile de cette liaison fissurée au niveau de la ZAT est comparée à celle du tube en 18MND5.

Aussi, une description de la maquette à disposition pour cette étude est tout d'abord proposée. En outre, les objectifs de la partie expérimentale et les prélèvements d'éprouvettes associés sont présentés. Les matériaux sont ensuite caractérisés en traction monotone à basse température de manière à obtenir leurs courbes de traction et définir la valeur de la contrainte seuil de clivage. Puis, des essais de rupture sur éprouvettes CT et SENT permettant de caractériser le comportement à rupture de l'acier ferritique et de sa ZAT sont rapportés.

Tous les essais réalisés sont alors analysés numériquement par calculs aux éléments finis de manière à extraire les valeurs nécessaires à la détermination des paramètres du modèle en contrainte seuil. Ces derniers obtenus, la loi de probabilité de rupture des éprouvettes CT caractérisant la ZAT a été comparée à celle des éprouvettes en 18MND5 afin de déterminer quel positionnement de la fissure engendre la moindre résistance à la rupture. De même, une étude comparative identique a été menée sur les éprouvettes SENT.

Comme dans le chapitre 2, le fait d'avoir deux géométries d'éprouvettes de caractérisation de la rupture a permis d'évaluer la transférabilité d'un état de confinement de la plasticité à un autre. Cette condition est nécessaire car un des intérêts souhaités du modèle en contrainte seuil est de pouvoir définir ses paramètres à partir de peu d'essais sur éprouvettes de laboratoire et de l'appliquer à une structure réelle.

Enfin, une étude générique de tube fissuré comportant une liaison bimétallique fidèle à la maquette de l'étude est proposée. Deux cas de fissure sont considérés, à savoir une située dans la ZAT près de l'inconel 52 et une seconde similaire dans le 18MND5. La résistance à la rupture des deux cas est évaluée et leurs probabilités de rupture respectives comparées à l'aide du modèle en contrainte seuil.

I. Présentation de la maquette avec liaison bimétallique

I.1. Présentation générale de la maquette

Le support expérimental de cette étude est une maquette tubulaire comportant une liaison bimétallique « narrow gap » (figure IV-1). Fournie par AREVA [ARE 10], la soudure a été réalisée par les mêmes soudeurs, et exactement de la même manière que celles qui sont en place sur le circuit primaire de refroidissement des réacteurs nucléaires de dernière génération, à savoir les EPR : les spécificités des matériaux et de la soudure respectent donc la norme RCC-M.

Un alliage inconel 52 a été utilisé pour relier une tubulure en acier ferritique 18MND5 (A533 cl.3) et une autre en acier austénitique 316L. L'échelle de la maquette par rapport aux équipements du parc nucléaire est de $\frac{1}{2}$. Aussi, le diamètre extérieur est de 350 mm, l'épaisseur de 40 mm et la longueur de 800 mm. A l'intérieur du tube ferritique, un revêtement en acier austénitique de 10 mm d'épaisseur a été déposé sur la partie en acier ferritique.

Précisons que la moitié de la maquette a été mise à la disposition de cette étude, l'autre partie étant destinée à un projet de recherche européen : celle-ci a donc été tronçonnée dans la longueur.



Figure IV-1 : Maquette avec liaison bimétallique

La figure IV-2 est une illustration de la soudure « narrow gap » réalisée avec le procédé de soudage T.I.G. automatique. Les chanfreins de part et d'autre de la soudure sont étroits, et ne présentent qu'un angle de 4° par rapport à l'axe de la maquette. Une ZAT fine et régulière d'environ 2,5 mm de largeur apparaît le long de la soudure dans le 18MND5. Une seconde ZAT est visible dans le 18MND5 le long du revêtement mais ne sera pas considérée pour cette étude.

On peut également remarquer que la soudure ne présente que des passes superposées (28) d'une largeur d'environ 7 mm, et que celle-ci est très régulière. Ce type de soudure présente un intérêt économique de par l'absence de beurrage qui permet un gain de temps considérable, et de par le fait qu'il n'y a qu'une passe par couche, le tout réalisé avec un procédé automatique.

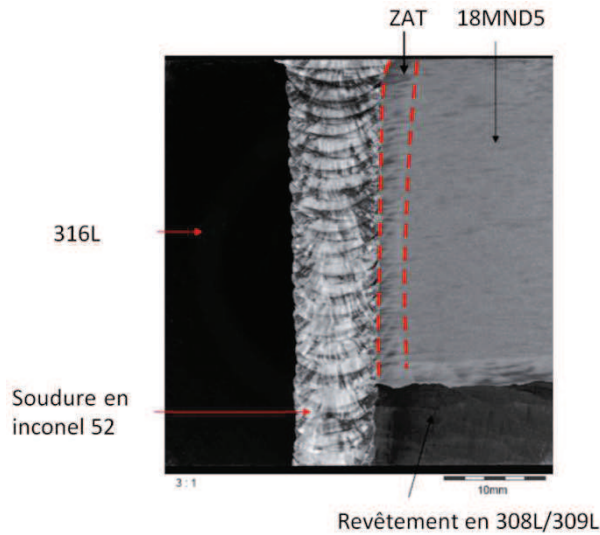


Figure IV-2 : Liaison bimétallique « narrow gap » [ARE 09]

Suite à la soudure, un usinage intérieur et extérieur a été réalisé de manière à obtenir les dimensions souhaitées et retirer le bourrelet de soudure (figure IV-3).

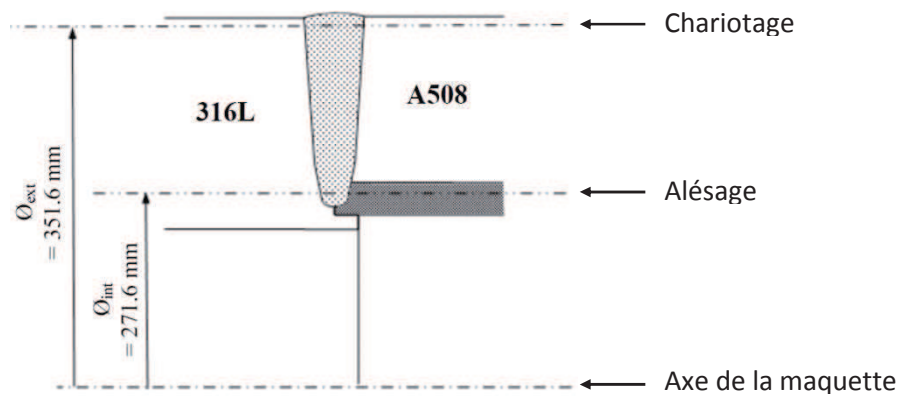


Figure IV-3 : Usinage final de la maquette [ARE 09]

Enfin, un traitement thermique de détensionnement a été effectué sur la maquette au LISN, conformément aux recommandations RCC-M et aux pratiques d’AREVA (figure IV-4).

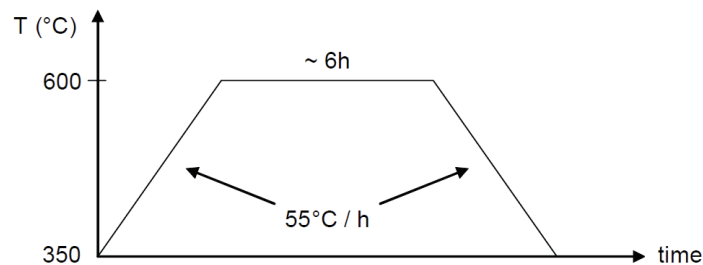


Figure IV-4 : Traitement thermique de détensionnement réalisé sur la maquette au LISN

Les compositions chimiques des matériaux provenant des certificats matières ainsi que certaines caractéristiques mécaniques sont données dans les tableaux IV-1 et 2.

	C	P	Si	Mn	S	Ni	Cr	Co	Mo	Cu	Ti	Fe	Al	N2	V	Nb
18MND5	0.2	0.005	0.23	1.29	0.001	0.56	0.2		0.49	0.09					0.002	
316L	0.013	0.016	0.36	1.85	0.001	11.35	17.4		2.43					0.079		
309L	0.021	0.013	0.6	1.14	0.014	11.70	23.70	0.034	0.17					0.048		0.02
308L	0.029	0.017	0.526	1.27	0.0092	9.53	20.08	0.027	0.058							
Inc. 52	0.023	0.002	0.17	0.24		59.52	28.67	0.002	0.01	0.01	0.53	10.08	0.73	0.007		

Tableau IV-1 : Composition chimique des matériaux de la maquette (%)

	Limite d'élasticité à 0,2 % (MPa)	Limite à la rupture (MPa)	Allongement (%)
18MND5	524	669	27,1
316L	252	538	65.4

Tableau IV-2 : Caractéristiques mécaniques des matériaux à température ambiante

I.2. Caractérisation de la liaison bimétallique

I.2.1. Microstructures

Une tranche de la maquette a été polie et attaquée successivement avec une solution de Nital à 2% puis à l'acide oxalique afin de révéler les différents matériaux constituant la liaison bimétallique (figure IV-5).

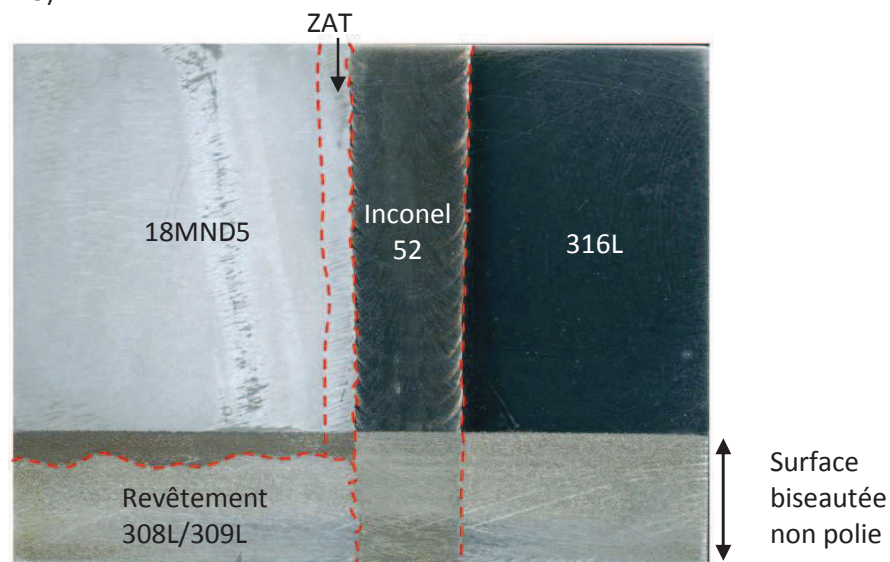


Figure IV-5 : Liaison bimétallique polie et révélée au nital à 2% puis à l'acide oxalique

Les matériaux ont pu être observés au microscope afin d'étudier les microstructures et les tailles de grain. Les structures du 18MND5 et de ZAT sont ferrito-perlitiques mais présentent des tailles de grains très différentes (figures IV-6 à 8). En effet, la figure IV-7 montre la transition du métal de base vers sa ZAT où le raffinement des grains apparaît nettement. Pour le 18MND5, la taille moyenne des grains est en moyenne de 6,5 μm alors qu'elle est de 3 μm pour la ZAT.

Quant à l'interface entre la ZAT et l'inconel 52 (figure IV-9), il semble qu'une légère migration d'éléments ait eu lieu : on constate que, proche de l'inconel, la ZAT est de plus en plus claire, révélant ainsi la présence de moins en moins de perlite.

Enfin, la figure IV-9 permet d'observer des dendrites colonnaires et cellulaires au sein de l'inconel 52, suivant le sens de refroidissement de la soudure.

L'acier austénitique n'a pas été étudié car ce dernier présente peu d'intérêt pour l'étude.

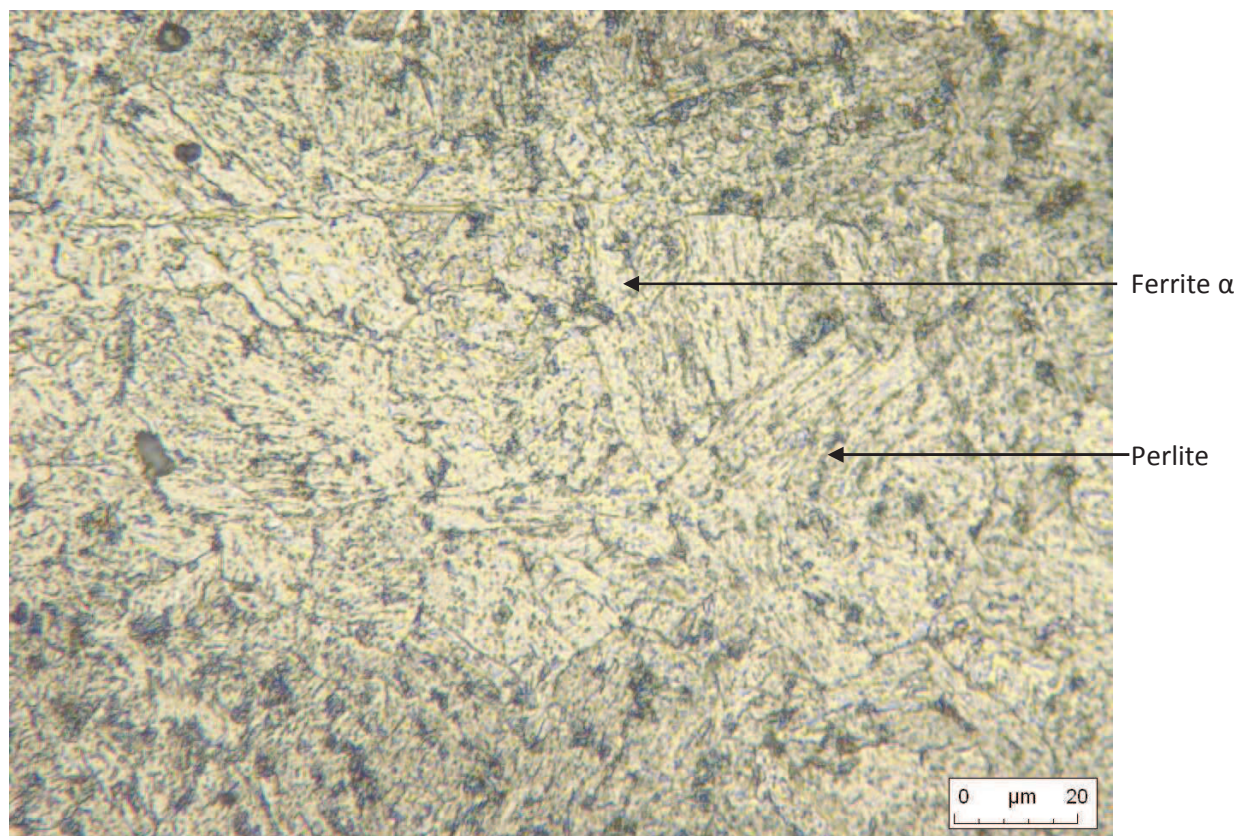


Figure IV-6 : Micrographie du 18MND5

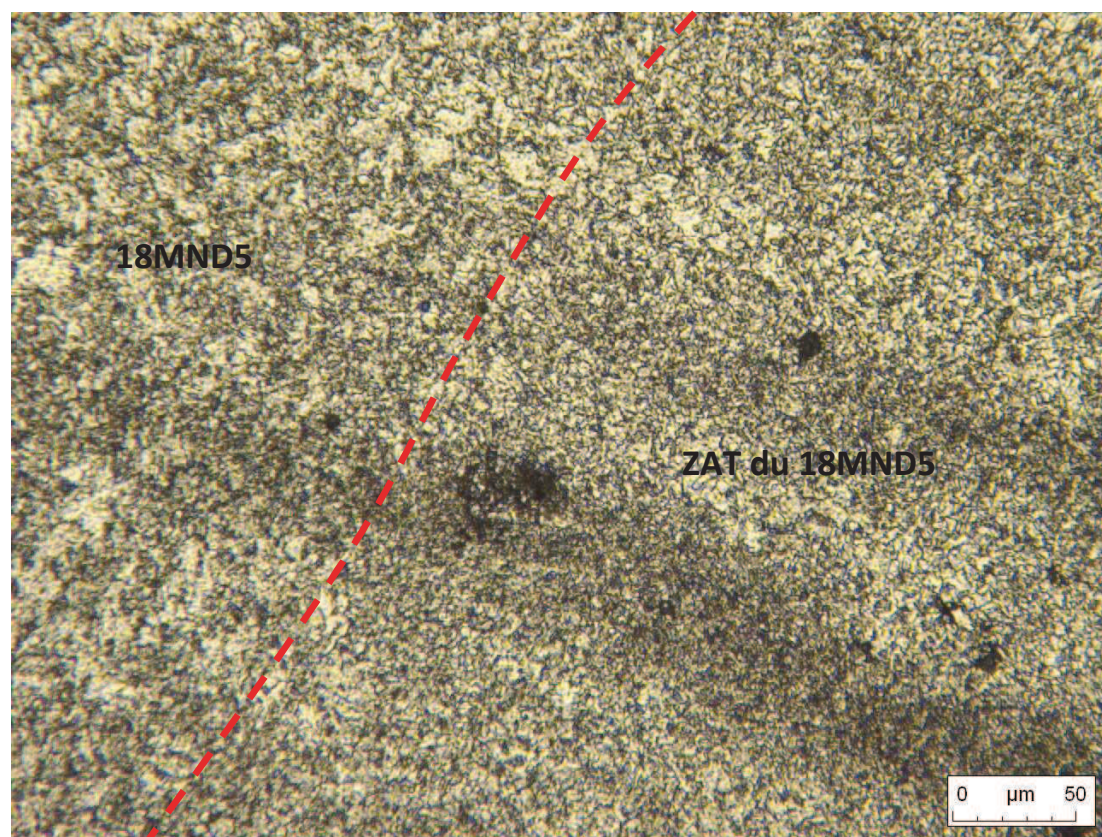


Figure IV-7 : Micrographie de la transition 18MND5 - ZAT du 18MND5

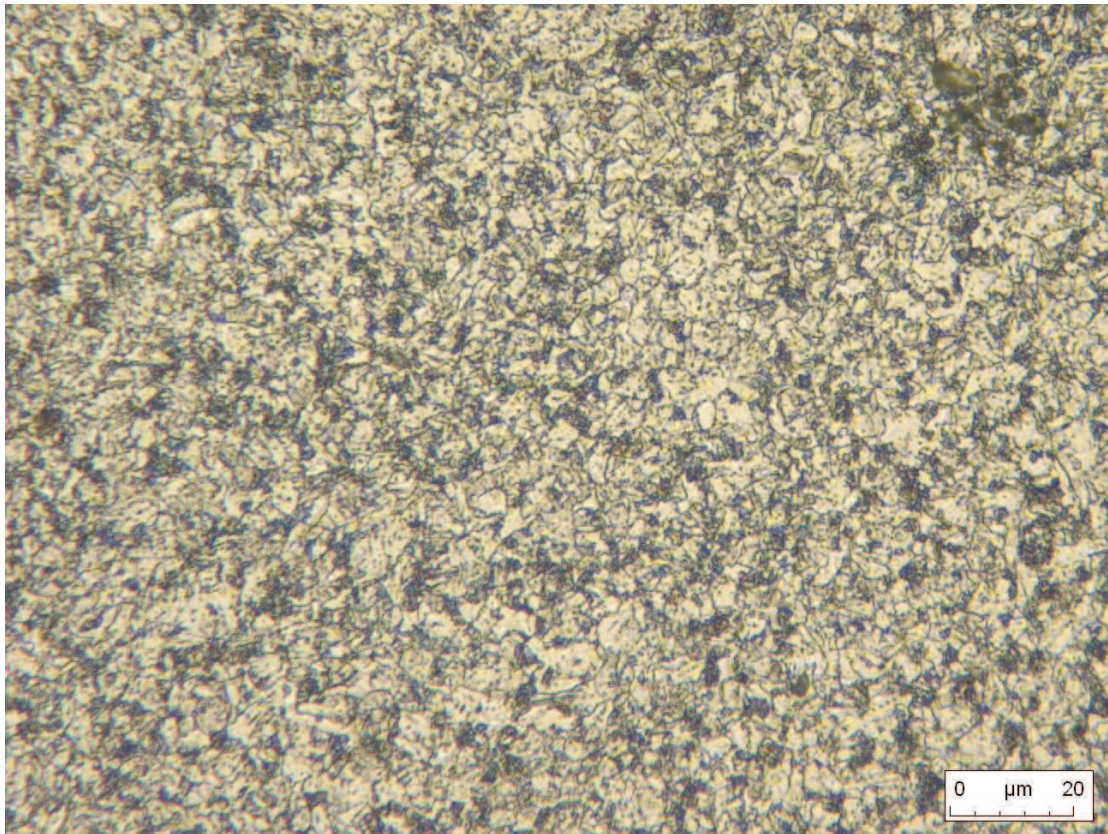


Figure IV-8 : Micrographie de la ZAT du 18MND5

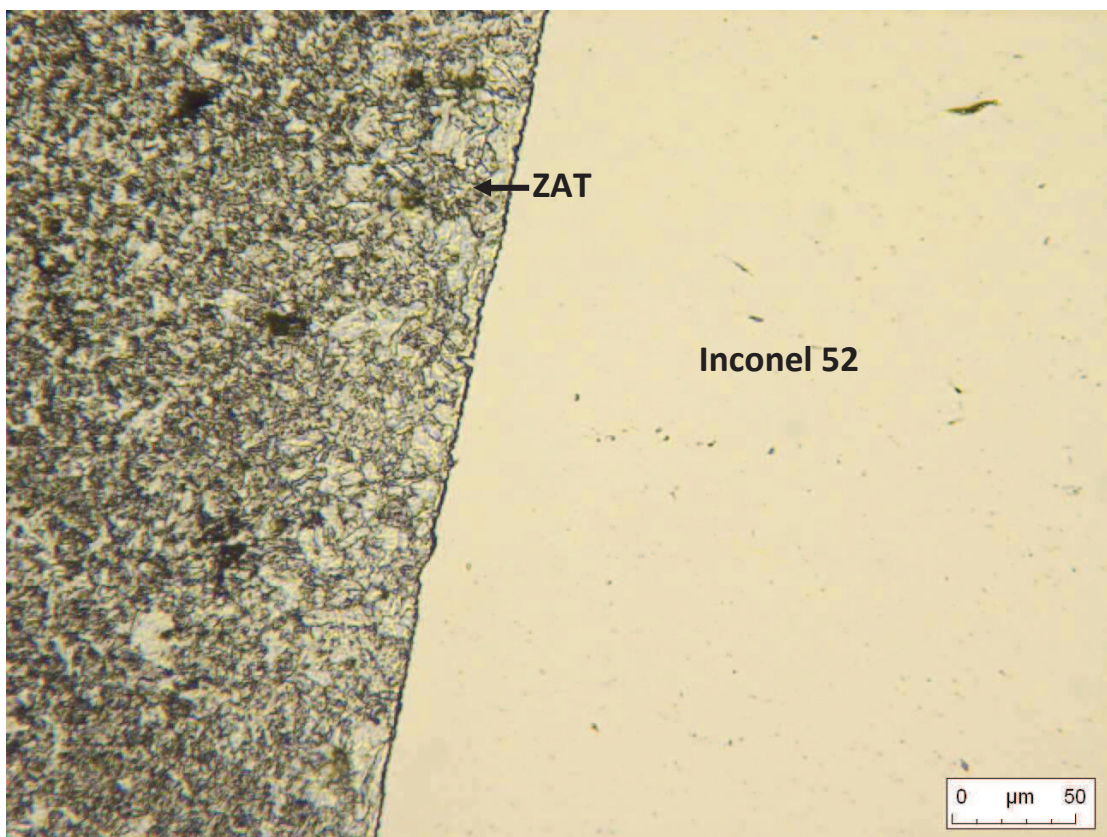


Figure IV-9 : Micrographie de la transition entre la ZAT du 18MND5 et l'inconel 52

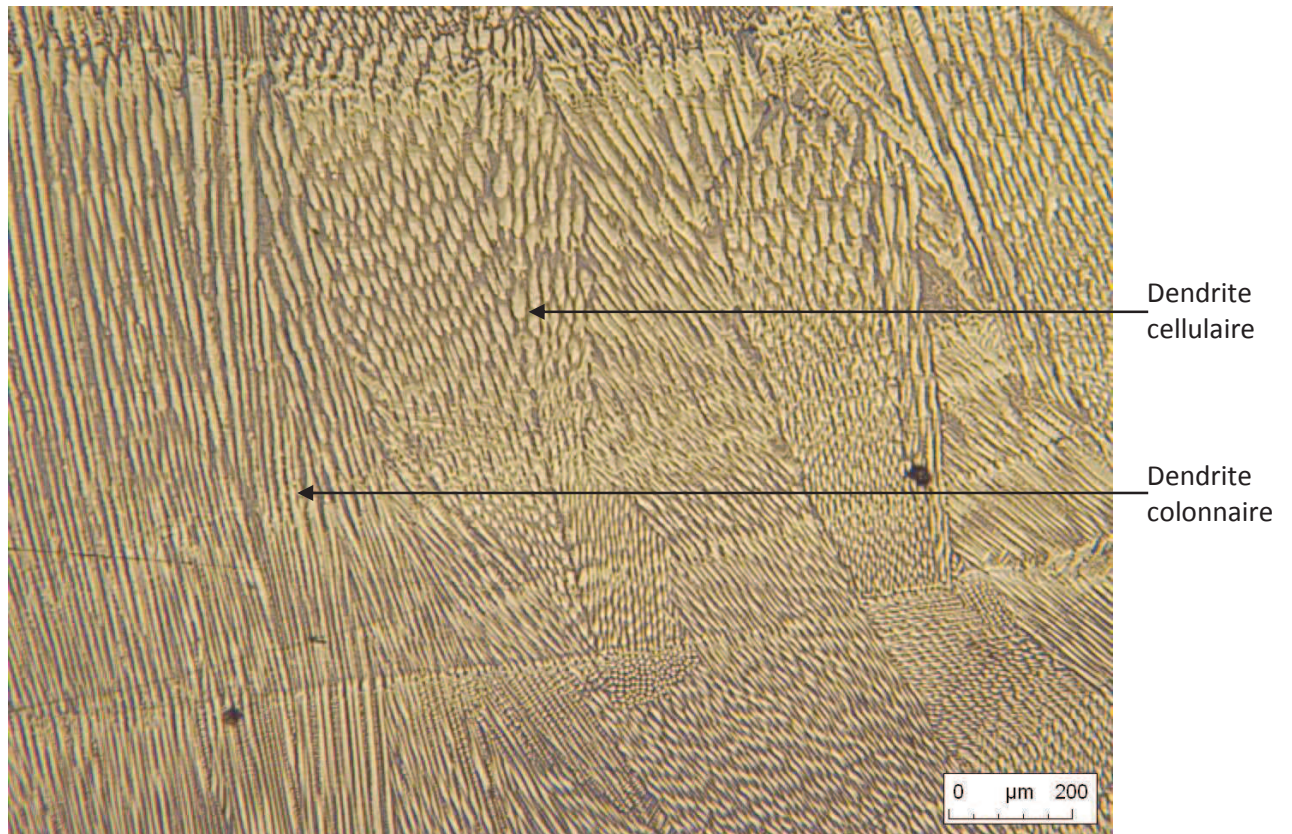


Figure IV-9 : Micrographie de l'inconel 52

I.2.2. Mesures de duretés

Une cartographie de micro-dureté a été réalisée sur la liaison bimétallique avec des chargements des 1 kg (figure IV-10). Une zone de 30 x 30 mm a été définie avec un incrément de 0,5 mm entre chaque point de mesure.

La cartographie montre que la plus grande dureté se trouve au niveau de la ZAT et atteint la valeur de 280 Hv, ce qui corrobore avec les observations de grains plus fins dans cette zone. Par ailleurs, la seconde ZAT le long du revêtement présente des caractéristiques similaires.

Dans le 18MND5, adjacente à la ZAT, une zone un peu moins dure apparaît, celle-ci étant probablement due à la migration d'éléments vers l'inconel 52 au cours de la soudure, ce phénomène contribuant également au durcissement de la ZAT. Cette zone est située à environ 2 mm de l'inconel 52 et s'étend sur environ 2 mm.

Quant à l'inconel 52 et au 18MND5, ils présentent des duretés assez proches, respectivement 210 Hv et 200 Hv environ.

Enfin, pour l'acier austénitique 316L, la dureté est d'environ 190 Hv sur 5 mm près de l'inconel 52 puis chute à 150 Hv au fur et à mesure que l'on s'en éloigne.

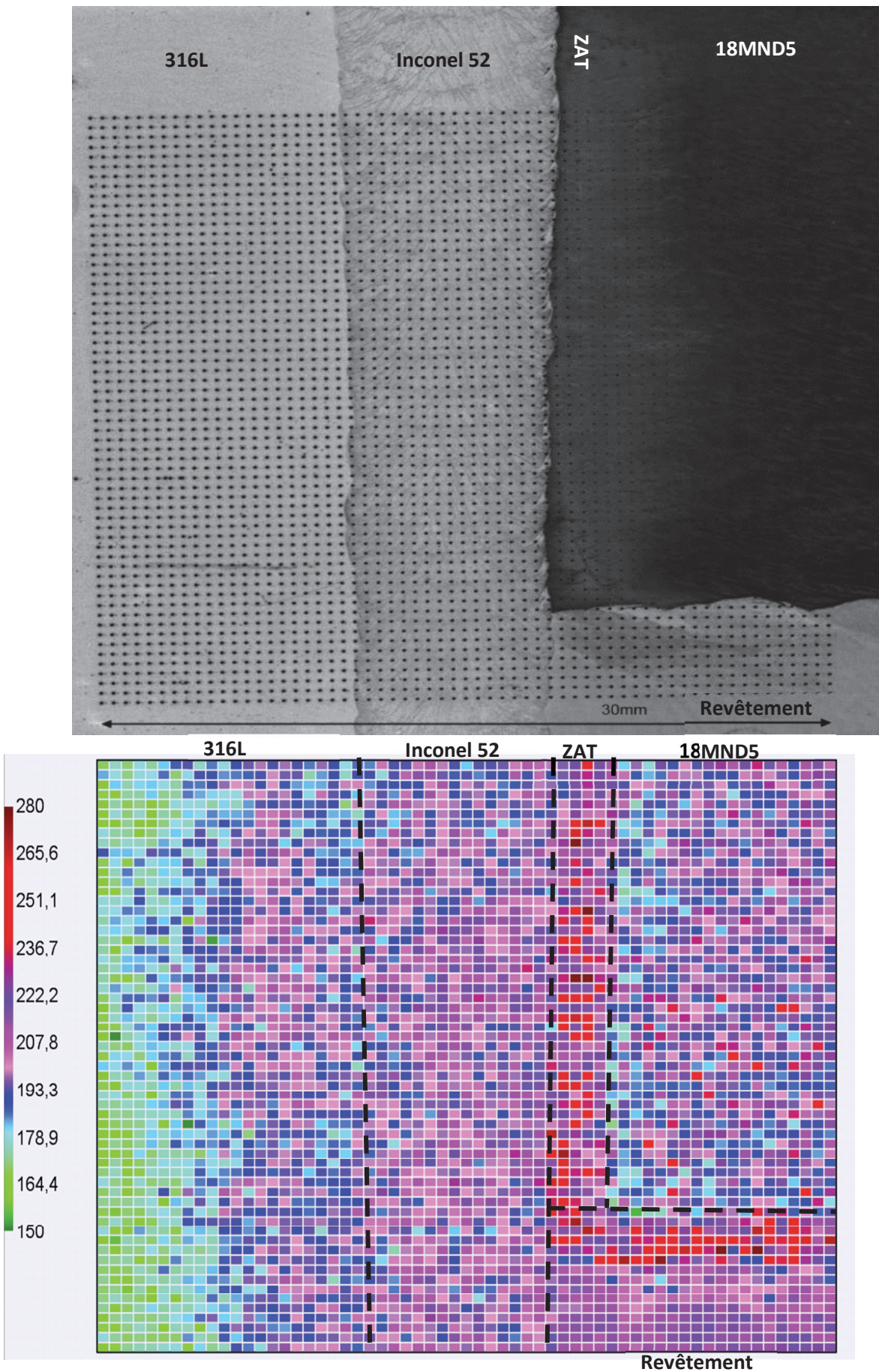


Figure IV-10 : Cartographie de dureté de la liaison bimétallique

II. Partie expérimentale

II.1. Objectifs de la partie expérimentale

Comme dans le chapitre précédent, une vaste campagne expérimentale a été entreprise pour être en mesure de comparer le comportement à rupture de la ZAT du 18MND5 avec celui du métal de base. Malgré la taille plus importante de la maquette, des choix ont été faits quant aux prélèvements d'éprouvettes et aux températures des essais.

Aussi, les ressources en matériaux étant limitées, une seule température d'essais de caractérisation de la rupture a, là-encore, été retenue. Le choix s'est porté sur -125°C , température favorisant le clivage et plaçant le 18MND5 dans le bas de la zone de transition fragile-ductile. L'exploitation du modèle en contrainte seuil qui suit est donc restreinte à cette seule température.

Les courbes de traction des matériaux ont donc été identifiées à partir d'essais à -125°C alors que des essais à plus basse température, à savoir -175°C , ont été menés pour déterminer la contrainte seuil du modèle probabiliste.

Par ailleurs, des essais de rupture ont été réalisés pour caractériser le comportement à rupture du 18MND5 et de sa ZAT, ainsi qu'identifier les paramètres du modèle de probabilité. De plus, afin d'évaluer l'influence du confinement de la plasticité sur la résistance à la rupture, deux géométries différentes ont été choisies. En conséquence, les résultats obtenus à partir de ces éprouvettes permettront également d'évaluer la transférabilité du modèle en contrainte seuil d'une géométrie à une autre, soit d'un confinement à un autre.

Les données expérimentales étant nombreuses, celles-ci ne sont pas toutes rapportées dans ce chapitre mais sont néanmoins disponibles en annexe 7.

II.2. Prélèvement des éprouvettes dans la maquette

II.2.1. Types d'éprouvettes prélevées

Les types d'éprouvettes prélevées dans la maquette sont présentés ci-après, en rappelant brièvement les objectifs visés pour chaque géométrie d'éprouvette.

Eprouvettes axisymétriques entaillées AE

Les éprouvettes axisymétriques entaillées sont utilisées pour déterminer la courbe de traction d'un matériau à partir du dispositif expérimental mis au point au LISN mettant en œuvre des nappes lasers. Par ailleurs, celles-ci développant très peu de plasticité à très basse température, elles permettent de déterminer la contrainte seuil de clivage en analysant les essais par éléments finis.

Eprouvettes prismatiques entaillées

Ce type d'éprouvette, permet dans un premier temps de déterminer les courbes de traction des matériaux. Au cours du chapitre précédent, il a été montré que contrairement aux résultats escomptés, une plasticité non-négligeable s'était développée au sein des éprouvettes, même rompues à très basse température, empêchant ainsi toute exploitation pour la détermination de la contrainte seuil de clivage. Néanmoins, la planification de cette partie expérimentale a été réalisée en parallèle de celle de la maquette précédente de façon à anticiper les délais d'usinage assez longs et cette géométrie d'éprouvette a tout de même été prélevée.

Cependant, la ZAT du 18MND5 étant plus fine que celle du chapitre précédent, la forme de l'entaille des éprouvettes a été légèrement modifiée.

En effet, l'entaille formant initialement un « U » a été changée en « V » de façon à pouvoir la rendre moins large et permettre de la placer intégralement dans la ZAT de 2,5 mm (figure IV-11). Des éprouvettes comprenant cette nouvelle forme d'entaille ont donc été prélevées dans les différents matériaux de base pour déterminer leurs courbes de traction. Une analyse par éléments finis a permis de montrer que la répartition des contraintes dans la section de rupture varie légèrement par rapport à la géométrie précédente : celles-ci ont en effet tendance à atteindre des niveaux légèrement plus élevés dans une zone plus étendue (figure IV-12).

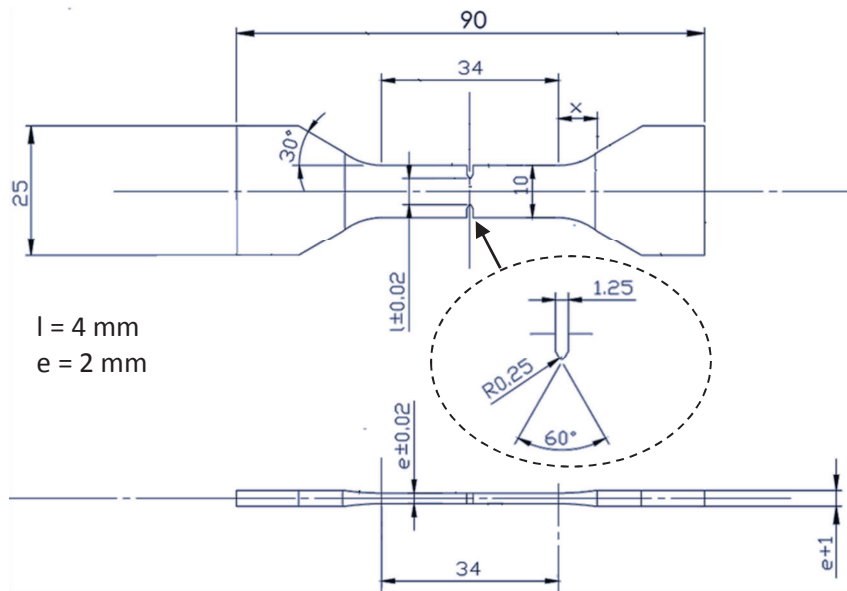


Figure IV-11 : Epreuve prismatique entaillée avec entaille en « V »

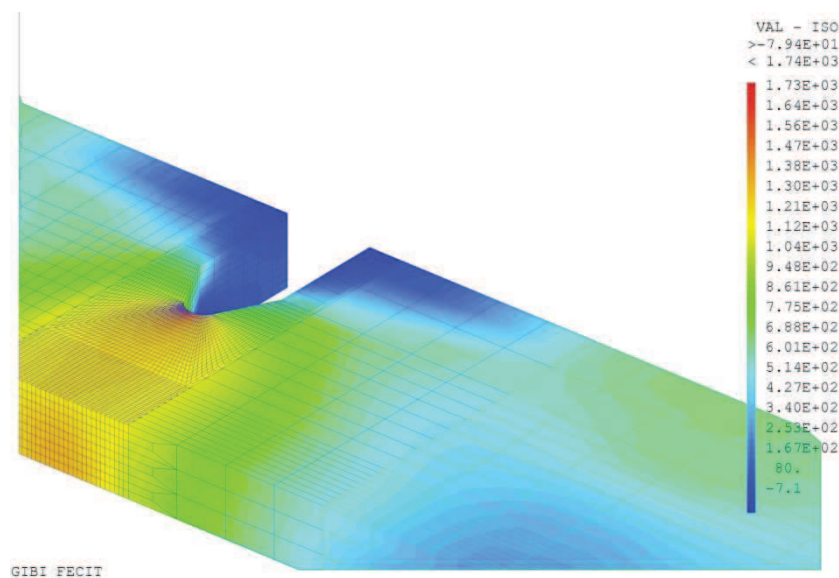


Figure IV-12 : Répartition de la contrainte principale autour de l'entaille en « V » dans un quart d'éprouvette en 18MND5 à -175°C (valeurs en MPa)

Par ailleurs, la contrainte principale maximale est déplacée vers le fond d'entaille alors qu'elle était plus proche du cœur de l'éprouvette avec la géométrie en « U » (figure IV-13).

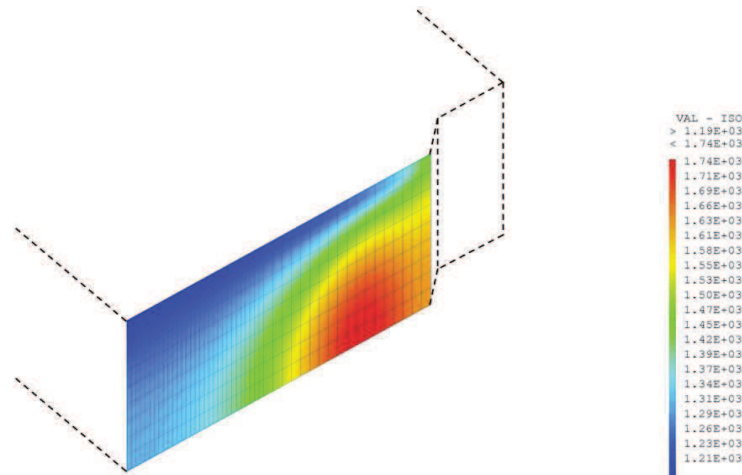


Figure IV-13 : Répartition de la contrainte principale dans un quart de section de rupture avec entaille en « V » pour une éprouvette en 18MND5 à -175°C (valeurs en MPa)

Aussi, afin de s’assurer de la possibilité de mettre en œuvre cette nouvelle géométrie pour les caractérisations considérées, les premiers essais ont été menés sur les matériaux de base. Ceux-ci ont alors révélé une amplification de la plastification autour de la section de rupture : il a donc été décidé de revenir à une forme en « U » pour les éprouvettes prélevées au niveau de la ZAT et de l’inconel, mais avec un rayon d’entaille réduit à 0,9 mm et l = 4mm.

Eprouvettes CT

Des éprouvettes CT ont également été prélevées pour caractériser le comportement à rupture de l’acier ferritique et de sa ZAT.

Eprouvettes SENT

De la même manière, des éprouvettes SENT ont été prélevées pour caractériser le comportement à rupture des mêmes matériaux, pour un confinement de la plasticité différent, plus proche de celui d’une fissure de surface dans un tube.

II.2.2. Bilan des prélèvements

Pour chaque matériau caractérisé, les prélèvements sont détaillés ci-après en précisant les objectifs des essais.

Acier austénitique 316L

Pour l’acier austénitique, seules les courbes de traction à -125°C et à -175°C ont été déterminées. Aussi, des éprouvettes prismatiques entaillées ont été prélevées dans la maquette (figure IV-14).

Matériau caractérisé	Type d'éprouvette	Nombre d'éprouvettes	Température d'essai	Objectifs
316L	Prismatique entaillée en « V »	7	-125 °C	Courbe de traction
			-175 °C	Courbe de traction

Tableau IV-3 : Essais de caractérisation prévus sur le 316L

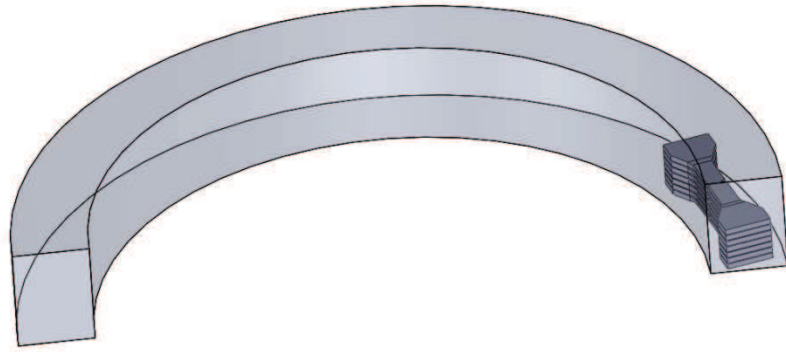


Figure IV-14 : Prélèvement des éprouvettes prismatiques entaillées dans le 316L

Inconel 52

Des éprouvettes prismatiques entaillées en « U » ont été usinées pour obtenir les courbes des traction de l'inconel à -125°C et -175°C (figures IV-15 et 16).

Matériau caractérisé	Type d'éprouvette	Nombre d'éprouvettes	Température d'essai	Objectifs
Inconel 52	Prismatique entaillée en « U »	9	-125 °C	Courbe de traction
			-175 °C	Courbe de traction

Tableau IV-4 : Essais de caractérisation prévus sur l'inconel 52

ZAT du 18MND5

Les courbes de traction de la ZAT ont également été caractérisées à -125°C et -175°C à l'aide d'éprouvettes prismatiques entaillées en « U » dans la ZAT (figure IV-17). Par ailleurs, les essais à la température la plus basse ont été prévus dans le but de tenter de déterminer la contrainte seuil de clivage de la ZAT.

Des essais de caractérisation du comportement à rupture ont été réalisés avec des éprouvettes CT12 et des SENT10 à -125°C. Dans les deux cas, les entailles des éprouvettes ont été usinées à 0,1 mm de l'interface entre l'inconel 52 et la ZAT du 18MND5 (figures IV-18 et 19). Précisons également qu'un angle de compensation a été appliqué lors de l'usinage de manière à prendre en compte les 4° d'angle de soudure, et maintenir les plans de rupture des éprouvettes parallèles à l'interface Inconel 52/ZAT du 18MND5.

Enfin, précisons que, par précaution, les éprouvettes CT12 ont été usinées avec des entailles latérales, plutôt destinées à la déchirure ductile, car elles favorisent une avancée de fissure droite. De plus, au moment où les plans de prélèvements ont été réalisés, les températures d'essais n'avaient pas encore été définies.

Matériau caractérisé	Type d'éprouvette	Nombre d'éprouvettes	Température d'essai	Objectifs
ZAT du 18MND5	Prismatique entaillée en « U »	2	-125 °C	Courbe de traction
		16	-175 °C	Courbe de traction et contrainte seuil de clivage
	CT12	18	-125°C	Comportement à rupture
	SENT10	10	-125°C	Comportement à rupture

Tableau IV-5 : Essais de caractérisation prévus sur la ZAT du 18MND5

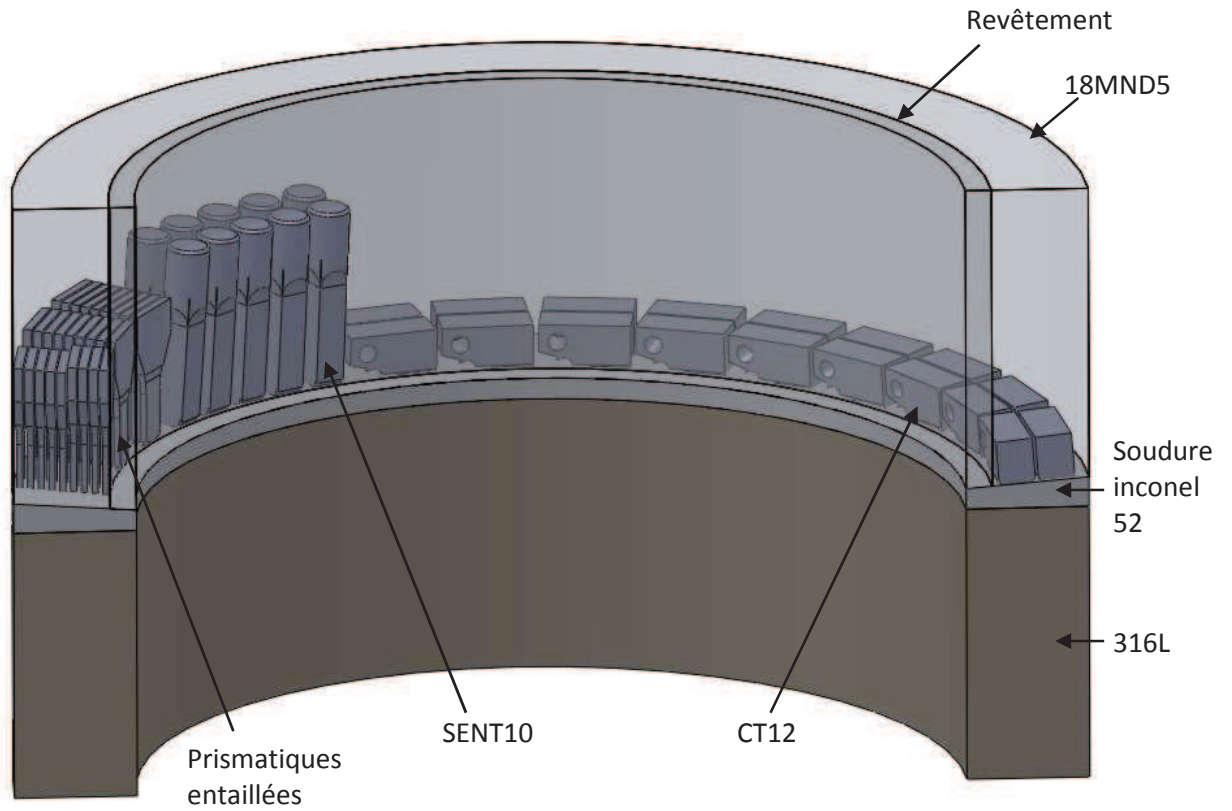


Figure IV-15 : Prélèvement des éprouvettes dans la ZAT du 18MND5 et dans l'inconel 52

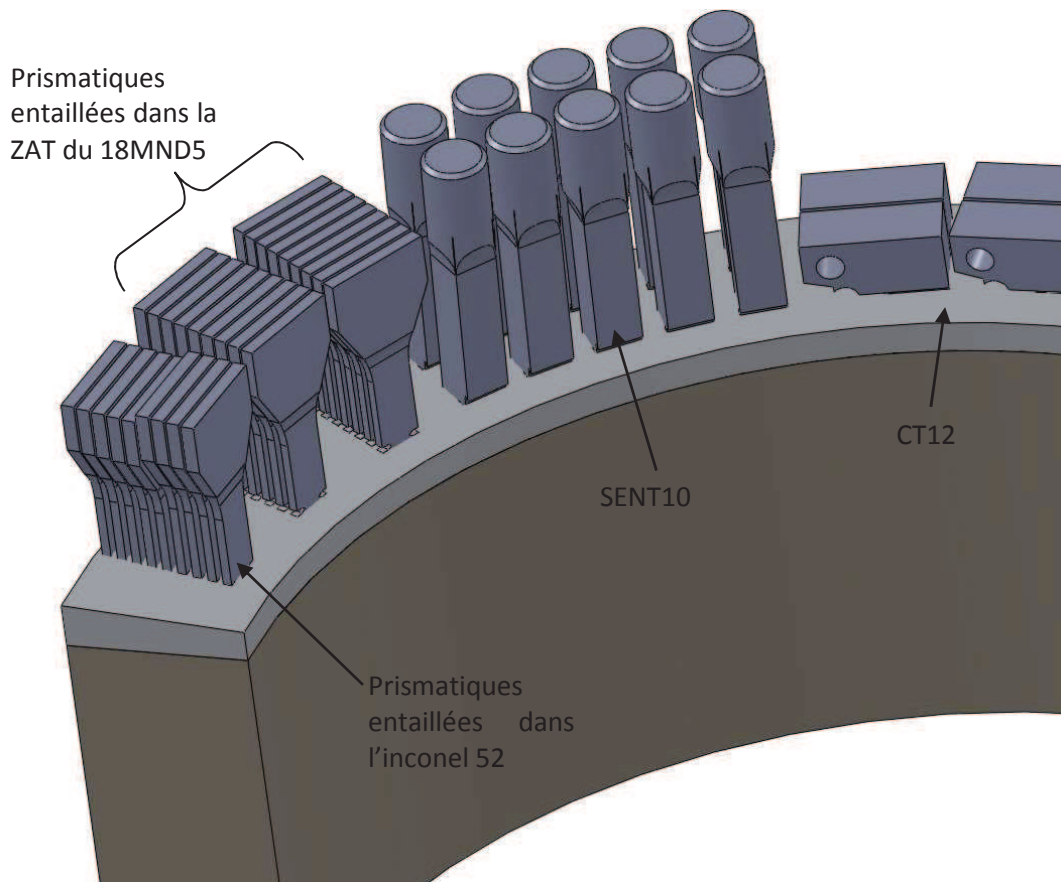


Figure IV-16 : Prélèvement des éprouvettes dans la ZAT du 18MND5 et dans l'inconel 52 (18MND5 et revêtement en 308L/309L masqués)

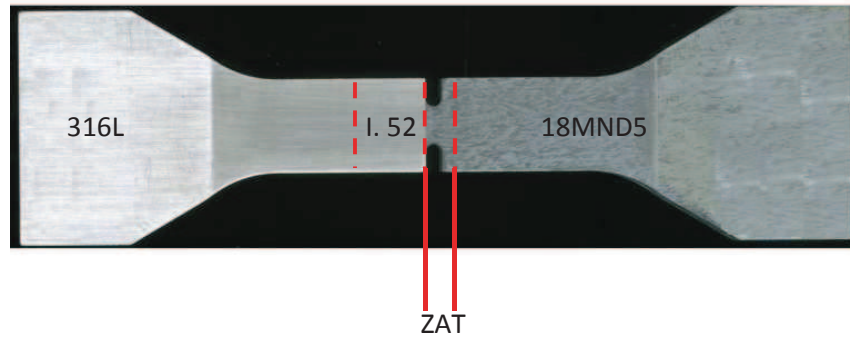


Figure IV-17 : Eprouvette prismatique entaillée dans la ZAT du 18MND5

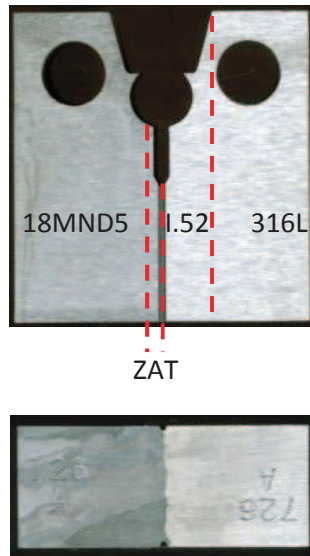


Figure IV-18 : Eprouvette CT12 avec plan de rupture dans la ZAT du 18MND5



Figure IV-19 : Eprouvette SENT10 avec plan de rupture dans la ZAT du 18MND5

18MND5

Des éprouvettes prismatiques entaillées en « V » ont été prélevées dans le 18MND5 pour déterminer les courbes de traction à -125°C et -175°C , ainsi que la contrainte seuil de clivage. De plus, des éprouvettes CT12 entaillées et SENT10 y ont été usinées pour caractériser le comportement à rupture de ce matériau à -125°C (figure IV-20).

En outre, des besoins supplémentaires sont apparus au cours de l'étude lorsque les problèmes de développement de la plasticité dans les éprouvettes prismatiques ont été révélés. Aussi, des prélèvements supplémentaires d'éprouvettes axisymétriques entaillées AE2 ont été réalisés pour déterminer la contrainte seuil du 18MND5. De même, une autre série d'éprouvettes CT12 entaillées a été usinée pour augmenter le nombre d'essais de la base expérimentale (figure IV-21).

Matériau caractérisé	Type d'éprouvette	Nombre d'éprouvettes	Température d'essai	Objectifs
18MND5	Prismatique entaillée en « V »	2	-125 °C	Courbe de traction
		16	-175 °C	Courbe de traction et contrainte seuil de clivage
	AE2	10	-175°C	Courbe de traction et contrainte seuil de clivage
	CT12	27	-125°C	Comportement à rupture
	SENT10	14	-125°C	Comportement à rupture

Tableau IV-6 : Essais de caractérisation prévus sur le 18MND5

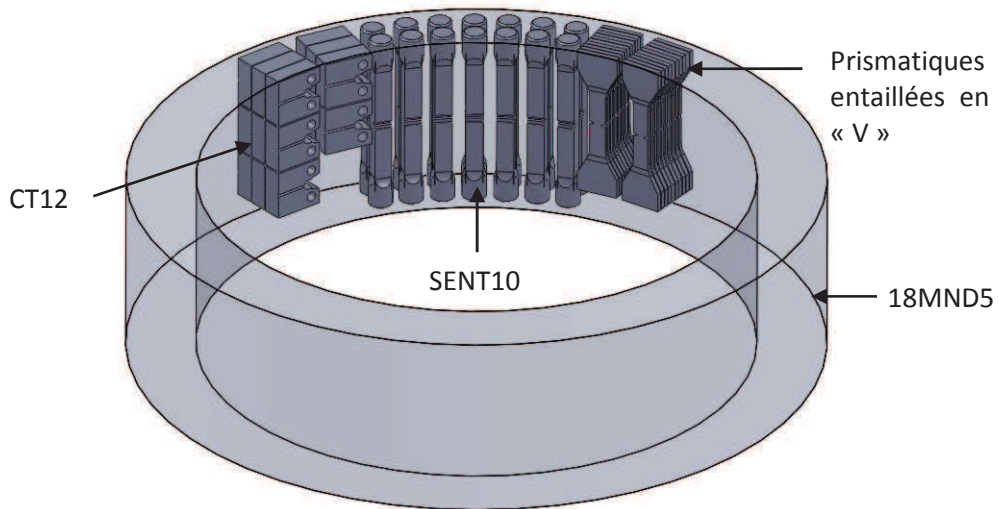


Figure IV-20 : Première série de prélèvement d'éprouvettes dans le 18MND5 (couronne complète découpée dans la maquette avec revêtement en 308L/309L masqué)

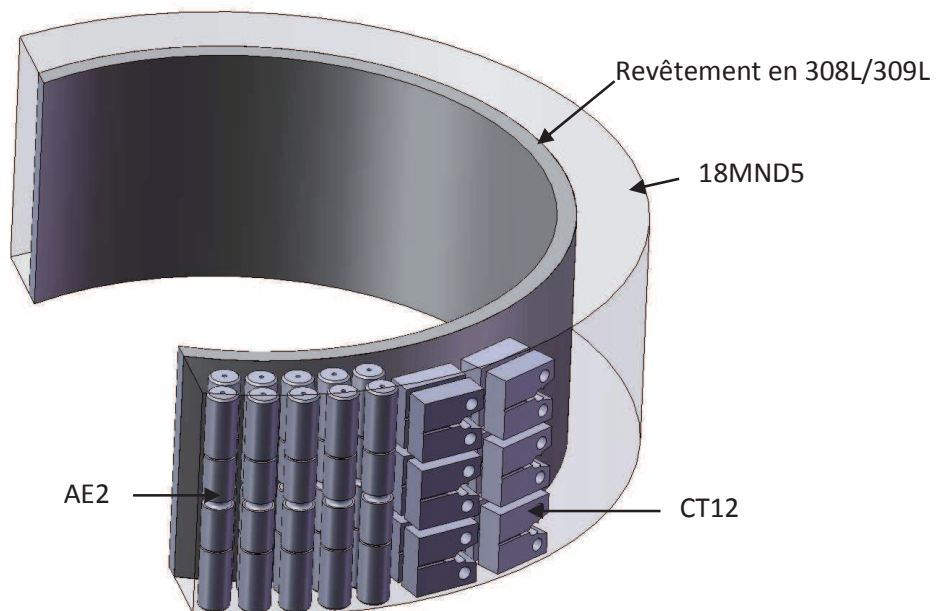


Figure IV-21 : Seconde série de prélèvement d'éprouvettes dans le 18MND5

II.3. Caractérisation des matériaux en traction monotone

II.3.1. Courbes de traction à -125°C

Des essais de traction monotone ont été menés sur les éprouvettes prismatiques entaillées. Comme précédemment, le dispositif expérimental mesurant le profil des éprouvettes à l’aide de nappes laser, et en temps réel, a été utilisé. La température des éprouvettes a été maintenue à $-125^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$ et la vitesse de la traverse de la machine Instron mécanique a été fixée à 0,1 mm/min. Une cellule de force de 20 kN a permis de mesurer les efforts appliqués aux éprouvettes. Les courbes de traction obtenues pour chaque matériau sont présentées sur la figure IV-22.

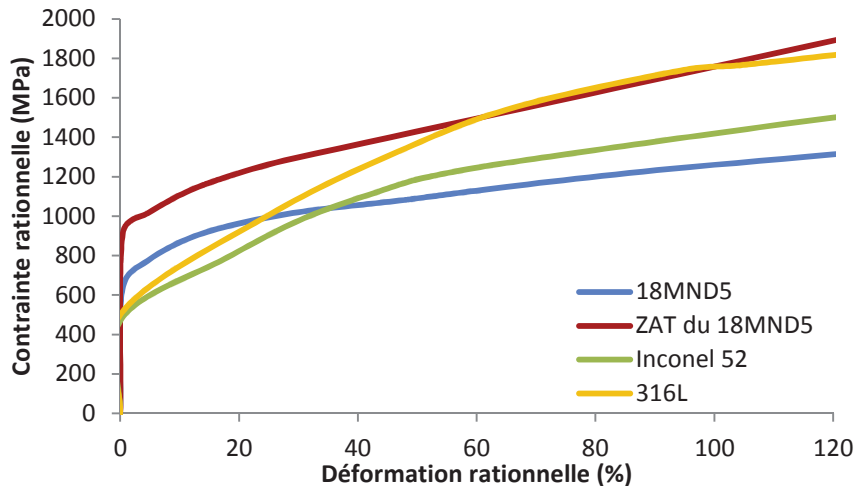


Figure IV-22 : Courbes de traction des matériaux de la liaison bimétallique à -125°C

II.3.2. Courbes de traction à -175°C

En procédant de la même façon, des essais de traction monotones ont été réalisés sur les éprouvettes prismatiques destinées à caractériser ces mêmes matériaux à -175°C . La figure IV-23 présente les courbes de traction des différents matériaux à -175°C .

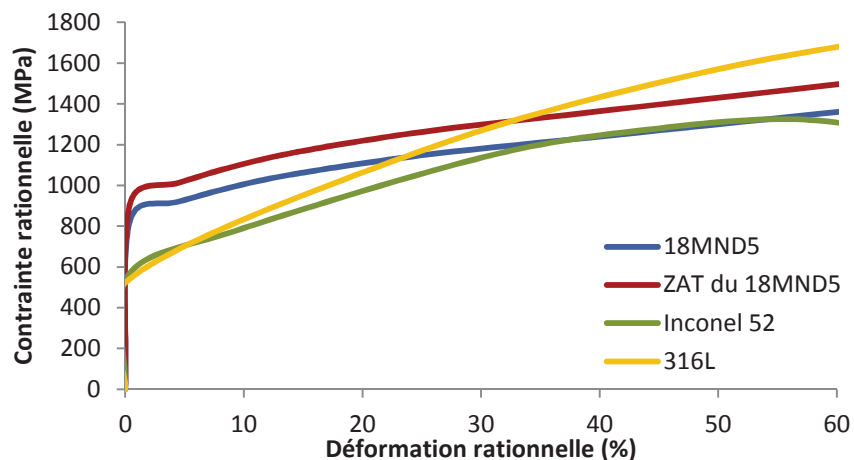


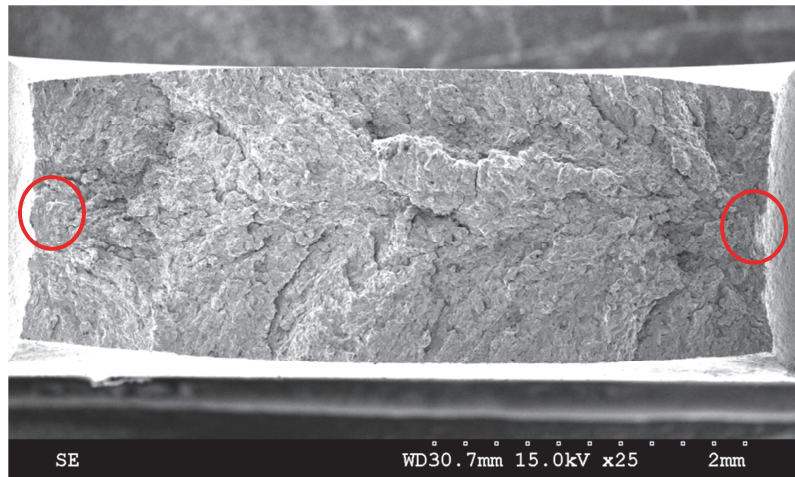
Figure IV-23 : Courbes de traction des matériaux de la liaison bimétallique à -175°C

II.3.3. Faciès de rupture des éprouvettes prismatiques entaillées

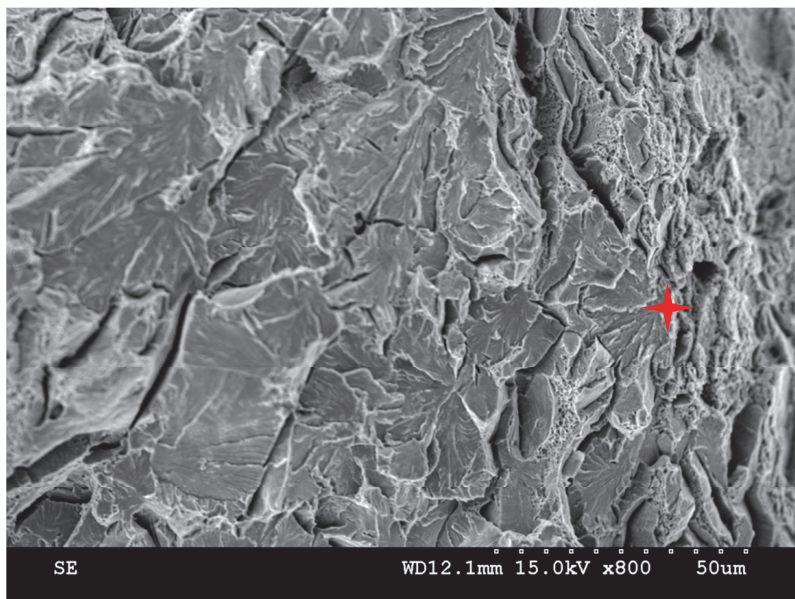
Si les éprouvettes prismatiques entaillées sont utilisées pour déterminer les courbes de traction des matériaux, elles ont également été rompues à -175°C pour tenter de déterminer la contrainte seuil de clivage associée à l'acier ferritique 18MND5 et à sa ZAT. Aussi, les faciès de rupture des éprouvettes ayant présenté les plus faibles ou les plus importantes déformations ont été observées au MEB afin de s'assurer que la rupture a bien été uniquement fragile.

18MND5

La figure IV-23 montre un faciès de rupture d'une éprouvette prismatique entaillée en « V » rompue à -175°C dans le 18MND5 observé au MEB : les facettes et les rivières de clivage attestent d'une rupture par clivage. Les sites d'amorçage de la rupture fragile ont été identifiés et ceux-ci correspondent bien aux emplacements où la contrainte principale dans la section est maximale, c'est-à-dire près des fonds d'entaille. Pour toutes les éprouvettes observées, un site d'amorçage a été relevé de chaque côté de l'éprouvette.



a) Faciès de rupture avec localisation des zones d'amorçage de clivage principales

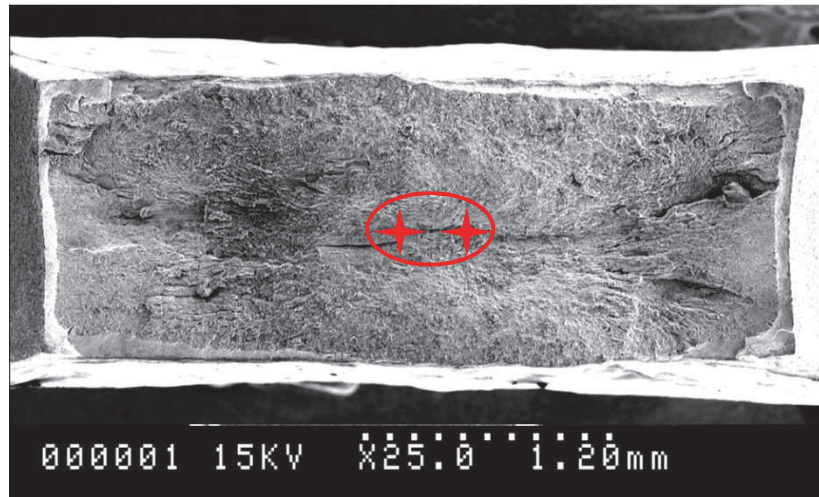


b) Agrandissement de la zone d'amorçage de clivage de droite avec repérage du site d'amorçage

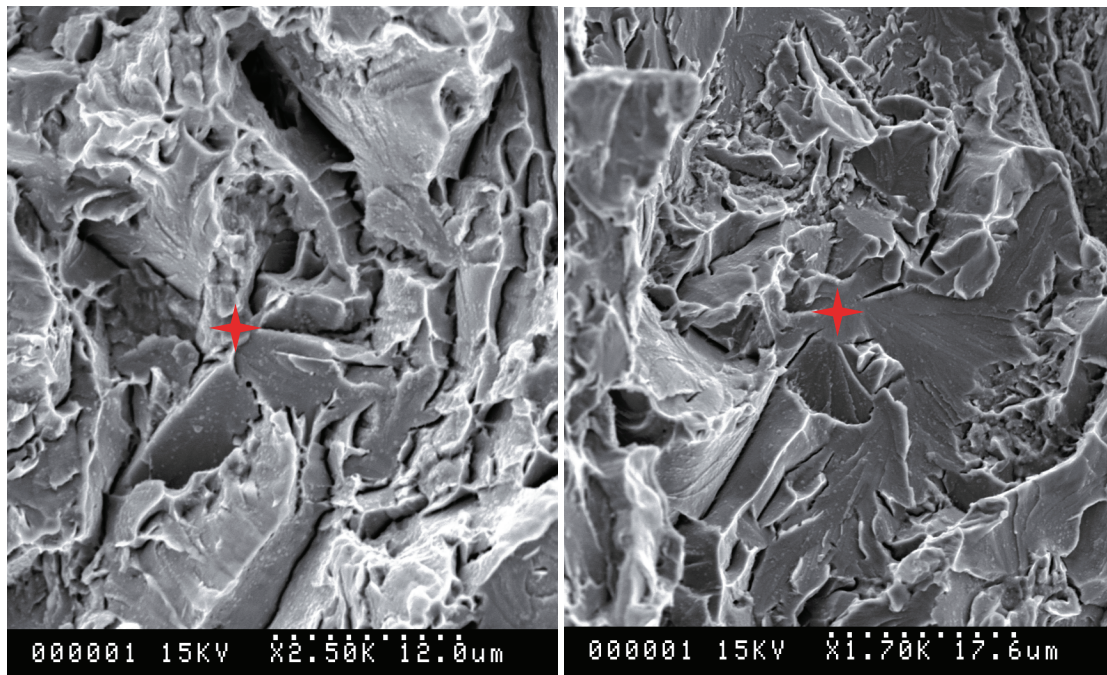
Figure IV-23 : Faciès de rupture d'une éprouvette prismatique entaillée en 18MND5 (724-A4-K)

ZAT du 18MND5

Des éprouvettes prismatiques entaillées en « U » dans la ZAT ont également été observées au MEB. Celles-ci aussi ont rompu par clivage comme le montre la figure IV-24. En revanche, comme l'avaient laissé entendre les calculs par éléments finis, la zone d'amorçage du clivage est déplacée vers le cœur de l'éprouvette, là où la contrainte principale dans la section est maximale. Toutes les éprouvettes observées sont en accord avec cette dernière remarque. Par ailleurs, deux sites d'amorçage du clivage ont été relevés pour chaque zone d'amorçage. En revanche, contrairement aux éprouvettes du chapitre précédent, la présence de cupules n'a pas été notée.



a) Faciès de rupture avec localisation de la zone d'amorçage de clivage principale



b) Sites principaux d'amorçage de clivage

Figure IV-24 : Faciès de rupture d'une éprouvette prismatique entaillée en 18MND5 (726-AC)

II.4. Plasticité des éprouvettes prismatiques entaillées

Comme il a été précisé auparavant, la détermination de la contrainte seuil de clivage à partir d'éprouvettes de traction nécessite que la plasticité dans la section de rupture soit minimale de façon à obtenir une enveloppe minimale de la contrainte seuil de clivage. Une évaluation de ces déformations a donc été menée de façon à le vérifier pour les éprouvettes prismatiques entaillées.

La figure IV-25 présente une comparaison des rapports de variation de section à rupture par rapport à la section initiale des éprouvettes prismatiques entaillées caractérisant le 18MND5 et sa ZAT. On constate que la plasticité s'est beaucoup développée dans les éprouvettes entaillées en « U » de la ZAT que dans les éprouvettes entaillées en « V » dans le 18MND5. En effet, les valeurs atteignent respectivement 30% contre 12%. Le développement de la plasticité dans les éprouvettes de caractérisation de la ZAT est dû à la proximité avec l'inconel 52 qui retarde le clivage en plastifiant et en ralentissant l'élévation des contraintes la section de rupture. Ces valeurs sont donc trop élevées pour être en mesure de déterminer la contrainte seuil de clivage à partir de ces éprouvettes.

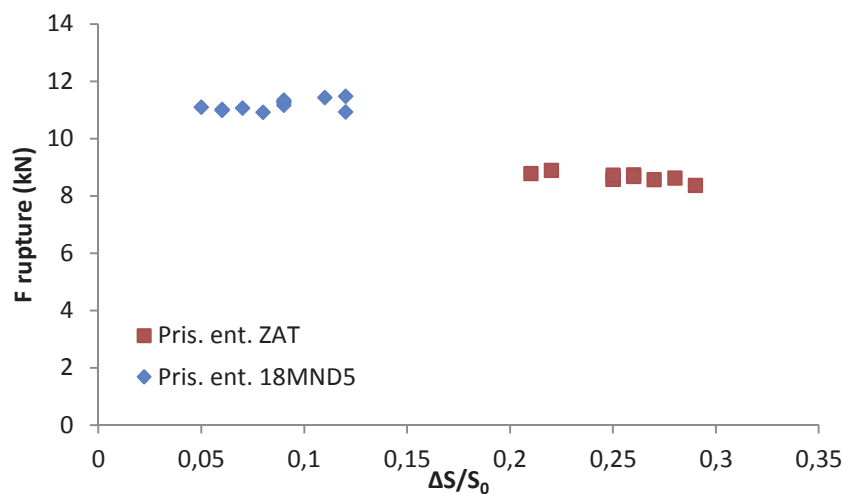


Figure IV-25 : Développement de la plasticité dans les éprouvettes prismatiques entaillées rompues à -175°C

II.5. Essais sur éprouvettes axisymétriques entaillées

II.5.1. Description des essais

Les éprouvettes AE2 en 18MND5 ont été rompues en traction monotone à -175°C en suivant le même protocole que les éprouvettes prismatiques entaillées. Seule la cellule de force a été remplacée par une de 100 kN mais la vitesse de déplacement de la traverse de 0,1 mm/min a été conservée. Rappelons que cette température a été choisie pour minimiser au maximum le développement de la plasticité dans le but de déterminer la contrainte critique de clivage associée au 18MND5. Pour ces essais également, les profils des éprouvettes en temps réel ainsi que les efforts appliqués par la machine de traction ont été enregistrés.

II.5.2. Observations des faciès de rupture

Les éprouvettes ayant rompu pour les plus faibles efforts appliqués, et donc constituant les points bas importants pour la détermination de la contrainte seuil de clivage, ont été observées au MEB.

Cette étape a permis de vérifier que les ruptures ont bien eu lieu par clivage comme en témoigne la figure IV-26. En effet, les faciès de rupture montrent uniquement des facettes et des rivières de clivage. Par ailleurs, les sites principaux d’amorçage du clivage sont en général situés vers le centre de l’éprouvette.

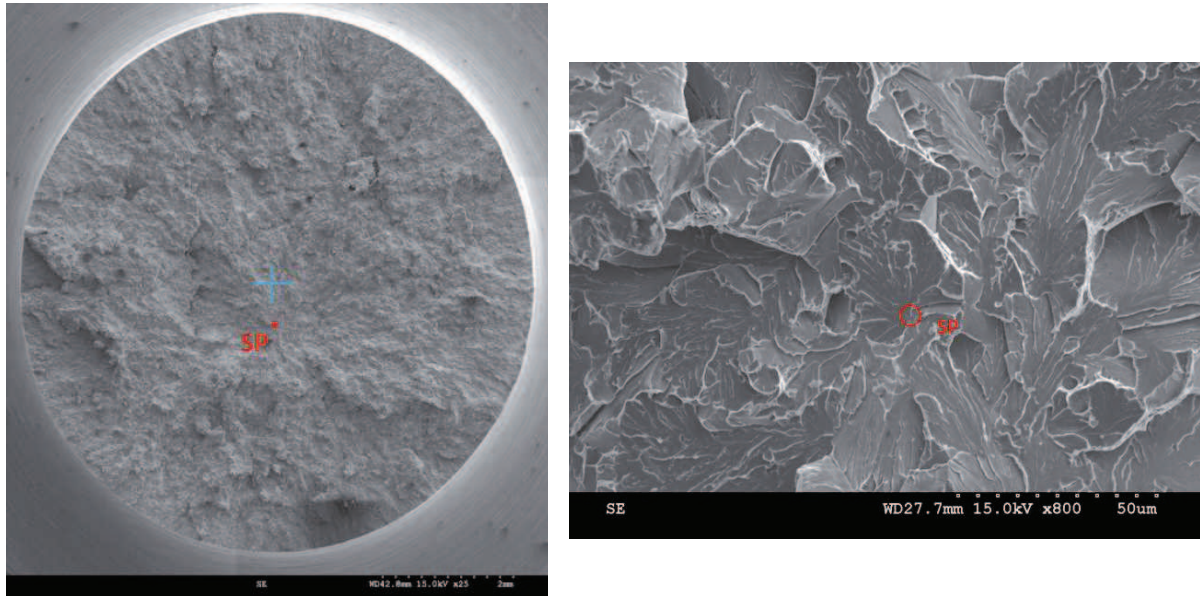


Figure IV-26 : Faciès de rupture d’une éprouvette AE2 en 18MND5 rompue à -175°C avec identification du site principal d’amorçage du clivage (724-A4-BC)

II.5.3. Plasticité des éprouvettes AE

La plasticité développée dans les éprouvettes AE au cours des essais à -175°C a également été évaluée afin de s’assurer que celle-ci est minimale. La figure IV-27 confirme cette hypothèse en révélant des déformations maximales mesurées estimées à moins de 4%.

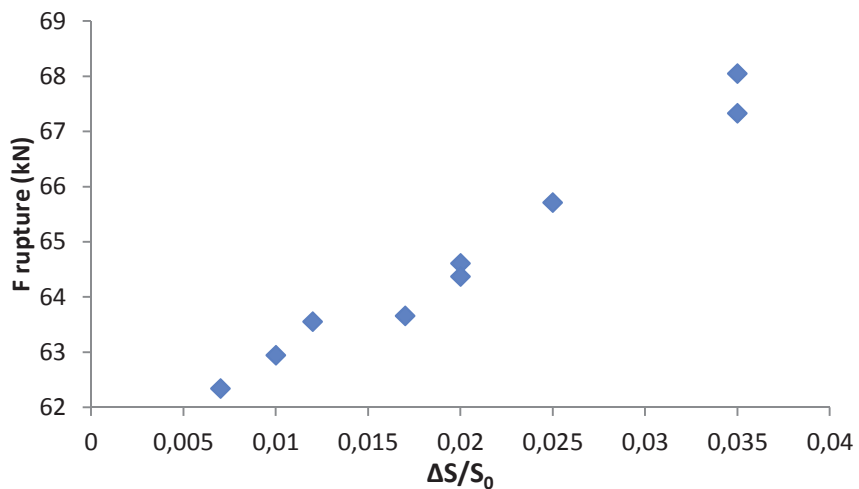


Figure IV-27 : Développement de la plasticité dans les éprouvettes AE2 en 18MND5 rompues à -175°C

II.6. Caractérisation du comportement à rupture

Des essais de caractérisation du comportement à rupture du 18MND5 et de sa ZAT ont été menés à -125°C . Aussi, ces résultats permettent de comparer les comportements des deux variantes du matériau, et donc par la suite d’en tirer des conclusions quant à la meilleure résistance à la rupture. Par ailleurs, ces essais permettent également d’identifier les paramètres du modèle en contrainte seuil, pour deux géométries d’éprouvettes différentes, à savoir des CT12 et des SENT10. Ce dernier point permettra donc de vérifier si le modèle est transférable d’une géométrie d’éprouvette à une autre.

II.6.1. Essais de rupture sur éprouvettes CT12

Description des essais

Dans un premier temps, les éprouvettes CT12 en 18MND5 et multi-matériaux ont été pré-fissurées par fatigue sur une machine MTS servo-hydraulique de 100 kN avec un ΔK décroissant de 19 à $13 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$. Ces valeurs ont été choisies dans le but de minimiser la plasticité en pointe de fissure, tout en respectant la norme ASTM 1820. Les fissures ont été propagées sur 1,5 mm, en prenant soin de retourner les éprouvettes à mi-parcours de manière à compenser un hypothétique angle pouvant être lié à des problèmes d’alignement d’amarrages : la longueur de ligament restant était donc de 11,5 mm. Précisons que certaines fissurations de fatigue d’éprouvettes CT12 multi-matériaux ont été abandonnées suite à une propagation de fissure dans l’inconel 52 due à un mauvais positionnement du fond d’entaille. Ainsi, les difficultés que représente l’usinage de ce type d’éprouvette ont été mises en exergue.

Puis, dans une enceinte thermique maintenant les éprouvettes à $-125^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$, des essais de rupture sous chargement monotone ont été menés sur les éprouvettes. Une vitesse de déplacement de la traverse de 0,5 mm/min a été imposée. La force imposée ainsi que l’ouverture de fissure ont été enregistrées (clip MTS 632-02F-21).

Résultats

Pour chaque éprouvette, la courbe *force-CMOD* a été déterminée. A partir de ces dernières, les courbes *J-CMOD* ont été calculées en appliquant la norme ASTM 1820 directement pour les éprouvettes CT12 mono-matériaux et en corrigeant les facteurs η à partir de calculs par éléments finis pour les autres caractérisant la ZAT. Les figures IV-28 et 29 illustrent ces résultats avec une courbe pour chaque type d’éprouvette.

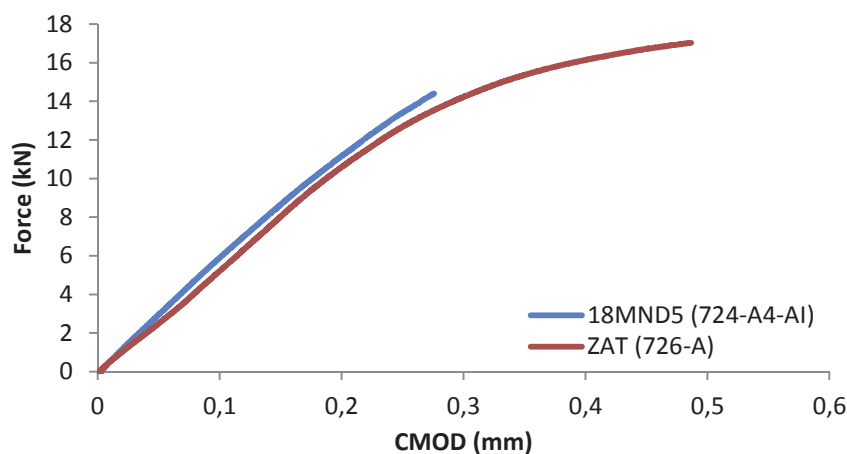


Figure IV-28 : Courbes *force-CMOD* pour deux éprouvettes CT12 en 18MND5 et multi-matériaux rompues à -125°C

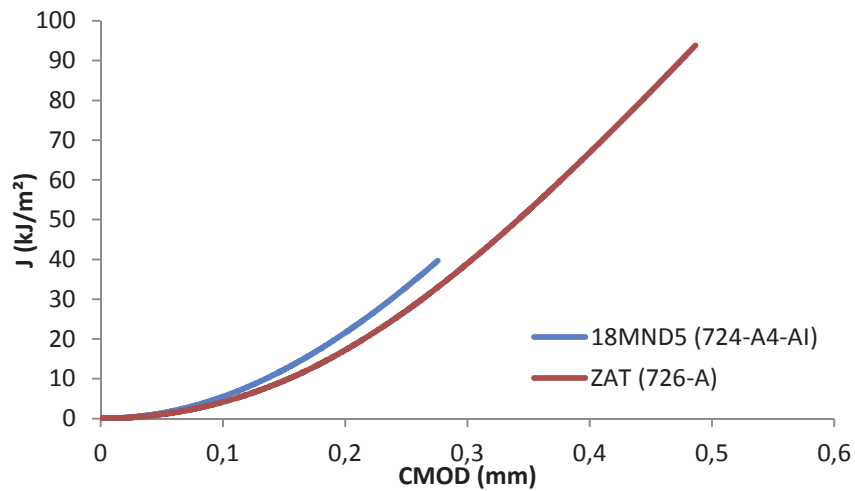


Figure IV-29 : Courbes J-CMOD pour deux éprouvettes CT12 en 18MND5 et multi-matériaux rompues à -125°C

Les tableaux IV-7 et 8 rappellent les principaux résultats obtenus lors des essais.

Numéro d'essai	Référence éprouvette	CMOD (mm)	F rupture (kN)	J rupture (kJ/m ²)	K _J rupture (MPa. \sqrt{m})
12-016	724-A4-BL	0,145	7,90	9,93	56,84
11-200	724-A4-AL	0,153	8,97	13,22	59,79
12-012	724-A4-BH	0,217	12,06	23,87	81,79
12-018	724-A4-BN	0,220	12,65	23,95	85,97
12-019	724-A4-BO	0,250	12,34	30,40	91,52
11-204	724-A4-AP	0,263	13,80	36,28	98,33
12-021	724-A4-BQ	0,270	14,40	31,42	99,72
12-015	724-A4-BK	0,269	14,42	36,48	99,72
11-197	724-A4-AI	0,276	14,39	39,69	102,39
11-205	724-A4-AQ	0,280	14,82	41,11	102,39
11-201	724-A4-AM	0,279	14,70	41,73	103,22
11-207	724-A4-AS	0,285	15,12	42,47	105,06
11-208	724-A4-AT	0,290	15,53	44,74	107,71
11-199	724-A4-AK	0,310	15,82	47,94	112,97
11-202	724-A4-AN	0,317	15,94	50,93	113,48
12-022	724-A4-BR	0,314	16,10	49,46	114,27
12-013	724-A4-BI	0,329	15,51	51,12	118,12
12-023	724-A4-BS	0,326	15,90	51,23	118,12
11-198	724-A4-AJ	0,324	16,30	54,36	118,12
12-014	724-A4-BJ	0,346	16,85	58,84	123,25
11-206	724-A4-AR	0,356	17,41	63,43	125,80
12-017	724-A4-BM	0,357	17,11	60,71	127,06
12-020	724-A4-BP	0,420	18,67	83,88	144,32
11-203	724-A4-AO	0,461	18,97	95,52	155,84

Tableau IV-7 : Résultats d'essais bruts sur les éprouvettes CT12 en 18MND5 rompues à -125°C

Numéro d'essai	Référence éprouvette	CMOD (mm)	F rupture (kN)	J rupture (kJ/m ²)	K _i rupture (MPa.√m)
11-214	726-C	0,177	9,48	14,90	60,76
11-225	726-N	0,178	9,95	16,46	61,52
11-215	726-D	0,208	11,15	21,60	70,60
11-222	726-K	0,235	11,82	25,38	80,10
11-224	726-M	0,287	13,12	36,86	94,98
11-213	726-B	0,290	14,13	38,08	96,08
11-220	726-I	0,314	13,97	42,81	102,15
11-221	726-J	0,392	15,90	66,54	121,62
11-216	726-E	0,390	14,94	68,38	123,27
11-212	726-A	0,487	17,03	93,81	146,89
11-219	726-H	0,669	17,95	167,77	184,74

Tableau IV-8 : Résultats d'essais bruts sur les éprouvettes CT12 multi-matériaux caractérisant la ZAT rompues à -125°C

D'après les valeurs obtenues pour les deux types d'éprouvettes CT12, on constate que les valeurs des efforts à rupture varient sur une plage assez similaire. Néanmoins, les valeurs les plus basses observées sont celles des CT12 en 18MND5. Cette remarque reste également vraie pour les valeurs du facteur de contraintes critique élasto-plastique. A ce stade, il apparaît que les comportements à rupture des deux types d'éprouvettes sont très proches dans ces conditions de confinement de la plasticité, à géométrie indentique.

Observations des faciès

Les faciès de toutes les éprouvettes CT12 caractérisant le comportement à rupture du 18MND5 et la ZAT ont été observés. Dans un premier temps, ils ont été photographiés et les longueurs de fissure par fatigue ont été mesurées. Les pré-fissurations se sont avérées être très régulières et assez rectilignes pour la plupart des éprouvettes (figure IV-30).

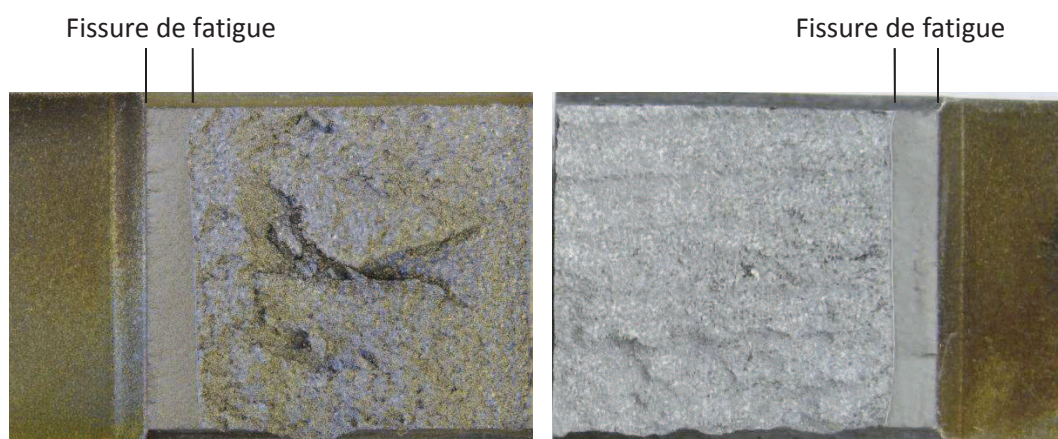


Figure IV-30 : Faciès de rupture d'une éprouvette CT12 en 18MND5 (à gauche – 724-A4-BJ) et d'une éprouvette multi-matériaux (à droite – 726-H) rompues à -125°C

Cependant, certaines éprouvettes destinées à caractériser la ZAT ont révélé des zones singulières au niveau de la fissure de fatigue. L’entaille étant très proche de l’inconel 52, il est arrivé que le front de la fissure de fatigue atteigne légèrement l’inconel 52 au cours de la propagation de la fissure. Toutefois, ces fissures n’ont pas dévié et sont restées par la suite dans le 18MND5, ne compromettant pas la suite des propagations de fissures. La figure IV-31 montre un faciès de rupture, marqué au four rapidement à 150°C, présentant ce cas.



Figure IV-31 : Faciès de rupture d’une éprouvette CT12 multi-matériaux rompues à -125°C présentant des zones d’inconel 52 au niveau de la fissure de fatigue (726-K)

En outre, une partie des faciès de chaque type d’éprouvette ont été observés au MEB afin d’identifier les types de rupture : toutes les éprouvettes ont rompu par clivage, comme il est possible de le constater sur les exemples des figures IV-32 et 33 révélant des facettes et des rivières de clivage. Les sites principaux d’amorçage du clivage ont également été identifiés sur les éprouvettes observées et sont situés très près du front de fissure de fatigue.

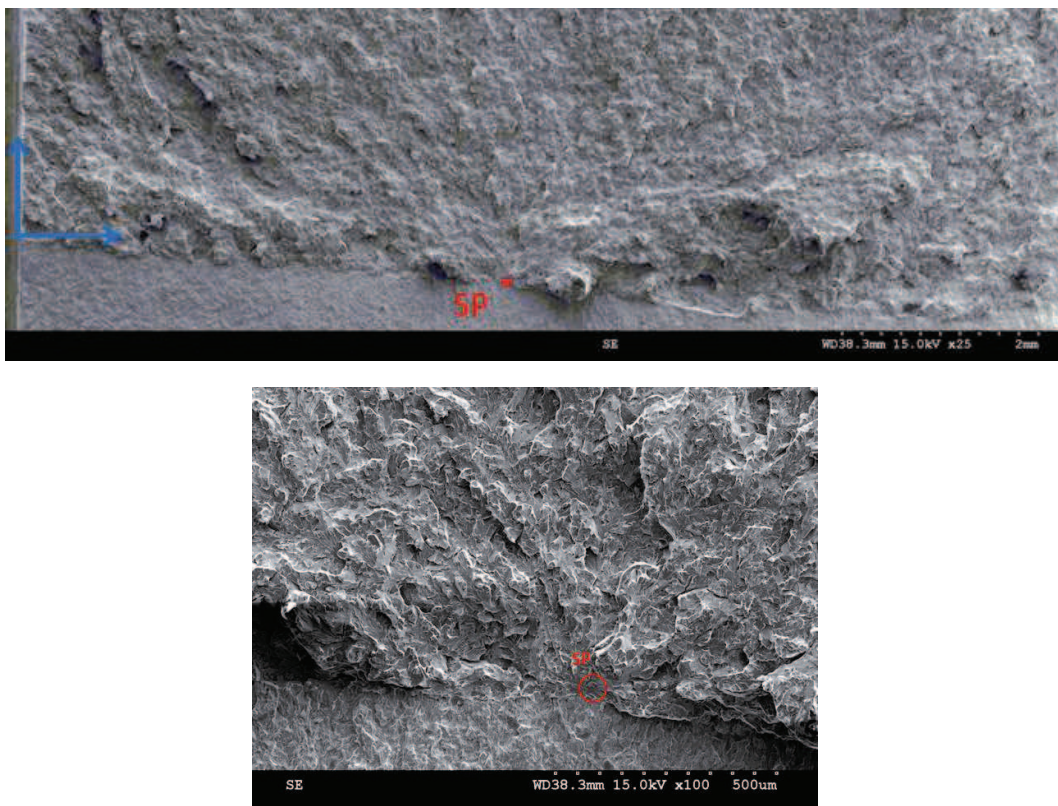


Figure IV-32 : Faciès de rupture d’une éprouvette CT12 en 18MND5 rompue à -125°C et localisation du site principal d’amorçage du clivage (724-A4-AL)

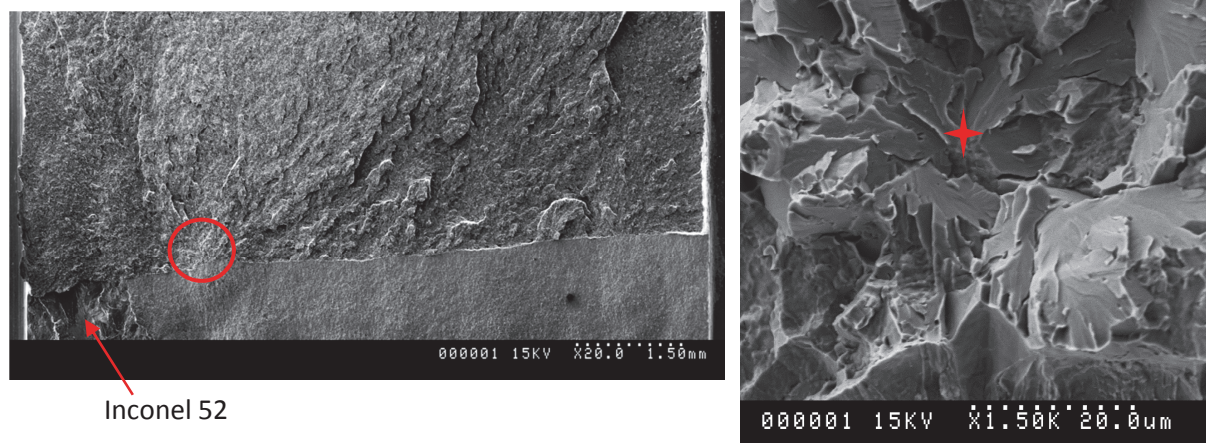
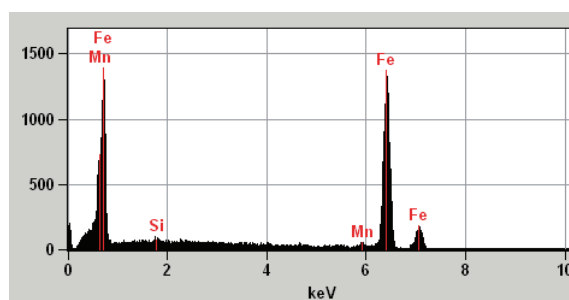


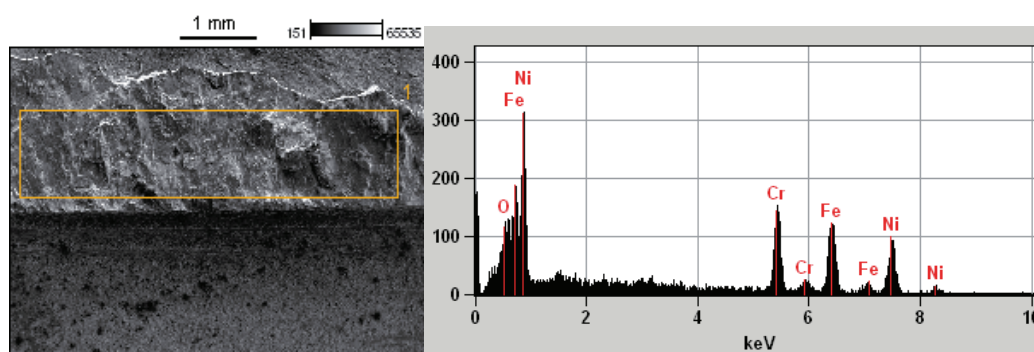
Figure IV-33 : Faciès de rupture d’une éprouvette CT12 multi-matériaux rompues à -125°C et identification du site principale d’amorçage du clivage (726-C)

Par ailleurs, les éprouvettes caractérisant la ZAT ont subi des analyses complémentaires, à savoir des micro-analyses. Celles-ci ont révélé l’absence totale de nickel sur les faciès de rupture, ce qui sous-entend que les fissures se sont uniquement propagées dans le 18MND5 lors de la rupture fragile malgré la très forte proximité avec l’inconel 52 (figures IV-34 et 35). En revanche, les zones singulières visibles sur les fissures de fatigue ont bien révélé la présence de Ni en grande quantité, confirmant qu’il s’agit bien d’inconel 52.



Eléments	Si	Mn	Fe
% masse	0.24	2.41	97.34

Figure IV-34 : Micro-analyse d’un faciès de rupture d’une éprouvette CT12 multi-matériaux



Eléments	O	Cr	Fe	Ni
% masse	3.22	23.89	32.53	40.36

Figure IV-35 : Micro-analyse d’une zone singulière de la fissure de fatigue

Enfin, comme dans le chapitre précédent, les éprouvettes ont été découpées au niveau du front de fissure pour mesurer les distances réelles entre les fronts de fissure et l’inconel 52 : malgré les quelques irrégularités de la soudure, tous les fronts de fissures sont distants de 20 à 500 µm de l’inconel 52 (annexe 7).

II.6.2. Essais de rupture sur éprouvettes SENT10

Description des essais

Les éprouvettes SENT10 prélevées dans le 18MND5 et celles destinées à caractériser la ZAT du 18MND5 ont tout d’abord été fissurées par fatigue, en flexion 3-points, sur une machine MTS servo-hydraulique de 100 kN équipée d’un banc de flexion. Un ΔK décroissant de 22 à 13 $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ leur a été appliqué, toujours dans le but de minimiser la plasticité en pointe de fissure.

Pour les éprouvettes en 18MND5, l’avancée de fissure a été fixée à 1,5 mm, soit une longueur restante de ligament de 6 mm.

En revanche, pour les éprouvettes multi-matériaux, la longueur de fissure a été fixée de manière à avoir la même longueur de ligament pour toutes les éprouvettes après fissuration, ce qui a engendré des longueurs de fissure différentes les unes des autres, et différentes de celles des éprouvettes mono-matériau. En effet, les difficultés liées au positionnement de l’entaille lors de l’usinage ont imposé une reprise des éprouvettes pour obtenir la distance entre le fond d’entaille et l’inconel 52 souhaitée, modifiant alors la profondeur de l’entaille d’une éprouvette à l’autre. Finalement, la longueur du ligament des éprouvettes a été fixée à 5,5 mm.

En outre, comme pour les éprouvettes CT, les éprouvettes ont été rompues par essai de rupture sous chargement monotone $-125^\circ\text{C} \pm 2^\circ\text{C}$ avec une vitesse de traverse imposée de 0,5 mm/min sur une machine de traction MTS servo-hydraulique de 100 kN munie d’une enceinte thermique. Les efforts imposés et les ouvertures de fissures ont été enregistrés au cours des essais.

Résultats

Les courbes force-CMOD ont été déterminées pour toutes les éprouvettes rompues à -125°C . De plus, les courbes J-CMOD ont été calculées à partir de ces dernières, en appliquant la norme la norme ASTM 1820 pour les éprouvettes en 18MND5 et en utilisant les facteurs η déterminés par calculs aux éléments finis pour les éprouvettes multi-matériaux. Précisons que les éprouvettes mono-matériaux et les autres ont respectivement les mêmes longueurs de ligaments alors que leurs comportements sont différents. Les figures IV-36 et 37 présentent des exemples de courbes obtenues alors que les tableaux IV-9 et 10 résument les principaux résultats des essais. D’après les courbes *force-CMOD*, on note un effondrement de la force au début de la pente élastique : il s’agit d’un émoussement ayant lieu au niveau du front de fissure (figure IV-39).

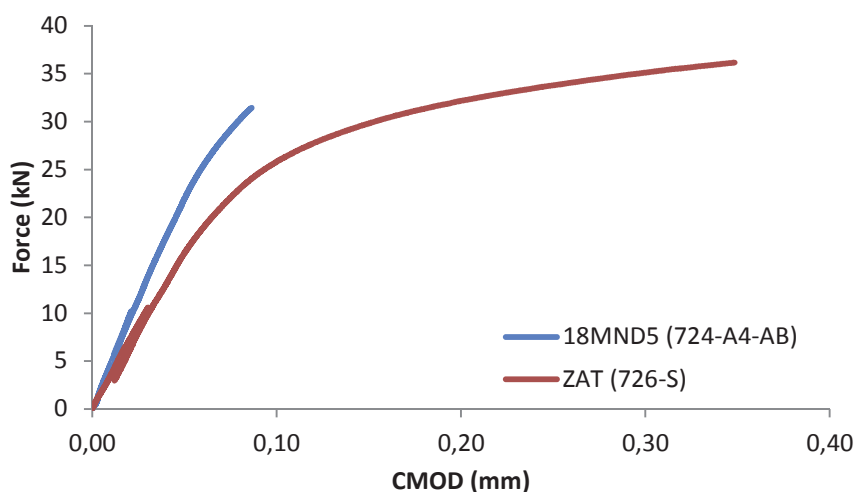


Figure IV-36 : Courbes force-CMOD obtenues pendant les essais de rupture sur une éprouvette SENT10 en 18MND5 et une multi-matériaux rompues à -125°C

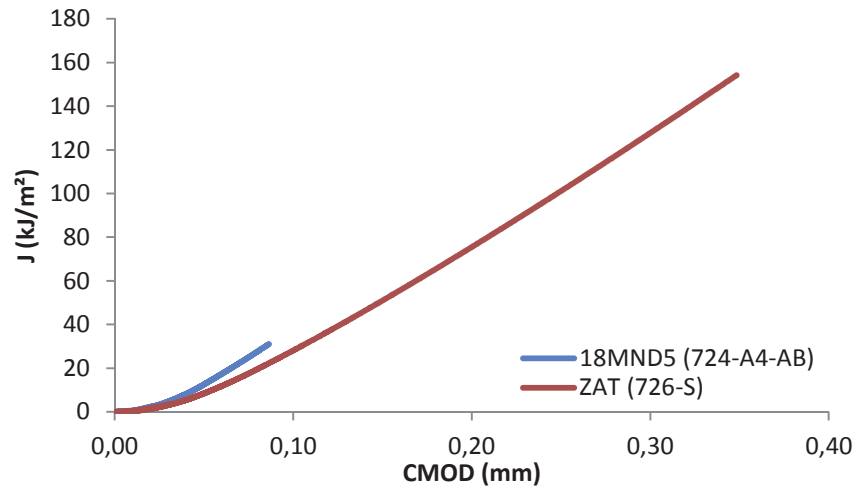


Figure IV-37 : Courbes J-CMOD obtenues pendant les essais de rupture sur une éprouvette SENT10 en 18MND5 et une multi-matériaux rompues à -125°C

Numéro d'essai	Référence éprouvette	CMOD (mm)	F rupture (kN)	J rupture (kJ/m ²)	K _J rupture (MPa.√m)
11-194	724-A4-AG	0,077	30,56	25,9	70,15
11-191	724-A4-AD	0,085	32,27	30,97	76,47
11-189	724-A4-AB	0,086	31,44	31,08	76,46
11-186	724-A4-X	0,114	37,80	51,57	96,46
11-184	724-A4-V	0,126	36,79	52,96	103,66
11-193	724-A4-AF	0,128	37,45	56,81	103,66
11-183	724-A4-U	0,145	34,69	59,71	104,54
11-185	724-A4-W	0,126	38,77	66,78	114,86
11-188	724-A4-Z	0,162	39,08	72,42	124,55
11-190	724-A4-AC	0,173	39,22	78,19	129,96
11-195	724-A4-AH	0,187	42,73	92,6	137,29
11-187	724-A4-Y	0,204	40,60	95,48	145,71
11-192	724-A4-AE	0,207	43,03	104,71	147,05

Tableau IV-9 : Résultats d'essais bruts sur éprouvettes SENT10 en 18MND5 rompues à -125°C

Numéro d'essai	Référence éprouvette	CMOD (mm)	F rupture (kN)	J rupture (kJ/m ²)	K _J rupture (MPa.√m)
11-230	726-S	0,348	36,16	154,21	181,09
11-233	726-V	0,331	36,73	157,93	183,94
11-231	726-T	0,340	37,39	167,26	187,29
11-232	726-U	0,398	37,10	192,23	201,94
11-236	726-Y	0,448	37,68	210,35	216,44
11-235	726-X	0,562	38,77	278,48	246,36
11-234	726-W	0,628	39,18	319,79	262,16

Tableau IV-10 : Résultats d'essais bruts sur éprouvettes SENT10 caractérisant la rupture de la ZAT du 18MND5 rompues à -125°C

Les longueurs de ligaments des éprouvettes des deux types n'étant pas identiques, il n'est pas possible de comparer les plages d'efforts à rupture. En revanche, si on s'intéresse aux valeurs du facteur d'intensité de contraintes élasto-plastique, les plages de valeurs des deux types d'éprouvettes sont significativement différentes. En effet, les valeurs obtenues pour les éprouvettes de caractérisation de la ZAT sont nettement supérieures à celles du métal de base, laissant entendre que les sollicitations mécaniques nécessaires à déclencher la rupture doivent être plus élevées pour la ZAT, et ce malgré une profondeur relative de fissure plus grande. D'après le chapitre précédent, on peut déjà supposer que la proximité avec l'inconel est bénéfique et retarde la rupture.

Observations des faciès

Comme pour les éprouvettes CT, les faciès de rupture de toutes les éprouvettes SENT ont été photographiés et les longueurs de fissure mesurées. Les fronts de fissure sont réguliers et les longueurs de fissure de fatigue conformes aux attentes (figure IV-38). En revanche, suite à des soucis rencontrés lors des usinages des SENT multi-matériaux, il a été constaté que les fronts de fissure sont situés à 250 µm de l'inconel en moyenne au lieu des 100 µm attendus. Des observations au MEB ont également été réalisées afin de s'assurer que la rupture ait bien été fragile, comme en atteste la figure IV-39 révélant des facettes et des rivières de clivage. Par ailleurs, un émoussement en fond de fissure est visible sur ces images, comme les cupules en témoignent : la plasticité s'est donc fortement développée, ce qui laisse penser que les éprouvettes présentent un confinement de la plasticité qui s'apparente à une position plus haute dans la transition fragile-ductile. Là-encore, les sites principaux d'amorçage du clivage sont situés très près des fronts de fissure de fatigue.

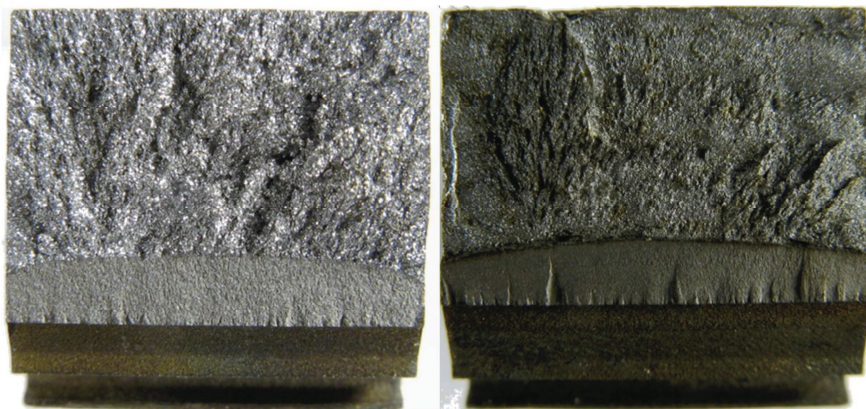


Figure IV-38 : Faciès de rupture d'une éprouvette SENT10 en 18MND5 (à gauche – 724-A4-AB) et multi-matériaux (à droite – 726-S) rompues à -125°C

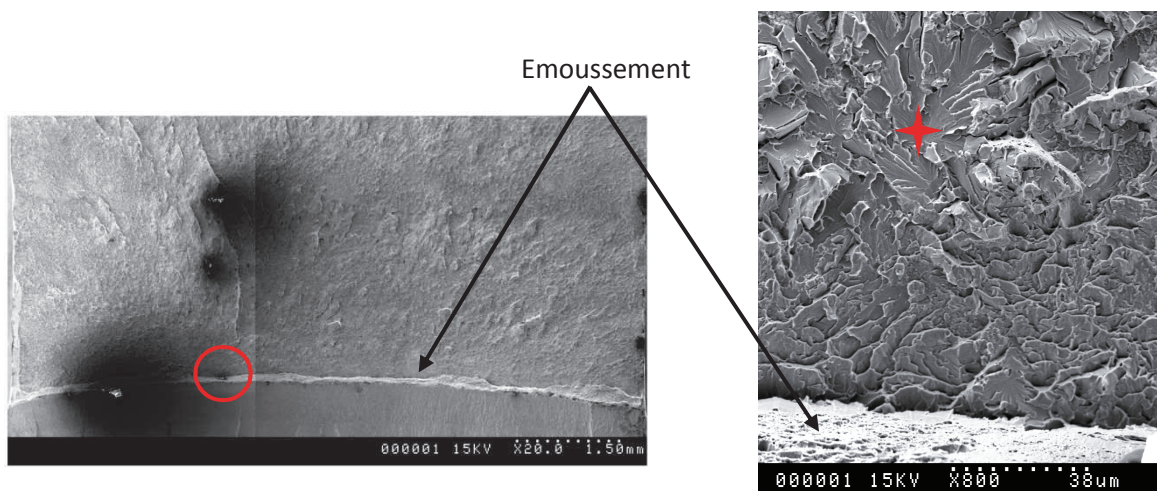


Figure IV-39 : Faciès de rupture d'une éprouvette SENT10 multi-matériaux rompue à -125°C avec localisation du site principal d'amorçage de clivage (726-T)

III. Analyse numérique des essais

III.1. Modélisation des essais sur éprouvettes prismatiques entaillées

Toutes les éprouvettes prismatiques entaillées, en « V » et en « U », ainsi que les essais à -125°C et -175°C, ont été modélisés par éléments finis. Dans un premier temps, il a été vérifié que les simulations pouvaient reproduire fidèlement les comportements des éprouvettes observés lors des essais de traction monotone à -125°C et à -175°C, donc de valider les courbes de traction des matériaux déterminées. Toutefois, cette partie se cantonne aux modélisations des essais réalisés sur les éprouvettes prismatiques entaillées caractérisant le 18MND5 et sa ZAT à -175°C. Ces calculs sont principalement destinés à la détermination de la contrainte principale maximale à rupture dans la section de rupture des éprouvettes dans le but d'en déduire la contrainte seuil de clivage du 18MND5 et de sa ZAT.

III.1.1. Description des modèles

Les éprouvettes ont été modélisées en 3D à l'aide de CAST3M, en mettant en œuvre des maillages similaires à ceux décrits dans le chapitre précédent pour ce type d'éprouvette, en tenant compte des formes d'entailles et des longueurs « l » correspondant aux éprouvettes respectives (figures III-45 ou IV-12). Là-encore, un quart des éprouvettes a été modélisé, les éléments utilisés sont des parallélépipèdes à 20 nœuds et la taille des mailles aux alentours de l'entaille est de 50 µm. Par ailleurs, pour les éprouvettes multi-matériaux, les différents matériaux ont été maillés indépendamment et leur courbe de traction respective à -175°C leur a été attribuée. Précisons que le même maillage a été utilisé pour les éprouvettes mono-matériaux, en attribuant les mêmes propriétés à toutes les parties du maillage. Enfin, ces calculs ont été menés en grandes déformations et grands déplacements, à l'aide d'une loi élasto-plastique isotrope.

III.1.2. Validation des modèles

Un seul calcul a été réalisé pour toutes les éprouvettes prismatiques entaillées en 18MND5 rompues à -175°C et un autre pour les multi-matériaux.

Eprouvette prismatique entaillée en 18MND5 rompue à -175°C

Les figures IV-40 et 41 comparent les courbes issues des essais à celles obtenues à partir des calculs par éléments finis pour les éprouvettes prismatiques entaillées en 18MND5 rompues à -175°C. Celles-ci démontrent un très bon accord et valident donc le modèle associé. Rappelons que la dispersion des mesures avant le début de la déformation plastique des éprouvettes est liée à la précision des capteurs laser et à la convection.

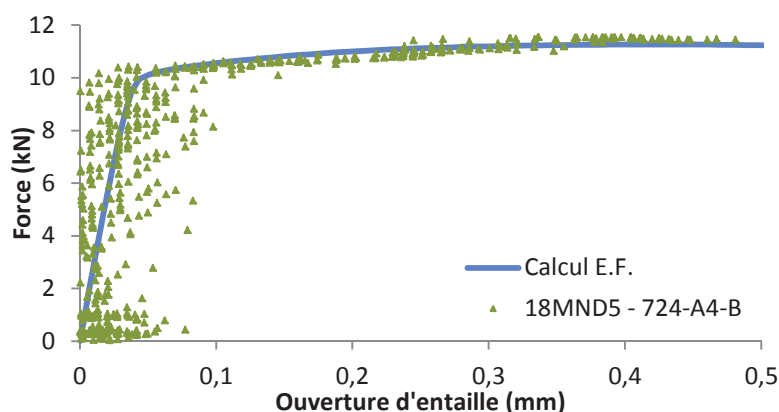


Figure IV-40 : Courbes force-ouverture d'entaille expérimentales comparée à celle obtenue par calcul aux éléments finis pour une éprouvette prismatique entaillée en 18MND5 rompue à -175°C

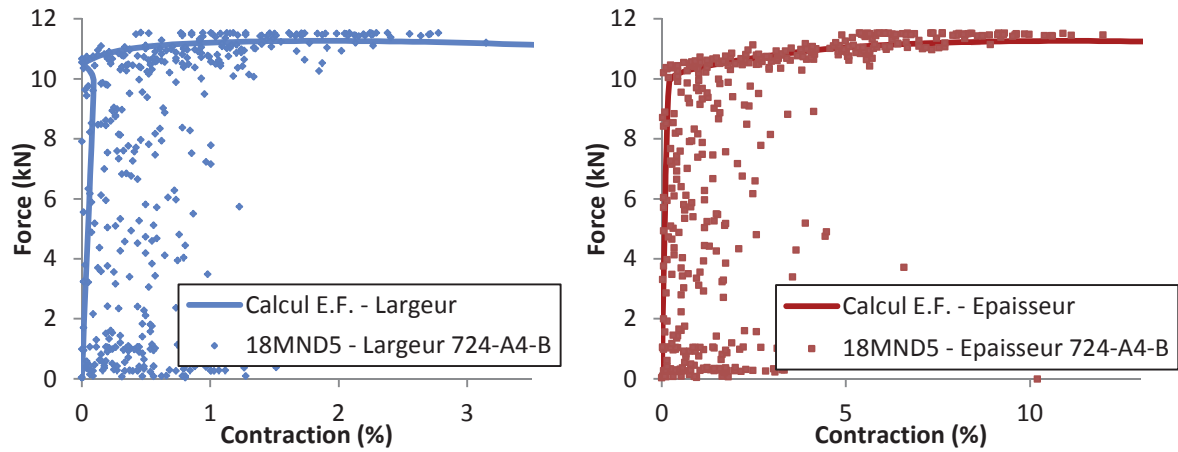


Figure IV-41 : Courbes force-contractions expérimentales comparées à celles obtenues par calcul aux éléments finis pour une éprouvette prismatique entaillée en 18MND5 rompue à -175°C

Eprouvette prismatique entaillée dans la ZAT du 18MND5 rompue à -175°C

Les modèles pour les éprouvettes multi-matériaux ont également été validés de la même manière comme le montrent les figures IV-42 et 43. En effet, les modélisations reproduisent fidèlement les comportements des éprouvettes prismatiques entaillées.

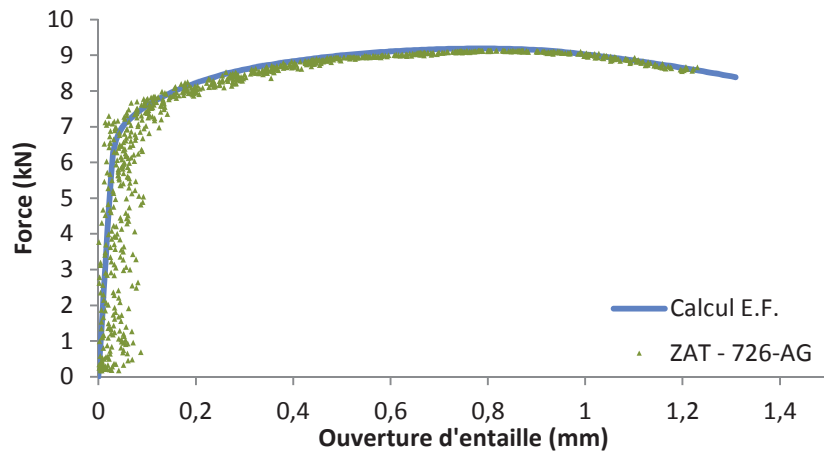


Figure IV-42 : Courbes force-ouverture d'entaille expérimentales comparée à celle obtenue par calcul aux éléments finis pour une éprouvette prismatique entaillée dans la ZAT rompue à -175°C

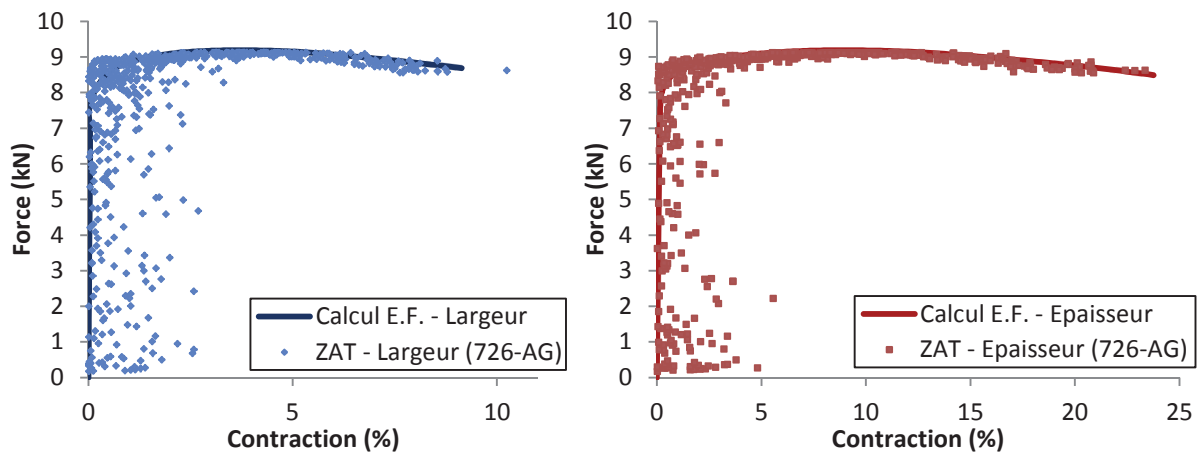


Figure IV-43 : Courbes force-contractions expérimentales comparées à celles obtenues par calcul aux éléments finis pour une éprouvette prismatique entaillée dans la ZAT rompue à -175°C

III.1.3. Contrainte principale maximale à rupture

Les contraintes principales maximales à rupture dans les sections des éprouvettes prismatiques entaillées caractérisant le 18MND5 et la ZAT rompues à -175°C ont été calculées. La figure IV-44 permet de comparer les valeurs obtenues pour chaque type d’éprouvette. Précisons que les valeurs des contraintes principales obtenues par un seul calcul ont été réajustées en employant la même méthode que dans le chapitre précédent, à savoir en utilisant le coefficient k_{11} . Par ailleurs, la figure présente les contraintes principales maximales à rupture en fonction des déformations équivalentes exprimées selon l’expression suivante :

$$\varepsilon_{eq} = -2 \cdot \ln\left(1 - \frac{\Delta S}{S_0}\right)$$

Comme il a été observé précédemment, la plasticité développée dans les éprouvettes prismatiques entaillées dans la ZAT est beaucoup plus importante que dans les éprouvettes en 18MND5.

Quant aux valeurs de contraintes principales maximales à rupture dans les sections des éprouvettes, les valeurs sont assez proches pour le 18MND5 et sa ZAT. Toutefois, on constate que la moyenne des valeurs de la ZAT est légèrement supérieure à celle du 18MND5. Dans les deux cas, la valeur minimale de la contrainte principale à rupture est assez élevée puisqu’elle est supérieure à 1700 MPa. Malheureusement, comme dans le chapitre précédent, ces résultats nous amènent à penser que la plasticité développée au sein des éprouvettes, même si elle paraît relativement faible pour une partie des éprouvettes en 18MND5, ne permet pas d’exploiter ces valeurs pour déterminer la contrainte seuil de clivage.

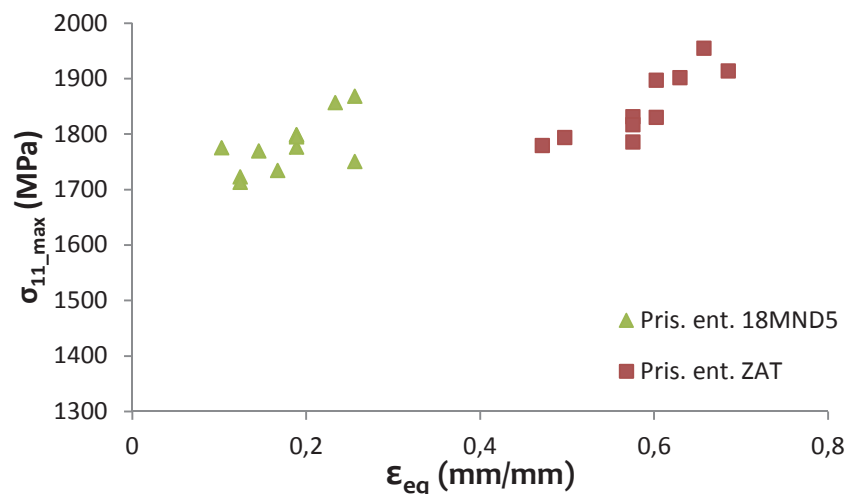


Figure IV-44 : Contraintes principales maximales à rupture dans les sections des éprouvettes prismatiques entaillées caractérisant le 18MND5 et la ZAT rompues à -175°C

III.2. Modélisation des essais sur éprouvettes AE en 18MND5

III.2.1. Description du modèle

Le modèle utilisé pour la modélisation des essais sur éprouvettes AE2 en 18MND5 à -175°C est exactement le même que celui du chapitre précédent simulant les essais d’éprouvettes AE2 en 16MND5 à -170°C. La courbe de traction du 18MND5 à -175°C a bien entendu été introduite à la place de son homologue.

III.2.2. Validation du modèle

Les courbes *force-ouverture d'entaille* et *force-contraction diamétrale* expérimentales et celles issues des calculs par éléments finis ont été comparées. Aussi, les figures IV-45 et 46 montrent la pertinence des simulations par rapport aux résultats expérimentaux. Là-encore, le modèle et courbe de traction du 18MND5 sont validés.

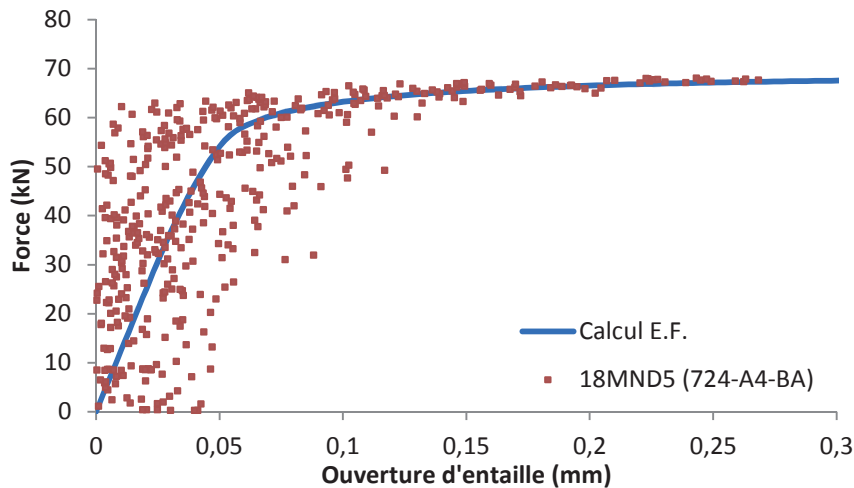


Figure IV-45 : Courbes *force-ouverture d'entaille* expérimentale comparée à celle obtenue par calcul aux éléments finis pour une éprouvette AE2 en 18MND5 rompue à -175°C

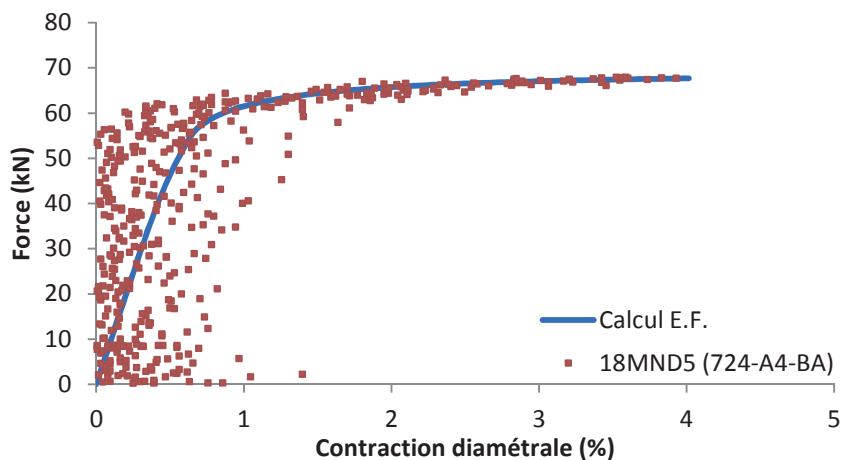


Figure IV-46 : Courbes *force-contraction diamétrale* expérimentale comparée à celle obtenue par calcul aux éléments finis pour une éprouvette AE2 en 18MND5 rompue à -175°C

III.2.3. Contrainte principale maximale

Les valeurs des contraintes principales maximales à rupture dans la section des éprouvettes AE2 en 18MND5 rompues à -175°C ont été calculées par éléments finis. La figure IV-47 les compare aux valeurs déterminées pour les éprouvettes prismatiques entaillées en 18MND5 et dans la ZAT à la même température.

D'une part, exprimée en contrainte équivalente, on remarque aisément que la plasticité est bien moindre que pour les éprouvettes prismatiques entaillées, comme il avait été notifié précédemment. Les déformations étant très faibles, les valeurs des contraintes principales maximales à rupture des éprouvettes AE2 peuvent être utilisées pour déterminer la contrainte seuil de clivage.

D'autre part, la plage de valeurs de contrainte principale maximale est bien plus étendue pour les éprouvettes axisymétriques entaillées. En effet, la valeur la plus faible est de 1400 MPa alors que celle des éprouvettes prismatiques entaillées en 18MND5 est de 1722 MPa. Le peu de différence de plasticité développée a donc un impact considérable sur ces valeurs, et donc sur la détermination de la contrainte seuil de clivage censée être proche de la valeur minimale identifiée sur éprouvette AE.

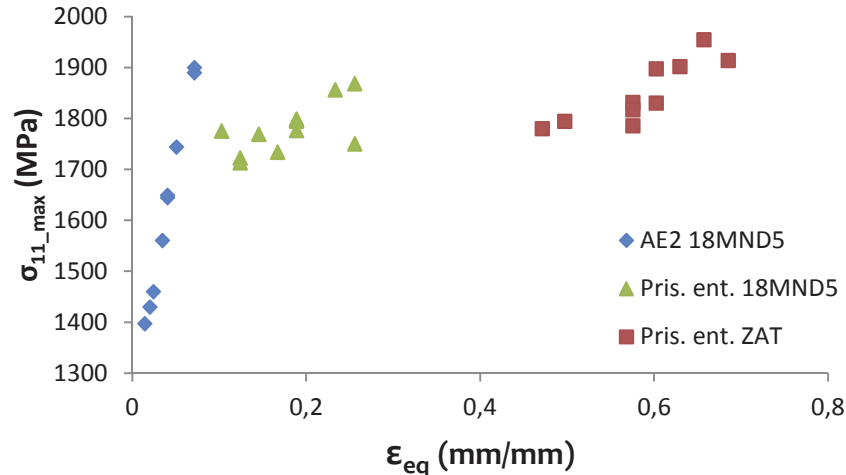


Figure IV-47 : Comparaison des valeurs de contraintes principales maximales à rupture des éprouvettes AE2 en 18MND5 avec celles des éprouvettes prismatiques entaillées en 18MND5 et caractérisant la ZAT (rupture à -175°C)

III.2.4. Contrainte seuil de clivage

La plasticité étant trop importante dans les éprouvettes prismatiques entaillées, la contrainte seuil de clivage a donc été déterminée à partir des éprouvettes axisymétriques entaillées rompues à -175°C. Une probabilité de rupture expérimentale a été attribuée aux éprouvettes axisymétriques entaillées selon l'expression suivante :

$$P_{ri} = \frac{i - 0,5}{N_i}$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement ;
 N : nombre total d'essais.

En outre, une loi de Weibull à deux paramètres a été optimisée de façon à épouser au mieux la distribution de ces probabilités (figure IV-48). En effet, la meilleure représentation obtenue avec une loi à trois paramètres n'est pas convenable pour les basses probabilités. Cette démarche revient donc à considérer un seuil égal à 0 dans une loi à trois paramètres. Les valeurs des paramètres identifiés sont les suivantes : $\sigma_{u_{AE}} = 1679$ MPa et $m_{AE} = 12,182$.

La loi de Weibull obtenue estime la valeur de la contrainte seuil en dessous de laquelle le clivage ne peut pas se produire à environ 1100 MPa. Cependant, cette valeur est trop éloignée des plus faibles valeurs expérimentales et très inférieure aux valeurs usuelles de ce type de matériau (souvent entre 1300 et 1500 MPa). L'acier ferritique 18MND5 étant très semblable au 16MND5, il a été décidé de conserver 1375 MPa, valeur toujours inférieure au plus bas point expérimental (1400 MPa). Précisons toutefois que le choix de la valeur n'a pas d'impact pour les comparaisons qui vont suivre puisque cela revient à faire un décalage d'échelle sur les valeurs calculées de V_{th} . Par ailleurs, rappelons que Le Corre et N'Guyen [LEC 06] [NGU 09] avaient mesuré des valeurs identiques de contrainte seuil pour le métal de base et la ZAT : il est donc supposé que cette valeur de 1375 MPa est conservée pour la ZAT du 18MND5.

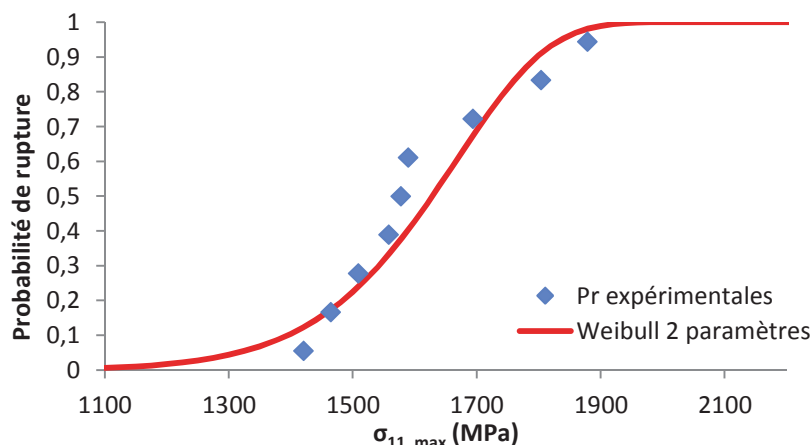


Figure IV-48 : Détermination de la contrainte seuil de clivage à l'aide d'une loi de Weibull à 2 paramètres

III.3. Modélisation des essais de rupture sur CT

Les essais de rupture -125°C sur les éprouvettes CT ont été modélisés. A partir de ceux-ci, les valeurs de contraintes principales au sein des éprouvettes ont pu être calculées ainsi que les valeurs des volumes V_{th} à rupture, correspondant au volume cumulé ayant subi une contrainte supérieure ou égale à 1375 MPa.

III.3.1. Description des modèles

Le même maillage a été utilisé pour les calculs sur éprouvettes CT12 en 18MND5 et pour les multi-matériaux. Par ailleurs, les éprouvettes de chaque type ayant exactement la même géométrie, et des longueurs de fissure de fatigue similaires, un seul calcul a été mené pour les éprouvettes mono-matériau et un autre pour le second type. Précisons que l'angle de 4° entre le 316L et l'inconel 52 a bien été représenté.

A l'aide de CAST3M, le maillage a été réalisé en 3D avec des éléments parallélépipédiques à 20 nœuds. La taille des éléments en pointe de fissure a été fixée à 50 μm (figure IV-49). Précisons que la fissure a été placée à 100 μm de l'inconel 52, distance située dans l'intervalle des mesures effectuées sur les faciès des éprouvettes découpées après essais. Les courbes de traction respectives des matériaux à -125°C ont été attribuées à chaque zone correspondante du maillage, en l'occurrence maillées indépendamment pour l'éprouvette multi-matériaux (figure IV-50).

Pour la détermination des courbes *force-CMOD*, de la contrainte principale et du volume V_{th} , un calcul en grands déplacements / grandes déformations a été effectué en utilisant une loi élasto-plastique isotrope. Quant au calcul de l'intégrale J, il a nécessité un second calcul en petits déplacements / petites déformations.

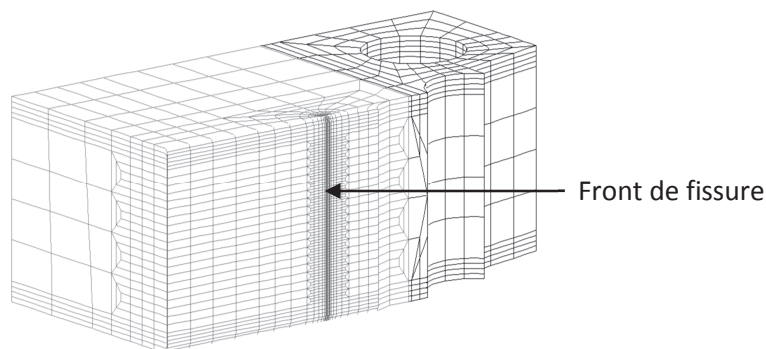


Figure IV-49 : Maillage d'une demi-éprouvette CT12

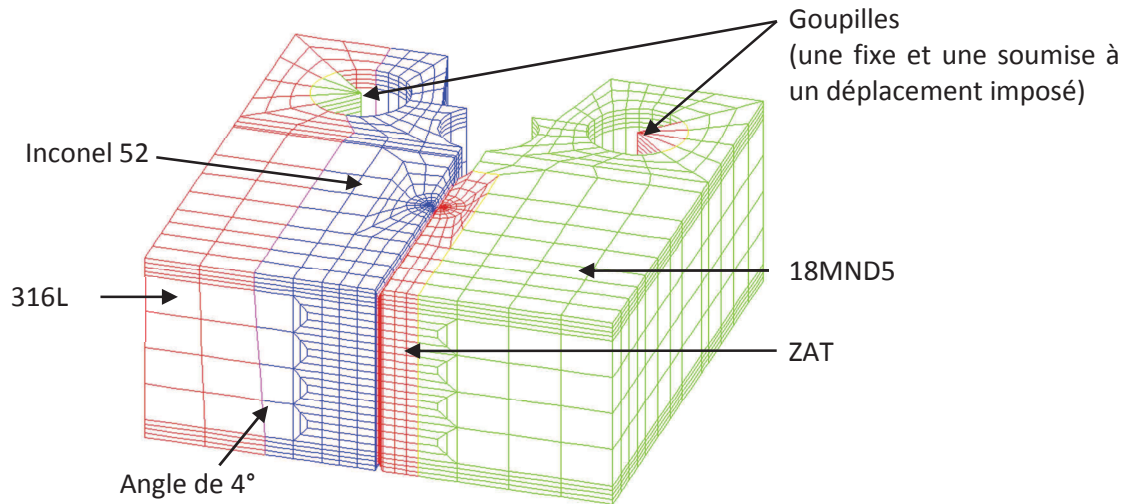


Figure IV-50 : Maillage d’une éprouvette CT12 multi-matériaux avec front de fissure dans la ZAT à 0,1mm de l’inconel 52

III.3.2. Validation des modèles

La figure IV-51 compare les courbes *force-CMOD* calculées aux courbes expérimentales obtenues pour des éprouvettes CT12 mono et multi-matériaux rompues à -125°C . On constate un très bon accord entre celles-ci, ce qui montre que les modélisations par éléments finis reproduisent fidèlement le comportement des éprouvettes.

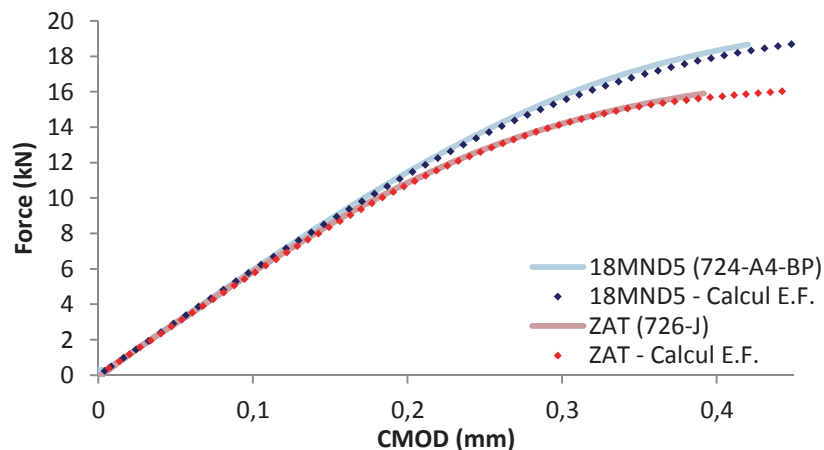


Figure IV-51 : Comparaison des courbes *force-CMOD* issues des calculs aux expérimentales obtenues lors des essais de rupture -125°C sur CT12 mono et multi-matériaux

Quant aux courbes de l’intégrale J, les courbes déterminées par le calcul sont également très proches des courbes calculées à partir des courbes *force-CMOD* expérimentales (figure IV-52). Rappelons que pour les éprouvettes multi-matériaux, les facteurs η ont été déterminés à partir des calculs E.F. pour le calcul de J (tableau IV-11). En effet, des écarts allant jusqu’à 30% ont été constatés par rapport aux valeurs de η déterminées en utilisant la norme ASTM 1820 qui s’applique uniquement aux éprouvettes mono-matériau. Précisons que la norme permet de prendre en compte uniquement la longueur de fissure réelle pour le calcul de η d’éprouvettes mono-matériau, alors que pour les éprouvettes multi-matériaux, le niveau de chargement est également pris en compte, d’où les variations des valeurs.

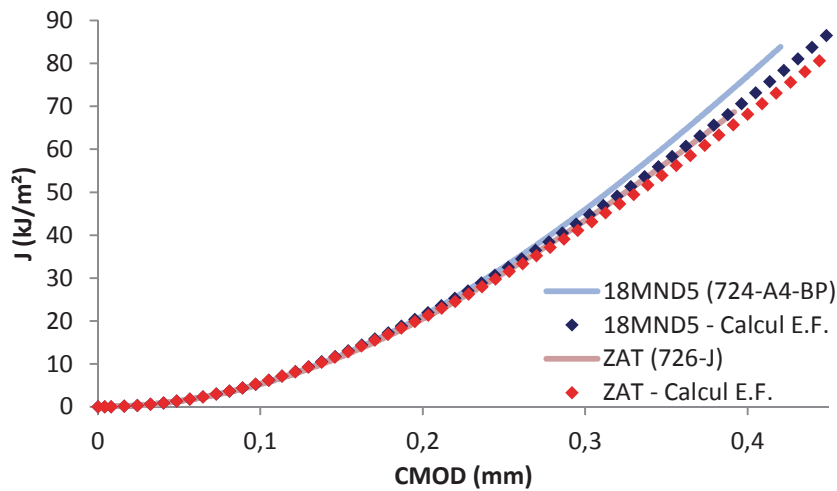


Figure IV-52 : Comparaison des courbes J-CMOD issues des calculs aux expérimentales obtenues à partir des essais de rupture -125°C sur CT12 mono et multi-matériaux

Eprouvette	η	η norme	Ecart / norme (%)
726-A	2,387	2,249	5,77
726-B	1,746	2,250	28,88
726-C	1,757	2,248	27,95
726-D	1,733	2,248	29,73
726-E	2,556	2,251	11,91
726-F	2,074	2,266	9,25
726-H	2,507	2,249	10,31
726-I	2,003	2,247	12,18
726-J	2,224	2,248	1,05
726-K	1,804	2,248	24,65
726-L	2,275	2,265	0,42
726-M	1,920	2,246	17,01
726-N	1,757	2,248	27,95

Tableau IV-11 : Comparaison des valeurs de η calculées à partir des éléments finis à celles calculées à partir de la norme ASTM 1820 pour les éprouvettes multi-matériaux

III.3.3. Résultats

Evolution de la contrainte principale le long du ligament

Dans un premier temps, l'évolution de la contrainte principale le long du ligament a été déterminée pour chaque type d'éprouvette. La figure IV-53 compare les valeurs à $J= 42\text{kJ/m}^2$ pour une éprouvette CT12 en 18MND5 et une multi-matériaux, l'origine du repère étant le front de fissure de fatigue. Précisons qu'à cette valeur de J, des éprouvettes des deux types ont rompu. On constate que, dans les deux cas, un pic de contrainte a lieu juste après le front de fissure. Ceci explique pourquoi les sites d'amorçage du clivage sont situés si près du front de fissure. Par ailleurs, la valeur maximale atteinte pour la ZAT ($\sigma_{11}/\sigma_y=3,07$) est inférieure à celle du métal de base ($\sigma_{11}/\sigma_y=3,31$) et le pic est beaucoup plus étroit pour les éprouvettes caractérisant la ZAT. En effet, la contrainte chute rapidement, contrairement aux contraintes dans l'éprouvette en 18MND5. Ce phénomène est dû à la proximité avec l'inconel 52 qui atténue les contraintes en pointe de fissure en plastifiant.

La valeur de la contrainte seuil de clivage ayant été fixée à 1375 MPa, on peut d’ores et déjà supposer que les valeurs de V_{th} sont plus importantes dans les éprouvettes en 18MND5, le volume balayé par des contraintes supérieures à σ_{th} étant plus conséquent : les probabilités de rupture associées au métal de base doivent donc être supérieures à celles du la ZAT.

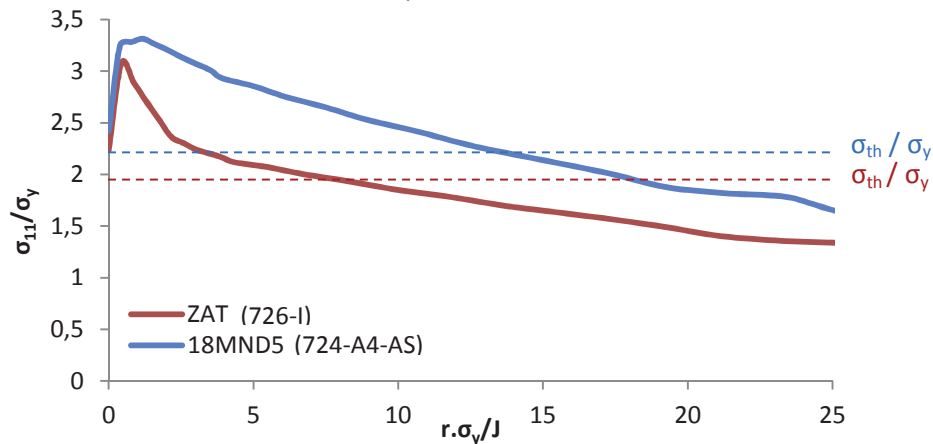


Figure IV-53 : Evolution de la contrainte principale lissée le long du ligament au moment de la rupture d’éprouvettes CT12 mono et multi-matériaux rompues à -125°C pour $J=42\text{kJ/m}^2$

Calcul du volume V_{th}

Les volumes V_{th} , correspondant au volume cumulé des éprouvettes ayant été exposé à une contrainte principale supérieure ou égale à 1375 MPa, ont été calculés pour toutes les éprouvettes. Rappelons que pour le calcul des V_{th} , l’inconel 52 et l’acier austénitique 316L ne sont pas pris en compte puisqu’ils ne peuvent cliver. La figure IV-54 montre l’évolution de $(V_{th}/B_{net})^{0.5}$ au sein des éprouvettes CT12 en 18MND5 et de celles caractérisant la ZAT. Comme on pouvait s’y attendre, le volume V_{th} croît beaucoup plus rapidement dans l’éprouvette en 18MND5. De plus, comme dans le chapitre précédent, on constate que les deux types d’éprouvettes n’ont pas le même comportement. En effet, pour les éprouvettes en 18MN5, la plasticité reste confinée jusqu’à environ 60 kJ/m^2 car $(V_{th}/B_{net})^{0.5}$ est proportionnel à J^2 , alors qu’il y a perte de confinement à partir 5 kJ/m^2 pour les multi-matériaux. La plasticité joue un rôle important sur les valeurs de $(V_{th}/B_{net})^{0.5}$ puisque celles-ci sont plus élevées pour les éprouvettes en métal de base à partir de 10 kJ/m^2 . Par ailleurs, pour des valeurs de V_{th} plus faibles, les éprouvettes multi-matériaux atteignent des valeurs beaucoup plus élevées en J . Les plages de valeurs de J pour les deux types d’éprouvettes sont assez similaires alors que celles des $(V_{th}/B_{net})^{0.5}$ sont très différentes : on peut donc en déduire que pour ce cas où les éprouvettes présentent un confinement de la plasticité s’apparentant au bas de la transition fragile-ductile, V_{th} n’est pas un paramètre pertinent pour caractériser la rupture.

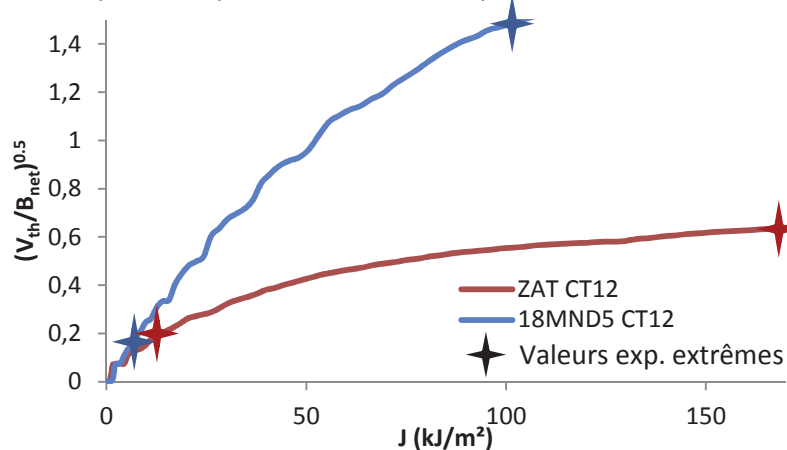


Figure IV-54 : Evolution des volumes $(V_{th}/B_{net})^{0.5}$ en fonction de J pour les éprouvettes CT12 mono et multi-matériaux rompues à -125°C avec valeurs expérimentales extrêmes

La figure IV-55 résume les valeurs de volume V_{th}/B_{net} obtenues pour toutes les éprouvettes CT12 rompues -125°C , en 18MND5 et multi-matériaux. Les V_{th}/B_{net} dans les éprouvettes multi-matériaux sont beaucoup plus faibles que dans les CT en 18MND5, à l'exception de deux points bas du 18MND5 qui sont très proches des valeurs de la ZAT. Néanmoins, la plage de valeurs de J des deux types d'éprouvettes est assez similaire, et en particulier la limite basse : pour le bas de la transition fragile-ductile, J semble être le bon paramètre de caractérisation de la rupture.

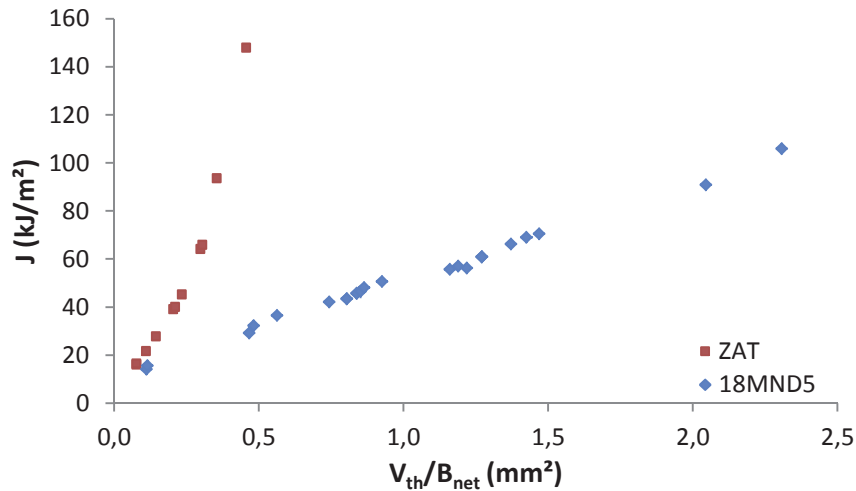


Figure IV-55 : Volumes V_{th}/B_{net} des éprouvettes CT12 mono et multi-matériaux rompues à -125°C

III.4. Modélisation des essais de rupture sur éprouvettes SENT

Comme pour les éprouvettes CT12, les essais de rupture à -125°C sur éprouvettes SENT10 ont été modélisés par calculs aux éléments finis dans le but de déterminer les évolutions de contrainte principale au niveau du ligament et de calculer les volumes V_{th} à rupture de ces éprouvettes.

III.4.1. Description des modèles

Les éprouvettes SENT10 en 18MND5 présentant toutes des longueurs de ligament similaires, un seul maillage a été réalisé pour simuler tous les essais -125°C . A l'aide de CAST3M, une demi-éprouvette a été modélisée du fait de la symétrie, et les éléments utilisés sont des parallélépipèdes à 20 nœuds, avec une taille de $50\ \mu\text{m}$ en pointe de fissure. La forme de l'entaille a également été simplifiée. Enfin la courbe de traction du 18MND5 à -125°C a été introduite dans les calculs.

Quant aux éprouvettes SENT10 multi-matériaux, un seul maillage a été utilisé pour modéliser tous les essais, les éprouvettes ayant des longueurs de ligament semblables. Le maillage mis en place est identique à celui des éprouvettes mono-matériaux, à l'exception de la longueur de fissure de fatigue. Par ailleurs, cette dernière a été représentée rectiligne et placée à $250\ \mu\text{m}$ de l'inconel 52, comme il a été mesuré sur les éprouvettes. Les courbes de traction des matériaux à -125°C ont été attribuées à chaque zone du maillage maillée indépendamment (figures IV-56 & 57).

Comme précédemment, pour chaque type d'éprouvette, un calcul faisant intervenir une loi élasto-plastique isotrope en grands déplacements / grandes déformations a été mené pour déterminer les courbes *force* – *CMOD*, l'évolution de la contrainte principale sur le ligament et les volumes V_{th} . De même, un second calcul en petits déplacements / petites déformations a conduit à l'obtention des valeurs l'intégrale J .

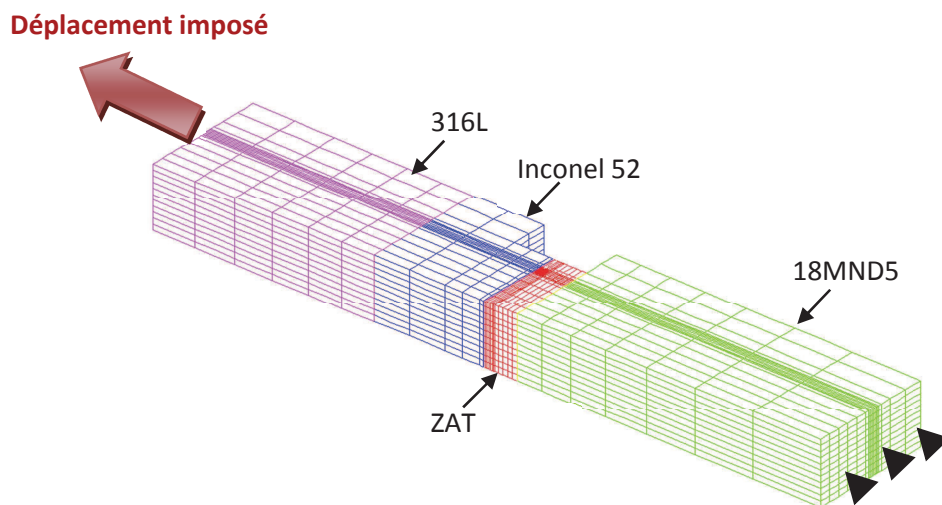


Figure IV-56 : Maillage d'une demi-éprouvette SENT10 multi-matériaux avec front de fissure dans la ZAT

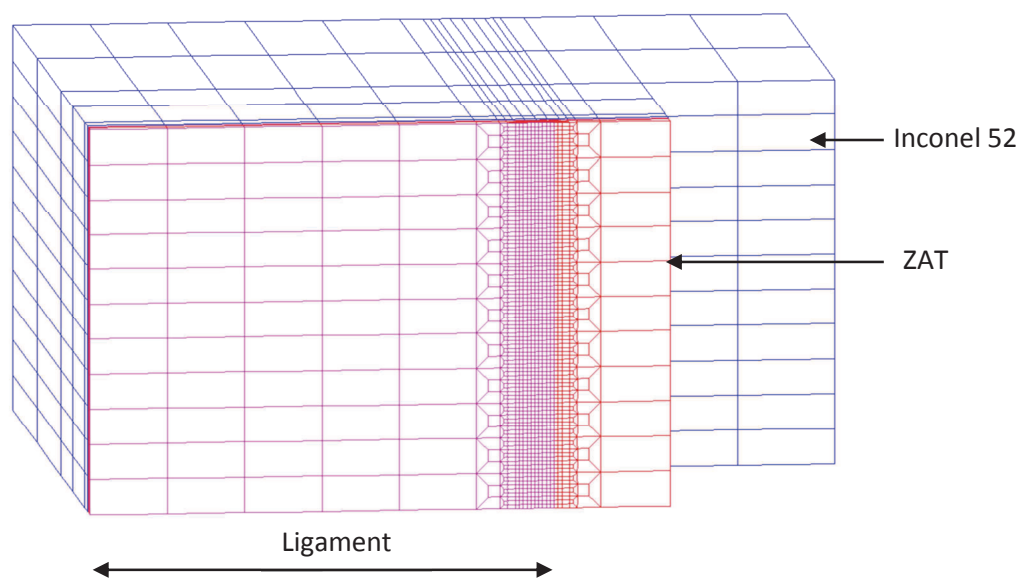


Figure IV-57 : Maillage du plan de rupture d'une demi-éprouvette SENT10 multi-matériaux avec front de fissure dans la ZAT

III.4.2. Validation des modèles

Eprouvette SENT10 en 18MND5

Comme pour les éprouvettes CT, les courbes *force* – *CMOD* calculées ont été comparées aux courbes expérimentales : on constate un bon accord entre les deux approches comme en témoigne la figure IV-58. Les courbes *J-CMOD* sont également assez proches (figure IV-59).

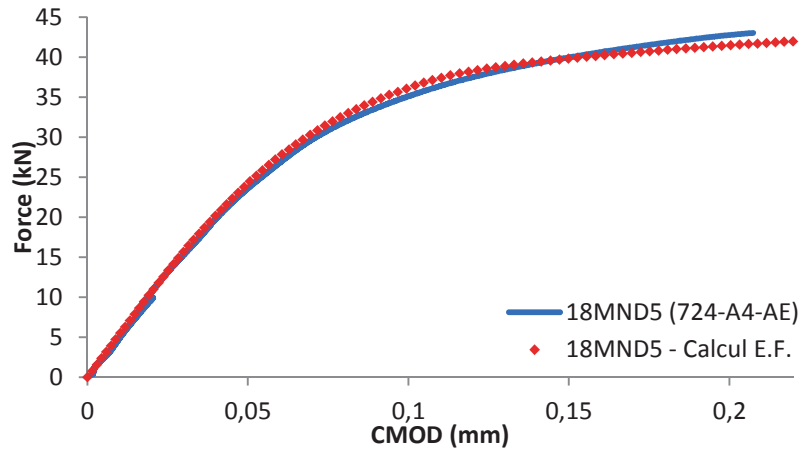


Figure IV-58 : Comparaison des courbes force – CMOD expérimentale et issue du calcul par E.F. pour les éprouvettes SENT10 en 18MND5 rompues à -125°C

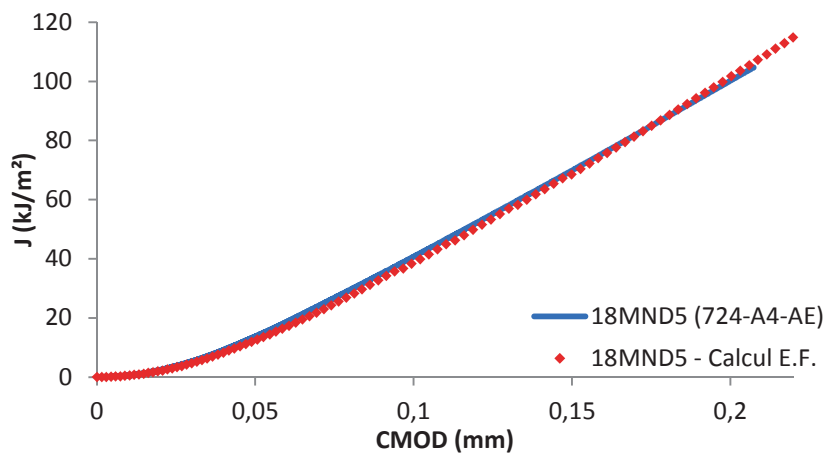


Figure IV-59 : Comparaison des courbes J – CMOD expérimentale et issue du calcul par E.F. pour les éprouvettes SENT10 en 18MND5 rompues à -125°C

Eprouvette SENT10 multi-matériaux

Les calculs E.F. se sont également avérés pertinents pour les éprouvettes SENT10 multi-matériaux comme le montrent les figures IV-60 et 61. Par ailleurs, précisons que les valeurs des facteurs η ont été recalculées pour ces éprouvettes et utilisées pour les calculs de J à partir des courbes expérimentales (tableau IV-12).

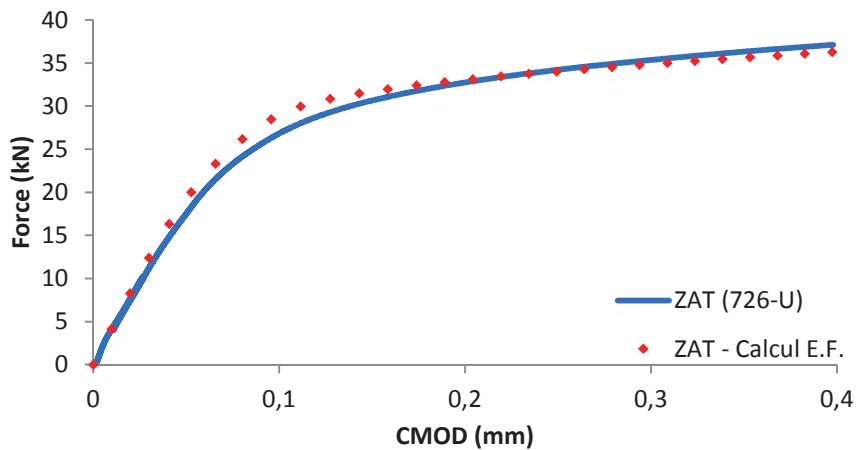


Figure IV-60 : Comparaison des courbes force – CMOD expérimentale et issue du calcul par E.F. pour les éprouvettes SENT10 multi-matériaux rompues à -125°C

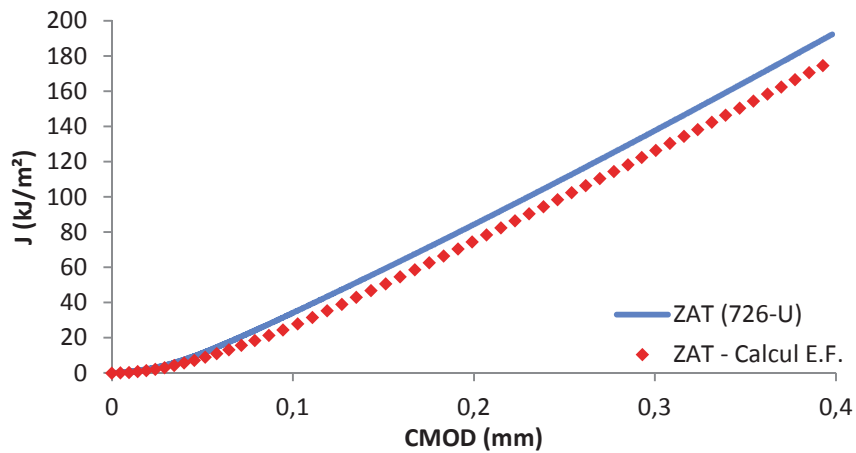


Figure IV-61 : Comparaison des courbes J – CMOD expérimentale et issue du calcul par E.F. pour les éprouvettes SENT10 multi-matériaux rompues à -125°C

Eprouvette	η	η norme	Ecart / norme (%)
726-S	0,8373	1	16,27
726-T	0,8205	1	17,95
726-U	0,81	1	19,00
726-V	0,8241	1	17,59
726-W	0,7735	1	22,65
726-X	0,7925	1	20,75
726-Y	0,8068	1	19,32

Tableau IV-12 : Valeurs de η déduites des calculs aux éléments finis des éprouvettes SENT10 multi-matériaux rompues à -125°C

III.4.3. Résultats

Evolution de la contrainte principale le long du ligament

Pour chaque type d'éprouvette, l'évolution de la contrainte principale le long du ligament a été déterminée. A J équivalent, la figure IV-62 présente un comparatif entre une éprouvette SENT10 en 18MND5 et une multi-matériaux rompues à -125°C, avec le front de fissure correspondant à l'origine du repère. Comme pour les éprouvettes CT12, un pic de contrainte est visible proche du front de fissure, avec palier haut pour l'éprouvette en 18MND5. Par ailleurs, on constate un écart significatif entre les valeurs maximales de contrainte principale, le rapport σ_{11}/σ_y valant 2,65 pour la ZAT et de 3 pour le 18MND5. Là-encore, la proximité avec l'inconel semble atténuer les contraintes en pointe de fissure et est favorable vis-à-vis de la résistance au clivage. Pour cette valeur de J, la diminution de la contrainte principale après le pic est similaire d'une éprouvette à l'autre. On peut également s'attendre à ce que les valeurs de V_{th} soient plus importantes pour les éprouvettes mono-matériau, le volume balayé par une contrainte supérieure à 1375 MPa étant plus grand.

En outre, la figure III-63 montre un comparatif similaire pour les deux éprouvettes de chaque type ayant rompu pour les valeurs de J les plus importantes. On constate que le pic de contrainte est plus marqué que pour $J = 50$ kJ/m². En revanche, le rapport σ_{11}/σ_y est équivalent pour les deux éprouvettes et vaut environ 3 alors qu'il y a un rapport 3 entre les valeurs de J à rupture. La contrainte principale chute beaucoup plus rapidement après le pic pour l'éprouvette multi-matériaux qui bénéficie de la proximité avec l'inconel 52 : la valeur de V_{th} est plus faible pour cette éprouvette.

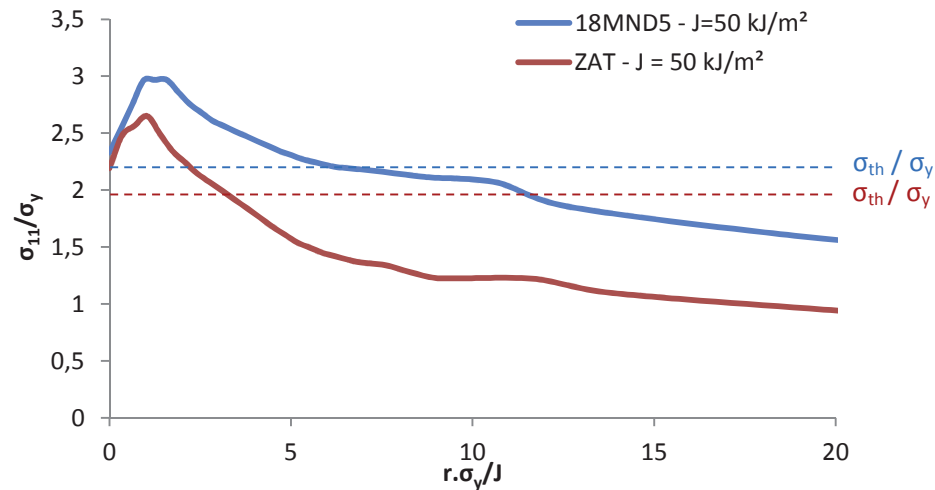


Figure IV-62 : Evolution de la contrainte principale le long du ligament pour les éprouvettes SENT10 en 18MND5 et multi-matériaux rompues à -125°C ($J=50 \text{ kJ/m}^2$)

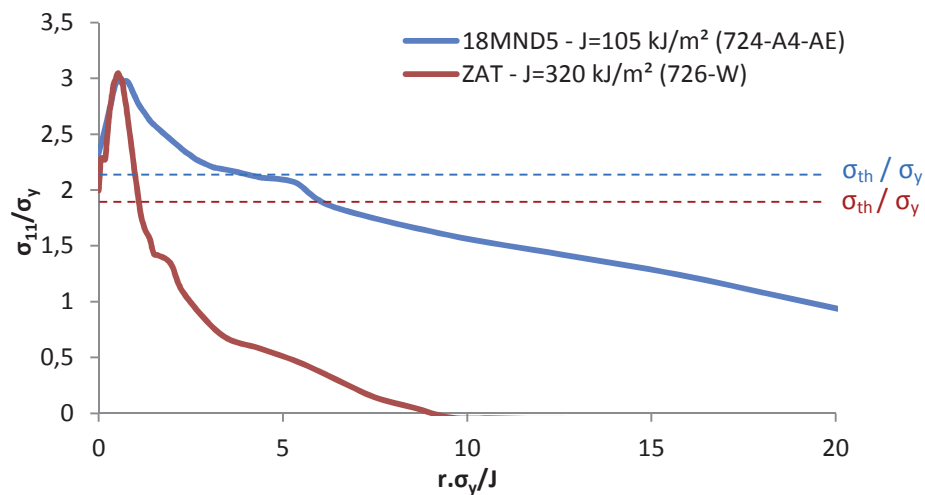


Figure IV-63 : Evolution de la contrainte principale au moment de la rupture le long du ligament pour des éprouvettes SENT10 en 18MND5 et multi-matériaux rompues à -125°C

Calcul du volume V_{th}

La figure IV-64 compare l'évolution du volume $(V_{th}/B_{net})^{0.5}$ dans chaque type d'éprouvette, mono et multi-matériaux. Rappelons une fois encore que les volumes d'inox 316L ou d'inconel 52 qui auraient pu dépasser une contrainte principale de 1375 MPa ne sont pas pris en compte puisqu'ils ne peuvent pas cliver.

Comme il était pressenti, le volume V_{th} de l'éprouvette SENT en 18MND5 croît beaucoup plus vite que celui de l'éprouvette caractérisant la rupture de la ZAT, cette dernière bénéficiant de la plasticité de l'inconel. Pour les deux types d'éprouvettes, la plasticité se développe dès les faibles valeurs de J , et plus particulièrement pour l'éprouvette multi-matériaux (V_{th}/B_{net} n'est pas proportionnel à J^2). Malgré une température d'essai identique, on constate un décalage apparent vers le haut de la transition fragile-ductile pour les éprouvettes SENT, par rapport aux éprouvettes CT : celui-ci est lié aux effets de confinement. Par ailleurs, pour ce type d'éprouvette, on note que les plages de valeurs de J à rupture sont très différentes puisque toutes les valeurs correspondant aux éprouvettes multi-matériaux sont nettement supérieures à celles des éprouvettes mono-matériau, sans valeur commune.

En revanche, les plages de valeurs de $(V_{th}/B_{net})^{0,5}$ sont similaires, ce qui n’est pas sans rappeler les résultats obtenus sur les CT12ep5 du chapitre précédent. La configuration de confinement de plasticité que présentent les éprouvettes SENT semble conduire à la même conclusion : J n’est pas un paramètre de rupture approprié pour le haut de la transition fragile-ductile contrairement à V_{th} , ce qui est en opposition avec la conclusion tirée des essais sur CT12 rompues à la même température.

La figure IV-65 résume les valeurs des volumes V_{th}/B_{net} à rupture des toutes les éprouvettes SENT rompues à -125°C et illustre parfaitement les remarques précédentes.

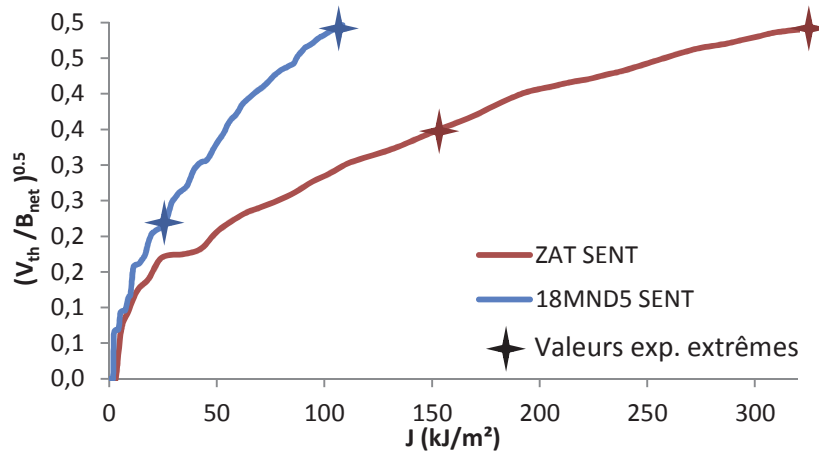


Figure IV-64 : Evolution de $(V_{th}/B_{net})^{0,5}$ dans les éprouvettes SENT10 en 18MND5 et multi-matériaux rompues à -125°C

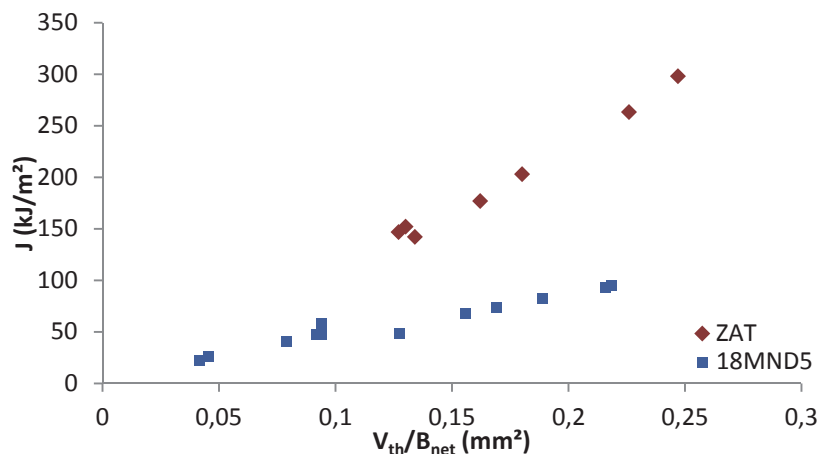


Figure IV-65 : Valeurs des V_{th}/B_{net} à rupture des éprouvettes SENT10 en 18MND5 et multi-matériaux rompues à -125°C

III.5. Comparaison des éprouvettes CT et SENT

Les différences de comportement des deux géométries d’éprouvettes peuvent être mises en évidence en comparant plusieurs aspects. Aussi, la figure IV-66 montre qu’à J équivalent, la contrainte principale sur le ligament des éprouvettes CT est nettement supérieure à celle des SENT équivalentes : les éprouvettes CT sont donc les plus pénalisantes. On comprend alors pourquoi les rapports V_{th}/B_{net} sont plus faibles pour les éprouvettes SENT. Ceci peut être expliqué par le fait que la plasticité apparente se développe beaucoup plus dans les éprouvettes SENT que dans les CT, en étant moins confinée (figure IV-67). Il est donc évident que les éprouvettes CT placent les matériaux plus bas dans la transition fragile-ductile.

La figure IV-68 fait pleinement valoir la conséquence de cette différence de configuration. En effet, comme il avait été noté précédemment, on constate nettement que les paramètres pilotant la rupture ne sont pas les mêmes en fonction de la position dans la transition fragile-ductile.

Comme pour les CT12ep5 du chapitre précédent, c'est le volume V_{th} qui est le paramètre pertinent pour caractériser la rupture dans le haut de la transition associé aux éprouvettes SENT. Au contraire, plus bas dans la transition avec les éprouvettes CT, c'est J qui pilote le clivage. Toutefois, on peut noter que pour les valeurs de J les plus faibles du graphique, les valeurs de J et de V_{th} sont communes car il y a très peu de plasticité.

Enfin, pour les deux types d'éprouvettes, la plasticité développée dans l'inconel permet d'atténuer les contraintes en pointe de fissure. Par conséquent, selon la position dans la transition fragile-ductile, les éprouvettes multi-matériaux peuvent atteindre des valeurs de V_{th} ou de J plus élevées que les éprouvettes mono-matériau avant de rompre par clivage.

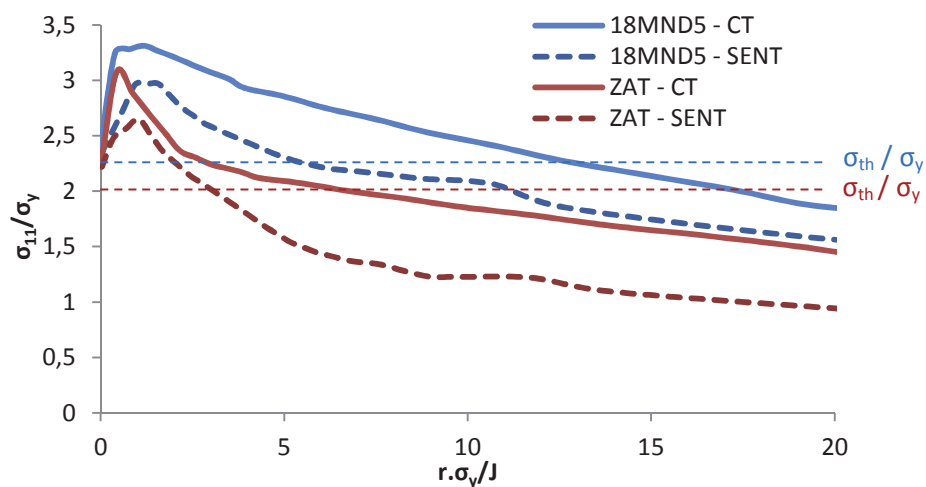


Figure IV-66 : Comparaison des évolutions de la contrainte principale le long du ligament pour les éprouvettes CT et SENT rompues à -125°C ($J=50 \text{ kJ/m}^2$)

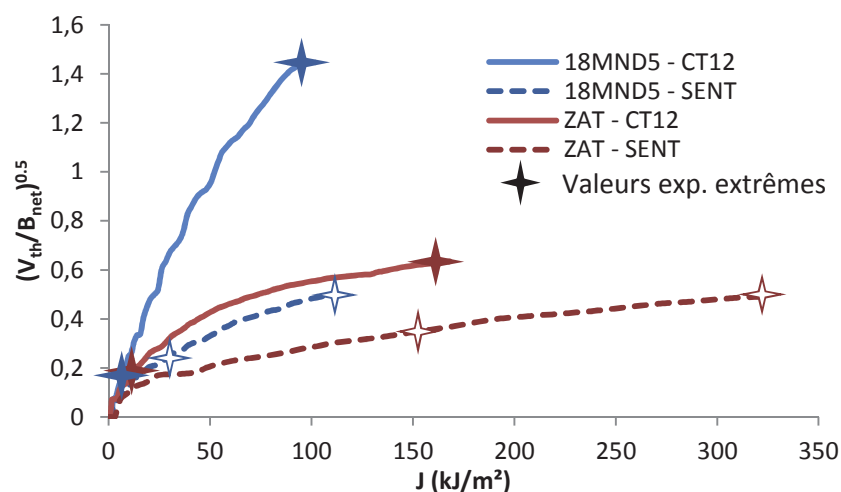


Figure IV-67 : Comparaison des évolutions de $(V_{th}/B_{net})^{0.5}$ dans les éprouvettes SENT10 et CT12 rompues à -125°C

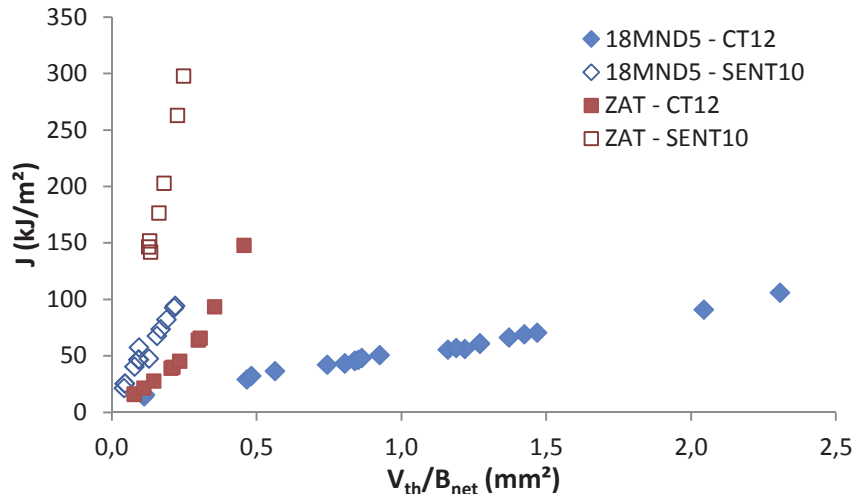


Figure IV-68 : Valeurs des V_{th}/B_{net} à rupture des éprouvettes SENT10 et CT12 rompues à -125°C

IV. Interprétation des probabilités de rupture

Dans cette partie, les paramètres caractérisant la rupture sont tout d'abord discutés. En outre, les modèles en contrainte seuil associés aux différentes éprouvettes rompues, à savoir les CT12 et les SENT10, sont présentés et mis en œuvre pour comparer les probabilités de rupture des éprouvettes en 18MND5 avec les multi-matériaux. Enfin, la transférabilité du modèle en contrainte seuil des éprouvettes CT aux éprouvettes SENT est évaluée de façon à s'assurer qu'il est possible de déterminer les paramètres du modèle sur des éprouvettes de laboratoire et d'appliquer ce dernier à une structure.

IV.1. Paramètres de rupture

Les paramètres de rupture sont différents en fonction du domaine de la transition fragile-ductile dans lequel les éprouvettes se situent. Cette partie vise à en expliquer les raisons et à proposer une solution afin d'harmoniser du mieux possible la méthode de traitement des données permettant de calculer les probabilités à partir du modèle en contrainte seuil.

Pour cette partie, les éprouvettes CT12 et SENT10 mono et multi-matériaux sont classées par ordre de V_{th}/B_{net} croissant et une probabilité de rupture expérimentale P_r leur est attribuée selon l'expression :

$$P_{ri} = \frac{i - 0,5}{N}$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement ;
 N : nombre total d'essais.

IV.1.1. Eprouvettes CT12

Interprétation des probabilités de rupture

La figure IV-69 présente P_r' en fonction des valeurs de J à rupture pour les éprouvettes CT 12 rompues à -125°C . Comme il avait été constaté à partir de ces essais, le paramètre J est pertinent pour caractériser la rupture dans le bas de la transition. En effet, les distributions de probabilités de rupture sont similaires en fonction de J pour les éprouvettes en 18MND5 et les éprouvettes multi-matériaux, en particulier les plus faibles.

Cependant, le modèle en contrainte seuil se base sur les volumes V_{th}/B_{net} pour calculer les probabilités de rupture, et non sur J . La figure IV-70 montre que les probabilités de rupture exprimées en fonction de V_{th}/B_{net} ne sont pas cohérentes d’un type d’éprouvette à l’autre, ce qui pose problème pour l’exploitation du modèle.

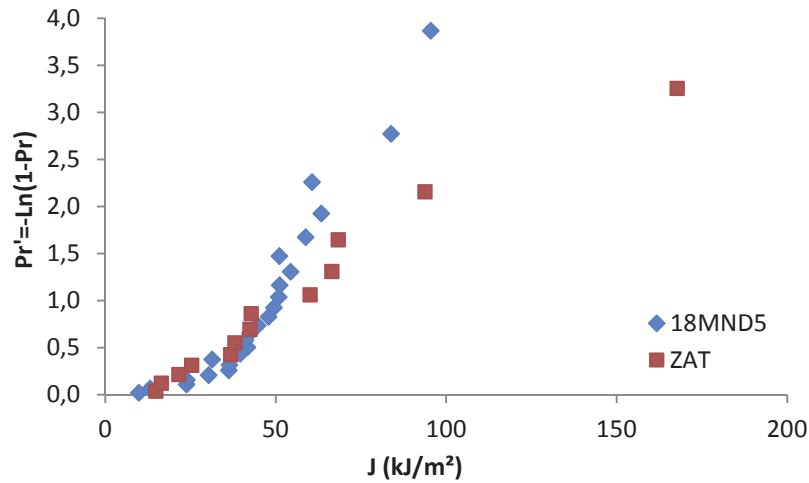


Figure IV-69 : Pr' en fonction de J à rupture pour les éprouvettes CT12 rompues à -125°C

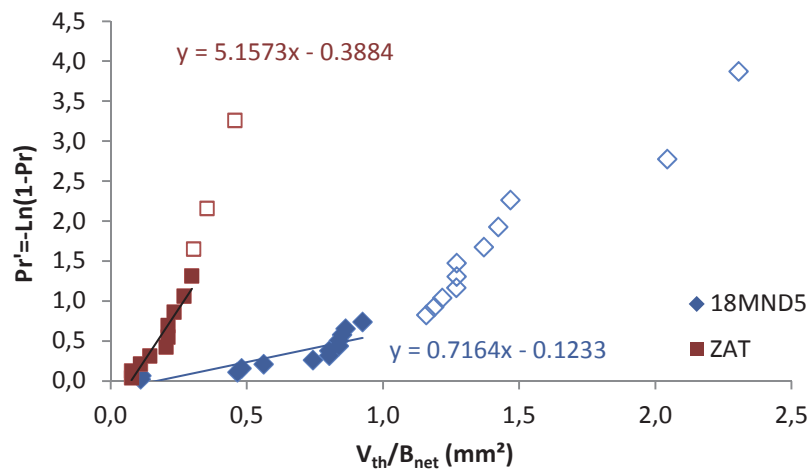


Figure IV-70 : Pr' en fonction de V_{th}/B_{net} pour les éprouvettes CT12 rompues à -125°C

Fonction de correction

Dans le bas de la transition fragile-ductile, l’écart conséquent des V_{th}/B_{net} entre les deux populations d’éprouvettes est dû au fait que dans l’état, la différence entre les limites d’élasticité du 18MND5 et de sa ZAT n’est pas considérée. Cependant, d’après sa définition ($Pr' = -F \cdot V_{th}/B_{net}$), le modèle est censé en tenir compte. Aussi, il est nécessaire d’utiliser une fonction de correction pour prendre en compte l’intensité des contraintes

Si on fait l’hypothèse que les distributions de Pr' en fonction de V_{th}/B_{net} sont équivalentes pour le 18MND5 et la ZAT, on obtient :

$$Pr' = -F_{18MND5} \cdot \frac{V_{th_{18MND5}}}{B_{net}} = -F_{ZAT} \cdot \frac{V_{th_{ZAT}}}{B_{net}}$$

d’où

$$\frac{V_{th_{18MND5}}}{B_{net}} = \frac{F_{ZAT}}{F_{18MND5}} \cdot \frac{V_{th_{ZAT}}}{B_{net}}$$

Afin d’être cohérent avec la méthode de détermination de la contrainte seuil à partir des éprouvettes AE, et de manière à préserver le même module de Weibull, la fonction F de chaque matériau peut être exprimée sans seuil selon :

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

Les paramètres des deux matériaux étant supposés identiques à l’exception de la limite d’élasticité, il vient :

$$\frac{F_{ZAT}}{F_{18MND5}} = \left(\frac{\sigma_y^{(ZAT)}}{\sigma_y^{(18MND5)}} \right)^m$$

La fonction de correction pour exprimer correctement le paramètre de rupture dans le bas de la transition en tenant compte des limites d’élasticité est donc :

$$f(\sigma_y) = \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_y^{(18MND5)}} \right)^m$$

avec σ_y : limite d’élasticité du matériau considéré (691 MPa pour la ZAT);
 $\sigma_y^{(18MND5)}$: limite d’élasticité du 18MND5 (628 MPa);
 $m = 12,182$: module de Weibull déterminé sur les éprouvettes AE rompues à -175°C.

Ainsi, F vaut 1 pour les éprouvettes CT12 en 18MND5 et 3,19 pour les éprouvettes multi-matériaux. La figure IV-71 montre que $f(\sigma_y) \cdot V_{th}/B_{net}$ est un paramètre pertinent pour caractériser la rupture dans le bas de la transition fragile-ductile puisque les distributions des probabilités de rupture des deux types d’éprouvettes sont désormais très proches et convergent vers une même valeur minimale de $f(\sigma_y) \cdot V_{th}/B_{net}$.

Par ailleurs, l’évolution de Pr' en fonction de $f(\sigma_y) \cdot V_{th}/B_{net}$ suit une double pente pour les deux types d’éprouvettes : la relation entre Pr' et V_{th}/B_{net} n’est donc pas linéaire. Toutefois, rappelons que nous cherchons à définir les conditions de chargement pour lesquelles le risque de rupture est nul, donc seul les plus basses probabilités nous intéressent.

Pour le bas de la transition fragile-ductile, les distributions en fonction de $f(\sigma_y) \cdot V_{th}/B_{net}$ sont donc beaucoup plus cohérentes entre le 18MND5 et la ZAT. Ce constat apporte la certitude que le modèle en contrainte seuil est pertinent avec la même contrainte critique pour le 18MND5 et la ZAT, malgré la forte sensibilité à σ_y .

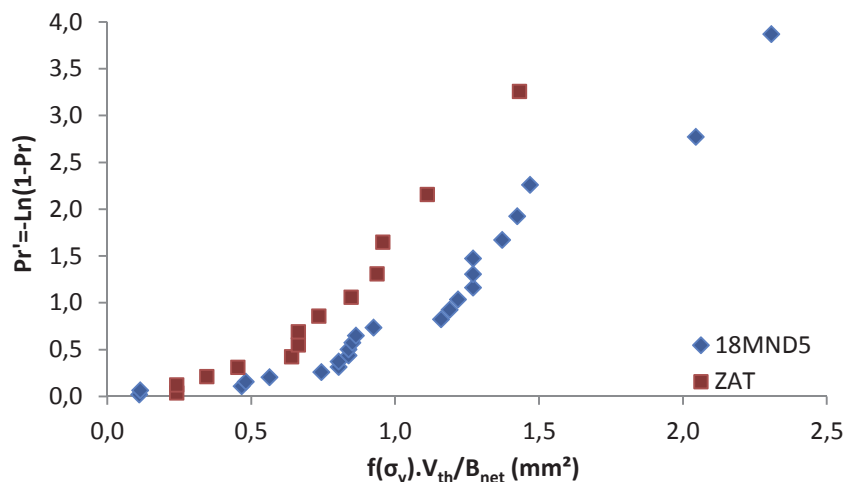


Figure IV-71 : Pr' en fonction de $f(\sigma_y) \cdot V_{th}/B_{net}$ pour les éprouvettes CT12 rompues à -125°C

IV.1.2. Eprouvettes SENT10

Les éprouvettes SENT présentent un confinement tel que la plasticité apparente se développe beaucoup plus que pour les éprouvettes CT, comme si les matériaux étaient placés plus haut dans la transition fragile-ductile. Il a été constaté que les mécanismes changent puisque contrairement aux éprouvettes CT, J n’est pas le bon paramètre de caractérisation de la rupture alors que V_{th}/B_{net} semble tout à fait convenir, sans nécessiter l’utilisation de la fonction de correction. En effet, en comparant les éprouvettes SENT mono et multi-matériaux, la figure IV-72 révèle un écart considérable en termes de J alors que la figure IV-73 montre des plages de valeurs V_{th}/B_{net} très proches pour chaque type d’éprouvette. De plus, les deux distributions tendent vers des valeurs de V_{th}/B_{net} minimales du même ordre de grandeur.

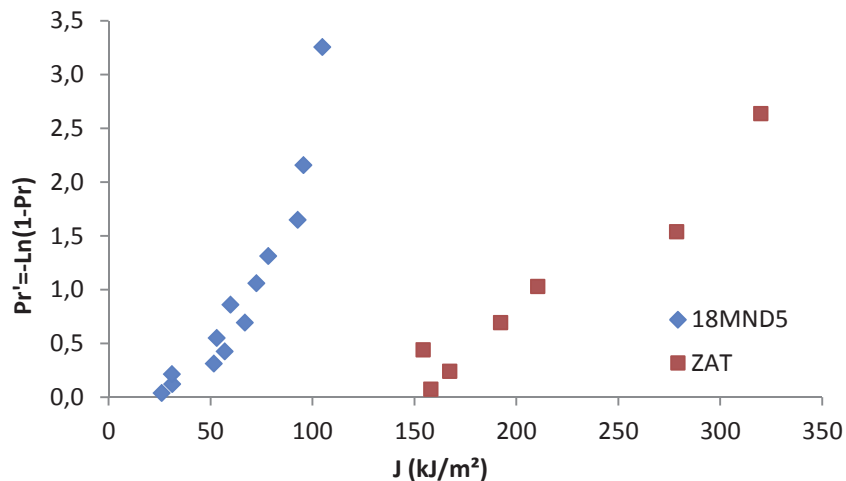


Figure IV-72 : Pr' en fonction de J à rupture pour les éprouvettes SENT10 rompues à -125°C

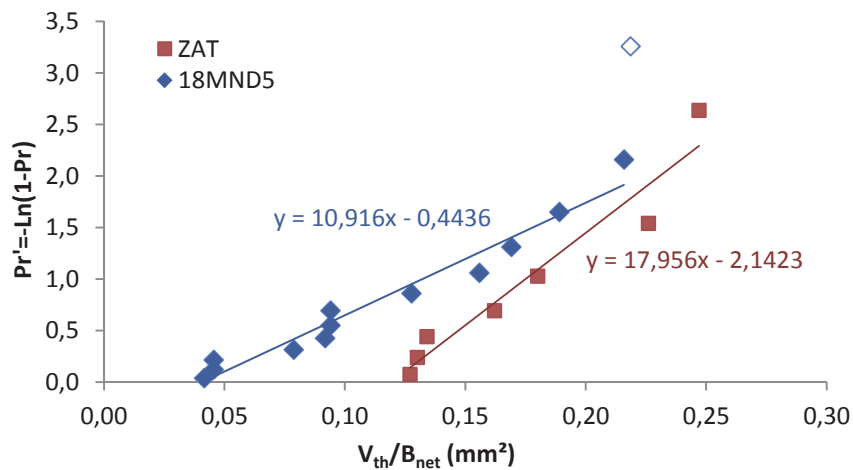


Figure IV-73 : Pr' en fonction de V_{th}/B_{net} pour les éprouvettes SENT10 rompues à -125°C

IV.1.3. Bilan des paramètres de rupture déterminés

Le tableau IV-13 résume les paramètres de rupture déterminés pour toutes les éprouvettes rompues à -125°C . Rappelons que si les éprouvettes se trouvent dans le bas de la transition fragile-ductile, le paramètre de rupture à considérer est $f(\sigma_y)$. V_{thmin}/B_{net} alors que si elles se trouvent dans le haut de la transition, c’est à V_{thmin}/B_{net} qu’il faut s’intéresser.

On remarque que les valeurs de V_{thmin}/B_{net} sont du même ordre de grandeur pour toutes les éprouvettes. Par ailleurs, hormis pour le paramètre V_{thmin}/B_{net} des CT12, les valeurs des éprouvettes multi-matériaux sont toujours supérieures à celles des mono-matériau respectives, ce qui signifie que le métal de base est toujours moins résistant à la rupture que la ZAT proche de l’inconel.

Pour les paramètres de rupture V_{thmin}/B_{net} et $f(\sigma_y) \cdot V_{thmin}/B_{net}$, on constate que la plus faible des valeurs des paramètres de rupture est celle des SENT10 en 18MND5. En revanche, la valeur de J à rupture minimale des SENT en 18MND5 n’est pas la plus faible du fait du développement de la plasticité apparente.

Cette dernière remarque est importante puisqu’elle amène à la conclusion que le meilleur moyen de déterminer la borne maximale de chargement acceptable, pour une probabilité de rupture fragile nulle, est de réaliser des essais de rupture sur éprouvette SENT mono-matériau. En effet, cette configuration constitue un cas enveloppe pour toutes les autres. Toutefois, cette assertion est à considérer avec précaution puisqu’elle n’est basée que sur ces séries d’essais. Il conviendrait de réaliser d’autres essais à des températures différentes, avec différents matériaux, pour s’en assurer. Par ailleurs, la figure IV-66 montre bien que les éprouvettes CT, habituellement les éprouvettes les plus pénalisantes, favorisent des contraintes plus élevées près de la pointe de fissure, ce qui se traduit par des valeurs de V_{th}/B_{net} plus élevées et potentiellement des probabilités de rupture plus élevées que pour les éprouvettes SENT.

V_{thmin}/B_{net} (mm ²)	CT12	SENT10	$f(\sigma_y) \cdot V_{thmin}/B_{net}$ (mm ²)	CT12	SENT10	$J_{IC min}$ (kJ/m ²)	CT12	SENT10
18MND5	0,17	0,04	18MND5	0,11	0,04	18MND5	9,93	25,9
ZAT du 18MND5	0,08	0,12	ZAT du 18MND5	0,26	0,38	ZAT du 18MND5	14,9	154,21

Tableau IV-13 : Valeurs des paramètres de rupture déterminés

IV.2. Probabilités de rupture

IV.2.1. Fonctions de sensibilité F

A partir des figures IV-70 et 73, les fonctions de sensibilité de chaque type d’éprouvette rompue à -125°C ont été déterminées en favorisant les faibles probabilités de rupture lors des tracés des droites de régression. Le tableau IV-14 rappelle leurs valeurs.

-125°C	CT12	SENT10
18MND5	0,7164	10,916
ZAT du 18MND5	5,1573	17,956

Tableau IV-14 : Valeurs des fonctions F des éprouvettes CT12 et SENT10 rompue à -125°C

On constate que la plasticité intervient énormément sur cette fonction de sensibilité car celle-ci augmente pour les éprouvettes multi-matériaux par rapport aux mono-matériau. Par ailleurs, on note un écart considérable entre les fonctions F des éprouvettes CT12 et celles des SENT10 : là-encore, plus la plasticité augmente, et plus la fonction de sensibilité est grande.

IV.2.2. Comparaison des probabilités de rupture

Dans cette partie, les prédictions de rupture réalisées à partir du modèle en contrainte seuil sont comparées aux probabilités de rupture expérimentales. Afin de pouvoir comparer la résistance à la rupture de la ZAT par rapport à celle du métal de base pour chaque géométrie d'éprouvette, en tenant compte du chargement extérieur et de la longueur de fissure, celles-ci sont exprimées en fonction du facteur d'intensité de contraintes K_I .

Dans un premier temps, les éprouvettes CT12 et SENT10 ont été reclassées par ordre de K_I croissant et les probabilités expérimentales ont été recalculées selon l'expression :

$$P_{ri} = \frac{i - 0,5}{N}$$

où i : rang de l'éprouvette dans le classement ;
 N : nombre total d'essais.

Ensuite, le modèle a été utilisé pour calculer les probabilités de rupture pour chaque type d'éprouvette. En effet, connaissant l'évolution de l'effort extérieur appliqué à l'éprouvette, l'évolution de V_{th}/B_{net} correspondant, la fonction F et le V_{thmin}/B_{min} , il a été possible d'employer de l'expression suivante :

$$Pr = 1 - \exp \left[-F \cdot \left(\frac{V_{th}}{B_{net}} - \frac{V_{thmin}}{B_{net}} \right) \right]$$

Eprouvettes CT12

La figure IV-74 compare les probabilités de rupture des éprouvettes CT12 mono et multi-matériaux calculées à partir du modèle aux probabilités expérimentales. Pour les éprouvettes en 18MND5, on constate que le modèle est capable de prédire correctement les basses probabilités de rupture, avec un peu de conservatisme jusqu'à 45%. Ensuite, il sous-estime les probabilités de rupture fragile, ce qui est logique puisque la fonction de sensibilité a été déterminée en associant au mieux la droite de régression avec les plus basses probabilités. Quant aux éprouvettes multi-matériaux, le modèle décrit assez bien l'ensemble des probabilités de rupture.

En revanche, pour les deux types d'éprouvettes, les plus basses probabilités décrivant le niveau de K_I à partir duquel la rupture fragile peut se produire sont parfaitement bien décrites par le modèle en contrainte seuil. Aussi, on constate que pour les plus basses probabilités, à chargement équivalent, le risque de rupture fragile est plus élevé pour le 18MND5 que pour sa ZAT, alors que la tendance s'inverse rapidement à partir de 13%. Toutefois, rappelons que nous cherchons à définir les conditions de chargement qui traduisent une probabilité de rupture nulle : à $Pr=0$, le chargement du métal de base est plus faible que celui de la ZAT avec $42 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$ contre $52 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$.

Cependant, comme il avait été remarqué lors de la description des résultats expérimentaux, les comportements des deux types d'éprouvettes sont très proches et la distribution des probabilités de rupture des deux types se recoupe à deux reprises.

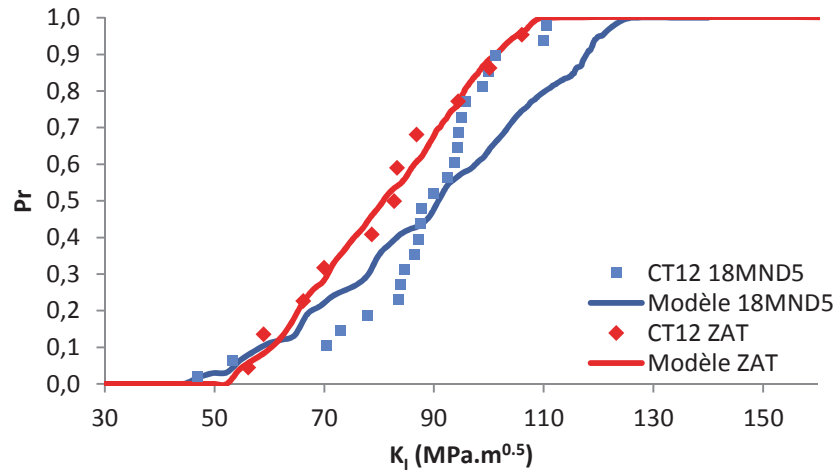


Figure IV-74 : Comparaison des probabilités de rupture expérimentales des éprouvettes avec celles calculées par le modèle en contrainte seuil pour les CT12 rompues à -125°C

Eprouvettes SENT10

De la même manière, la figure IV-75 présente une comparaison entre les probabilités de rupture expérimentales et celles calculées à partir du modèle en contrainte seuil.

Pour les deux cas, le modèle en contrainte seuil décrit bien les distributions des basses probabilités de rupture fragile en fonction de K_I . Puis, il les surestime légèrement pour le 18MND5 après 50% alors que c’est le cas dès 10% pour les éprouvettes multi-matériaux.

A $Pr=0$, K_I vaut $60 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$ pour le 18MND5 alors qu’il est estimé à environ $100 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$ pour la ZAT. De plus, on constate que les éprouvettes en 18MND5 ont 100% de chances de cliver avant même que la probabilité de rupture fragile des éprouvettes multi-matériaux ne devienne non nulle. Les sollicitations mécaniques doivent donc être plus importantes pour faire cliver la ZAT que le 18MND5, avec cette configuration de confinement de la plasticité.

La proximité avec l’inconel 52 qui atténue les contraintes en pointe de fissure par sa plastification préalable est donc encore une fois bénéfique.

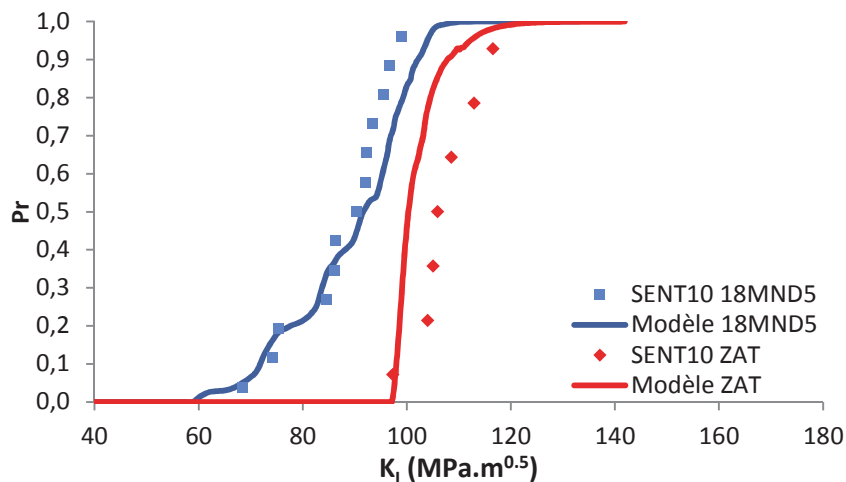


Figure IV-75 : Comparaison des probabilités de rupture fragiles des éprouvettes et celles calculées par le modèle en contrainte seuil

Bilan des valeurs des paramètres de caractérisation de la rupture

Afin d'exprimer les prédictions de rupture fragile correctement à partir du modèle en contrainte seuil, les valeurs de V_{thmin}/B_{net} ont été affinées pour chaque cas de manière à ajuster au mieux les distributions de probabilité. En effet, les valeurs annoncées précédemment étaient déduites des droites de régression des figures IV-70 et 73, donc sujettes à de légères approximations. Le tableau IV-15 présente les valeurs finales obtenues, ne modifiant en rien les observations précédentes, à l'exception que les valeurs de V_{thmin}/B_{net} des éprouvettes CT se sont rapprochées. Les éprouvettes SENT en 18MND5 restent le type d'éprouvette le plus sûr pour déterminer le paramètre de rupture d'une structure dans le haut de la transition fragile-ductile.

V_{thmin}/B_{net} (mm ²)	CT12	SENT10	$f(\sigma_y) \cdot V_{thmin}/B_{net}$ (mm ²)	CT12	SENT10	$J_{IC min}$ (kJ/m ²)	CT12	SENT10
18MND5	0,07	0,023	18MND5	0,07	0,023	18MND5	9,93	25,9
ZAT du 18MND5	0,06	0,12	ZAT du 18MND5	0,19	0,38	ZAT du 18MND5	14,9	154,21

Tableau IV-15 : Valeurs des paramètres de rupture déterminés

IV.2.3. Evaluation de la transférabilité du modèle en contrainte seuil

Rappelons qu'un des intérêts que suscite le modèle est de pouvoir déterminer ses paramètres sur une faible quantité d'éprouvettes et de les appliquer à une structure pour en évaluer ses probabilités de rupture selon le chargement. Ainsi, il est possible de savoir à partir de quel chargement le risque de rupture fragile devient non nul pour la structure considérée.

Afin d'évaluer la transférabilité du critère, les paramètres déterminés sur les éprouvettes CT12 en 18MND5 et multi-matériaux, à savoir les fonctions F et les valeurs de V_{thmin}/B_{net} , ont été appliqués respectivement aux éprouvettes SENT.

Les figures IV-76 et 77 comparent les probabilités de rupture des éprouvettes SENT calculées à partir du modèle en contrainte seuil, en utilisant les paramètres des éprouvettes CT, aux probabilités expérimentales des éprouvettes SENT. Pour les éprouvettes en 18MND5, le modèle en contrainte seuil n'est pas capable de prédire les probabilités de rupture des éprouvettes SENT en utilisant les paramètres des éprouvettes CT.

En effet, ni le moment où la probabilité de rupture fragile devient non nulle, ni les distributions ne sont bien décrites. De plus, le modèle sous-estime grandement les probabilités de rupture. Dans le cas des éprouvettes SENT multi-matériaux, le modèle donne de meilleures prédictions de rupture et les surestime légèrement jusqu'à 50%

Le confinement de la plasticité ayant une forte influence sur les valeurs des fonctions de sensibilité et les valeurs de V_{thmin} , ces paramètres ne sont pas transférables d'un confinement de la plasticité à un autre, contrairement aux conclusions qui avaient pu être tirées dans le chapitre 2.

Cependant, en considérant des éprouvettes dont le confinement de la plasticité est proche de celui d'une structure réelle, il devrait être possible d'effectuer ce transfert de modèle d'une géométrie à l'autre.

Ainsi, les paramètres déterminés sur une éprouvette SENT en métal de base pourraient être utilisés pour appliquer le modèle en contrainte seuil sur une tubulure fissurée en surface comprenant une soudure : les deux géométries possèdent un confinement de la plasticité très proche s’apparentant plutôt au haut de la zone de transition fragile-ductile, d’où la pertinence d’utiliser V_{thmin} pour identifier le chargement pour lequel le risque de rupture fragile devient non nul.

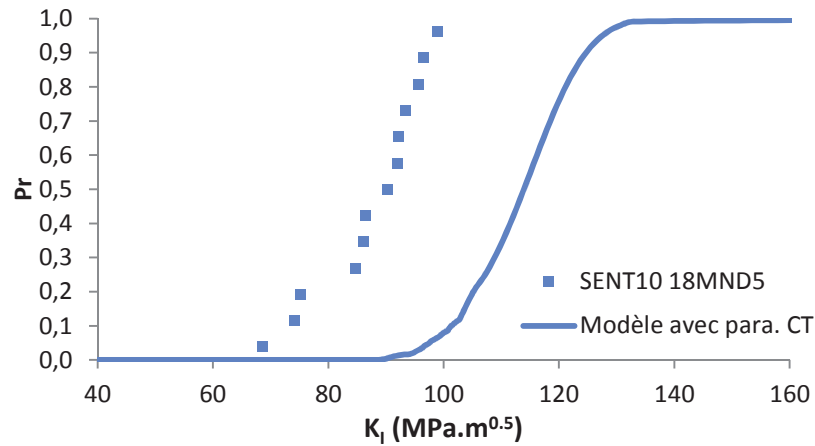


Figure IV-76 : Comparaison des probabilités de rupture des éprouvettes SENT en 18MND5 avec celles calculées par le modèle en contrainte seuil en utilisant les paramètres des éprouvettes CT en 18MND5 ($F=0,7164$ et $V_{thmin}/B_{net}=0,07$ mm²)

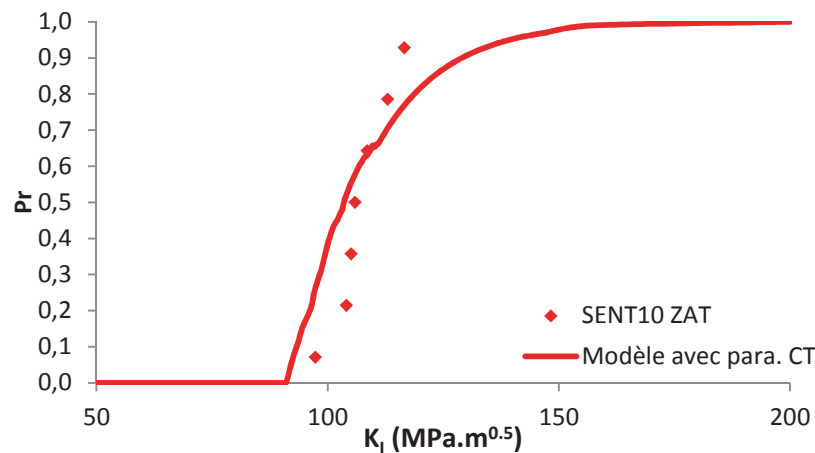


Figure IV-77 : Comparaison des probabilités de rupture des éprouvettes SENT multi-matériaux avec celles calculées par le modèle en contrainte seuil en utilisant les paramètres des éprouvettes CT multi-matériaux ($F=5,1573$ et $V_{thmin}/B_{net}=0,06$ mm²)

V. Etude générique de tuyauterie fissurée

A confinement de la plasticité équivalent, le modèle en contrainte seuil déterminé sur des éprouvettes peut être transféré d’une géométrie à une autre. Or, les éprouvettes SENT présentent un confinement très proche de celui que l’on retrouve dans des tubes. La maquette tubulaire comportant la liaison bimétallique EPR a donc été modélisée par éléments finis afin d’y appliquer le modèle en contrainte seuil avec les paramètres des éprouvettes déterminés sur éprouvettes SENT. Deux positionnements de fissure conventionnelle ont été envisagés, et les probabilités de rupture de chaque cas ont été estimées.

V.1. Présentation des modèles

La maquette avec liaison bimétallique « narrow gap » a été modélisée à l'aide de CAST3M en 2D axisymétrique, et en négligeant le revêtement en 308L/309L. Une portion de tube de 5m de longueur a été représentée, où deux fissures mesurant 1/4 de l'épaisseur (figure IV-78) ont été placées sur la face externe du tube (figure IV-79) :

- une fissure dans la ZAT à 0,1 mm de l'inconel 52 ;
- une fissure dans le 18MND5 loin de la ZAT.

Les éléments utilisés pour le maillage sont des quadrilatères à 8 nœuds, avec une taille de 50 μm autour des fissures. Les courbes de traction respectives de chaque matériau à -125°C ont été appliquées à chaque zone maillée indépendamment. Bien entendu, ce genre d'équipement n'est jamais soumis à cette température en conditions de fonctionnement, mais la démarche serait cependant la même à plus haute température.

Une pression interne croissante est appliquée au tube alors que des efforts proportionnels à cette pression sont appliqués aux extrémités pour représenter l'effet de fond : cette configuration est représentative des conditions de fonctionnement réelles, en cas d'accident impliquant une élévation de pression par exemple.

Précisons que les deux cas de fissure ont été traités séparément, c'est-à-dire que deux cas d'un tube identique ont été modélisés avec une fissure différente à chaque fois. Par ailleurs, pour chaque positionnement de fissure, un calcul en grands déplacements / grandes déformations a été mené pour déterminer la contrainte principale dans le plan de rupture et le volume V_{th} ayant été soumis à une contrainte supérieure ou égale à 1375 MPa. Enfin, un calcul en petits déplacements / petites déformations a été effectué pour le calcul de l'intégrale J.

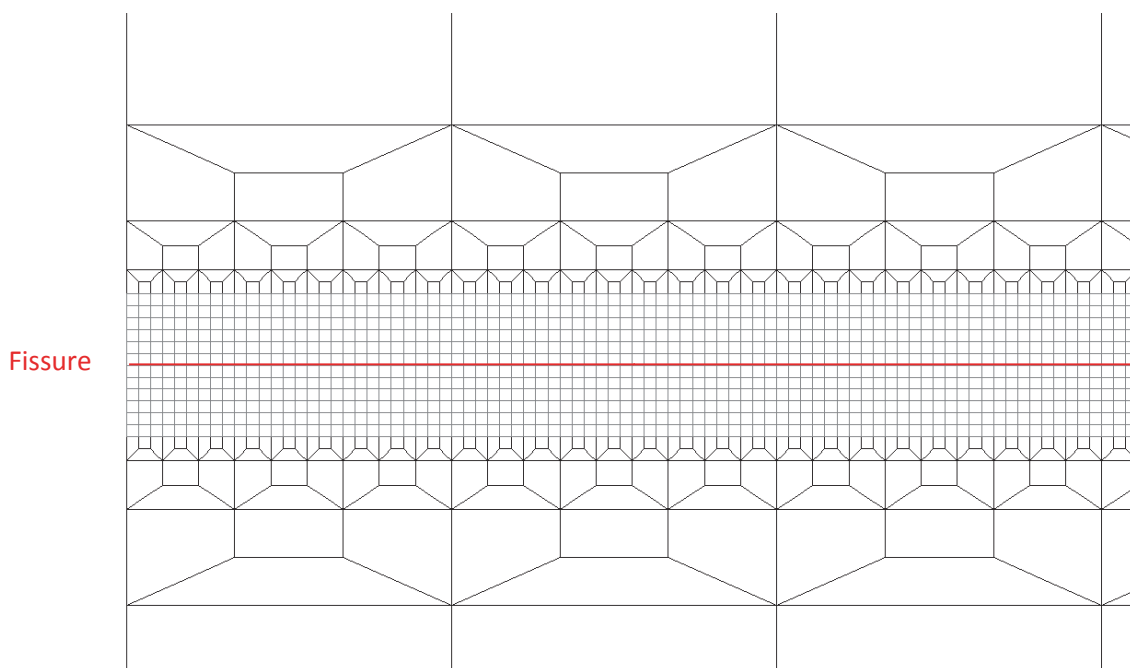


Figure IV-78 : Maillage autour d'une fissure

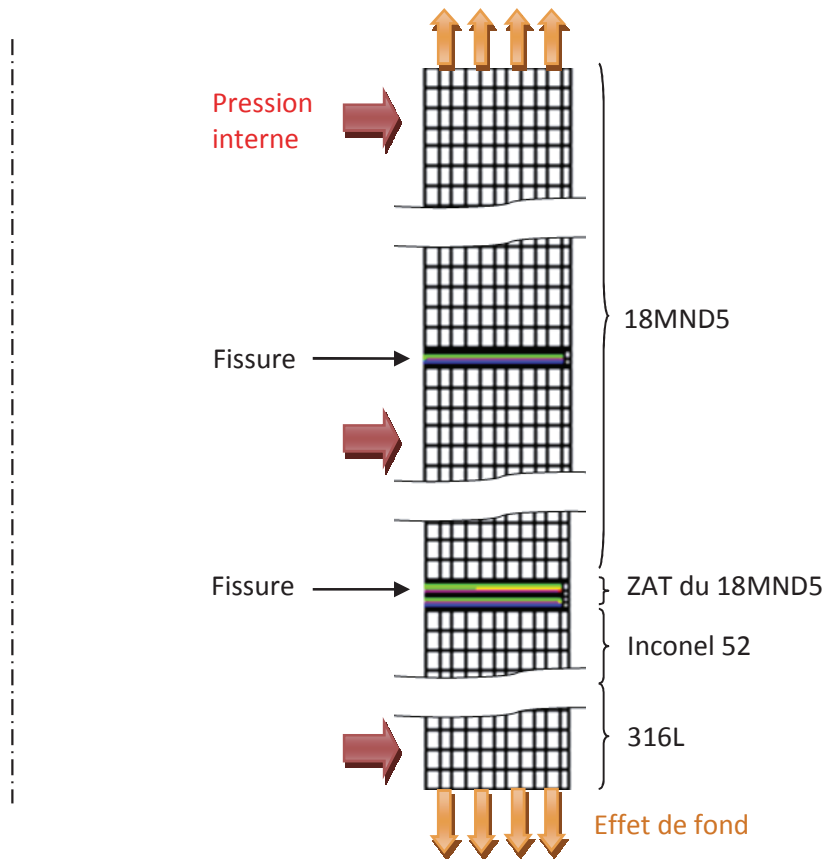


Figure IV- 79 : Maillage du tube avec liaison bimétallique « narrow gap » et les deux cas de fissures

V.2. Résultats

Pour chaque cas de fissure, la contrainte principale sur le plan de rupture a été calculée. A partir de ces valeurs, les volumes V_{th} correspondant aux volumes du tubes, hors inconel 52 et inox 316L, exposés à une contrainte supérieure ou égale à 1375 MPa ont été déterminés et normalisés sur la longueur de front de fissure égale au périmètre du tube en fond de fissure.

La fonction de sensibilité F des SENT en 18MND5 rompues à -125°C et le volume V_{thmin}/B_{net} associé ont été attribués au cas de fissure dans le 18MND5 loin de la ZAT. De même, les paramètres du modèle en contrainte seuil définis pour les SENT caractérisant la ZAT ont été attribués aux deux autres cas de fissures situées dans la ZAT.

Les probabilités de rupture du tube en fonction de chaque positionnement de la fissure ont été calculées à l'aide du modèle en contrainte seuil. Les résultats sont présentés sur les figures IV-80 et 81.

Comme dans les cas précédents, on constate que la rupture fragile se déclenche pour des valeurs de K_I plus élevées quand la fissure est située dans la ZAT. En effet, la probabilité de rupture par clivage devient non nulle pour une valeur de K_I de $130 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$ alors que pour celle qui est placée dans le 18MND5, un K_I de $40 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$ serait susceptible de déclencher la rupture. Une fois de plus, la proximité avec l'inconel 52 semble bénéfique pour la résistance à la rupture et la plastification de ce matériau atténue le chargement en pointe de fissure.

Pour les cas des SENT étudiées précédemment, il était impossible de comparer directement les efforts à rupture des éprouvettes. En revanche, une comparaison est possible pour ces cas de tubes fissurés puisque les fissures sont en tout point identiques. Aussi, comme pour les valeurs de K_I , on constate que la rupture du tube fissuré dans la ZAT près de l'inconel se déclencherait pour une pression interne plus élevée dans le tube.

En effet, la probabilité de rupture fragile devient non nulle pour une pression de 158 MPa alors que pour le cas du tube fissuré dans le 18MND5 loin de la ZAT, la valeur minimale pour déclencher le clivage est de 73 MPa. Précisons que le niveau de chargement en pression est bien trop élevé pour être réaliste mais il est nécessaire pour atteindre des valeurs suffisantes de J et de V_{th} permettant d'avoir une probabilité de rupture non nulle.

On peut donc conclure qu'une fissure située dans la ZAT près de l'inconel 52 est beaucoup plus résistante à la rupture qu'une autre dans le 18MND5. Industriellement, cette observation est lourde de conséquences : sachant que le cas d'une fissure placée dans le métal de base constitue un cas enveloppe pour une fissure située dans la ZAT près de l'inconel, l'intégrité d'une structure comprenant ce type de liaison bimétallique peut être démontrée à partir d'une étude sur le métal de base. Toutefois, cette affirmation reste vraie uniquement en ce qui concerne la rupture fragile. Les projets STYLE ou MULTIMETAL traitent des autres zones de la liaison en s'intéressant à la déchirure ductile.

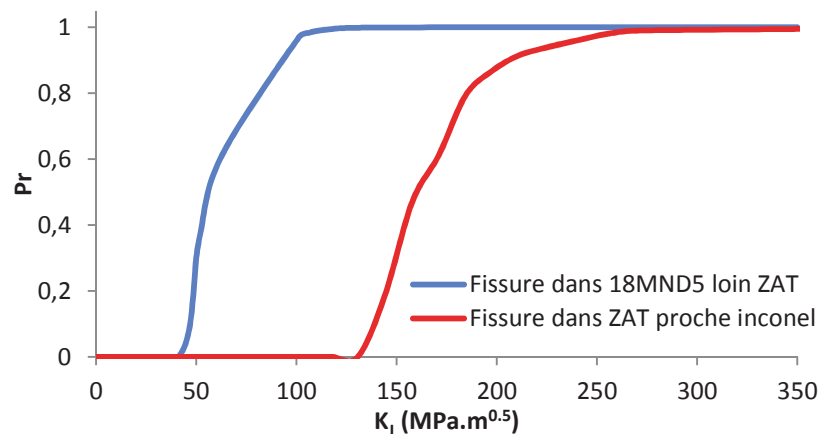


Figure IV-80 : Comparaison des probabilités de rupture du tube avec liaison bimétallique « narrow gap » pour deux cas de fissure en fonction de K_I

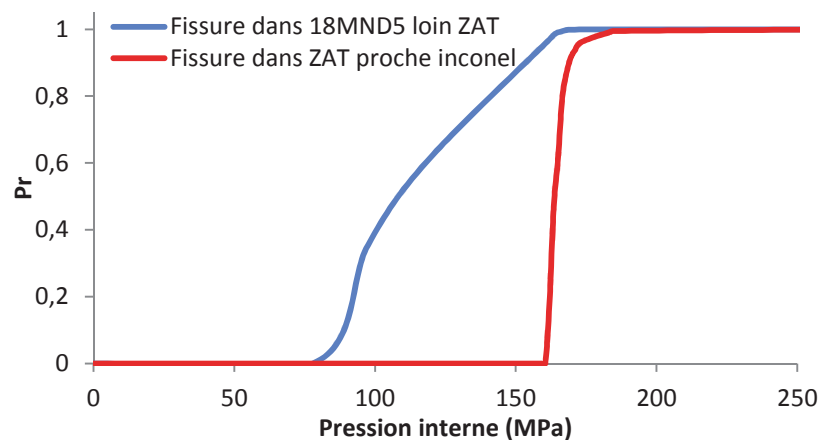


Figure IV-81 : Comparaison des probabilités de rupture du tube avec liaison bimétallique « narrow gap » pour deux cas de fissure en fonction de la pression interne

Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de parvenir à comparer la nocivité de deux de fissures conventionnelles vis-à-vis d'une liaison bimétallique de type « narrow gap » se trouvant sur le circuit de refroidissement primaire des réacteurs nucléaires de dernière génération (EPR). Cette liaison soudée reliant une tubulure en acier ferritique 18MND5 à une autre en acier austénitique à l'aide d'un joint soudé en alliage inconel 52, l'étude s'est portée sur le comportement à rupture fragile du 18MND5 et de sa ZAT très proche de l'alliage nickel.

Une partie expérimentale conséquente a tout d'abord été exposée. En effet, dans un premier temps, les objectifs expérimentaux ont été présentés, puis les prélèvements d'éprouvettes associés ont été explicités. Il a alors été choisi de mener cette étude comparative à -125°C de manière à favoriser des conditions propices au clivage pour les matériaux considérés. En outre, tous les matériaux composant la liaison bimétallique ont été caractérisés à partir d'essais de traction monotone à basse température ainsi qu'à partir d'essais de rupture sur éprouvettes CT et SENT : les courbes de traction des matériaux ont été identifiées ainsi que le comportement à rupture de l'acier ferritique 18MND5 et de sa ZAT.

Tous les essais réalisés ont été analysés par calculs aux éléments finis afin d'obtenir les valeurs nécessaires à l'exploitation du modèle en contrainte seuil destiné à évaluer les probabilités à rupture des éprouvettes fissurées étudiées. Aussi, la contrainte seuil en dessous de laquelle ne clivage ne peut se produire a été estimée à 1375 MPa pour le 18MND5 et sa ZAT. Ensuite, les évolutions des contraintes principales sur les ligaments des éprouvettes CT et SENT ont été déterminées, tout comme les volumes V_{th} correspondant aux volumes des éprouvettes ayant été exposés à une contrainte principale supérieure ou égale à la contrainte seuil de clivage.

Les données recueillies ont permis de mettre en évidence le bénéfice procuré par la proximité de la fissure avec l'inconel. En effet, celui-ci plastifie au cours du chargement et contribue à redistribuer les contraintes autour de la pointe de fissure en les atténuant, augmentant ainsi la résistance à la rupture. Ce processus explique pourquoi toutes les éprouvettes multi-matériaux qui ont été testées ont rompu pour des chargements plus élevés que des éprouvettes identiques en 18MND5.

Par ailleurs, les analyses des volumes V_{th} et des valeurs de J ont montré que le paramètre caractérisant la rupture n'est pas le même en bas et en haut de la transition fragile-ductile. Aussi, J s'avère être pertinent pour la partie basse de la transition alors que c'est V_{th}/B_{net} qui est caractéristique dès lors que la plasticité est généralisée. Ces observations ont également permis de constater que les éprouvettes CT confinant la plasticité se situent plus bas que les éprouvettes SENT qui plastifient beaucoup plus.

Les modèles en contrainte seuil ont pu être appliqués à chaque type d'éprouvette pour le 18MND5 et sa ZAT, et ont montré de bonnes prédictions de rupture par rapport aux probabilités expérimentales : de façon générale, le modèle prédit correctement les basses probabilités de rupture fragile.

Les éprouvettes CT mono et multi-matériaux ont révélé des comportements à rupture assez proches. En considérant les valeurs du facteur d'intensité de contraintes, les probabilités de rupture sont en effet quasi-similaires. Toutefois, la valeur de K_I minimale nécessaire à déclencher le clivage est légèrement plus faible pour le 18MND5. Quant aux éprouvettes SENT qui présentent un confinement de la plasticité différent, un écart considérable a été observé entre l'acier ferritique et sa ZAT : alors que la probabilité de rupture du 18MND5 atteint 100%, la probabilité de rupture de la ZAT est encore nulle.

Aussi, les résultats obtenus pour ces deux géométries d'éprouvette nous amènent à penser que les sollicitations mécaniques nécessaires à déclencher le clivage dans la ZAT sont plus importantes que dans le métal de base.

Deux géométries d'éprouvettes de caractérisation de la rupture ayant été mises en œuvre, il a également été possible d'évaluer la transférabilité du modèle en contrainte. Aussi, les paramètres du modèle définis à partir des éprouvettes CT ont été appliqués aux éprouvettes SENT. Malheureusement, contrairement à ce qui avait été observé au chapitre 2, le modèle en contrainte seuil n'est pas transférable d'une géométrie à une autre, ceci étant dû aux paramètres de caractérisation de la rupture différents. En effet, le changement de confinement de la plasticité semble avoir un impact important sur la fonction de sensibilité F , sur le volume V_{th} minimal : plus la plasticité est importante, plus F augmente alors que V_{th} diminue. On a alors pu constater que le meilleur moyen de déterminer le chargement maximal permettant d'assurer une probabilité de rupture nulle pour une structure comportant une liaison bimétallique dans le haut de la transition fragile-ductile est d'identifier le paramètre V_{th}/B_{net} sur une éprouvette SENT mono-matériau.

Enfin, une étude générique sur un tube comportant une liaison bimétallique de type « narrow gap », fidèle à la maquette de l'étude, a été menée par calculs aux éléments finis. Un chargement croissant en pression interne a été appliqué à celui-ci, alors que deux cas de fissure ont été envisagés : une fissure dans la ZAT près de l'inconel 52, et une autre dans le 18MND5 loin de la ZAT. Le modèle en contrainte seuil a été appliqué aux deux cas de défaut conventionnel en utilisant les paramètres des modèles déterminés à partir des éprouvettes SENT qui présentent un confinement de la plasticité très proche de celui d'un tube fissuré en surface. Une comparaison des probabilités de rupture du tube pour chaque positionnement de la fissure et en fonction du chargement en pression interne a alors pu être réalisée. Il a été constaté que la pression minimale rendant le risque de rupture fragile non nul est plus faible pour la fissure située dans le 18MND5 que dans la ZAT. Par ailleurs, les chargements en pression qui ont été simulés ont atteint des valeurs irréalistes de manière à obtenir des probabilités de rupture non nulles.

Une structure fissurée dans le métal de base est donc moins résistante à la rupture qu'une autre fissurée au niveau de la ZAT près de l'inconel. La liaison bimétallique ne serait donc pas un élément à risque de la ligne de refroidissement en considérant la rupture fragile. Le cas d'une fissure située dans le 18MND5 est donc enveloppé par rapport à une fissure placée dans la ZAT. D'un point de vue industriel, cette conclusion est importante puisqu'elle montre que déterminer et éviter les conditions de chargement maximal acceptable pour l'acier ferritique permet de garantir l'intégrité de la liaison bimétallique.

Références

- [ASTM 08]** ASTM E1820-08 (2008), "Standard Test Method for measurement of fracture toughness".
- [ARE 10]** G. Pernin, F. Thumerel, "Réalisation de deux maquettes LBM "14" pressuriseur type EPR soudage inconel TCE direct", Rapport interne AREVA NTCW-F 10-4005 fr, 2010.
- [CHA 08]** S. Chapuliot and V. Le Corre, "A simplified expression for low cleavage probability calculation", Engineering Fracture Mechanics 75 (2008), pp. 1488 - 1506.
- [LEC 06]** V. Le Corre, "Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile : application de la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés", Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lille (2006).
- [NGU 09]** T.H. N'Guyen, "Prédiction de la non-rupture fragile dans un joint soudé en acier C-Mn dans le domaine de la transition fragile/ductile", Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lille (2009).

CONCLUSION GENERALE
&
PERSPECTIVES

Conclusion générale

Au cours de l'étude bibliographique, il a été constaté que de nombreux travaux avaient été engagés afin de définir des méthodes de caractérisation de la rupture des liaisons bimétalliques, en s'intéressant plus particulièrement aux aspects de rupture ductile des tuyauteries en présence de fissures conventionnelles. En effet, en conditions de fonctionnement nominal ou accidentelles, les structures nucléaires concernées sont uniquement sujettes à des mécanismes de rupture ductile. Ces investigations ont permis de mettre en lumière les difficultés liées à ce type d'étude mais ont apporté des éléments très intéressants quant aux zones des liaisons bimétalliques pouvant remettre en question l'intégrité de telles structures. Ainsi, dans le domaine ductile, la zone la moins résistante à la rupture identifiée correspond à la bande de métal déposé proche de la zone affectée thermiquement de l'acier ferritique. Par ailleurs, les auteurs ont constaté que lorsqu'une fissure est placée dans la ZAT de l'acier ferritique près du beurrage ou dans le beurrage près de la ZAT, celle-ci se propage toujours en direction de l'interface entre la ZAT et le beurrage. Aussi, il semble évident que cette zone est singulière et qu'il est nécessaire de s'y intéresser plus particulièrement.

L'étude bibliographique fait aussi apparaître que de nombreux facteurs extérieurs font évoluer les matériaux constituant ces liaisons bimétalliques au cours de la durée de vie d'un réacteur nucléaire, pouvant les rendre plus fragiles. La présence d'acier ferritique incite donc à étudier le comportement de cette zone, a priori plus sensible à la rupture, dans le domaine de transition fragile-ductile. Rappelons alors que dans ce type de liaison soudée, seuls l'acier ferritique et sa ZAT sont concernés par ce type de rupture où la déchirure ductile peut être combinée à la rupture fragile.

Dans le but de proposer une approche de justification des liaisons bimétalliques dans le haut de la transition fragile-ductile, il a été décidé de s'engager sur une voie visant à comparer la résistance à la rupture d'une telle structure en présence d'une fissure conventionnelle située dans l'acier ferritique à celle où la configuration place le défaut dans la ZAT près du métal déposé. Aussi, montrer que la ZAT près du métal déposé est au moins aussi résistante à la rupture que le métal de base permet d'apporter les éléments requis pour un futur dossier de dimensionnement visant à écarter le risque de rupture fragile.

Pour ce faire, il a été décidé de mettre en œuvre le modèle en contrainte seuil. Ce dernier est un modèle probabiliste permettant de prédire la rupture en fonction des conditions de chargement imposé. Par ailleurs, c'est un modèle simple qui peut aisément être mis en œuvre par des industriels : c'est cet aspect qui a particulièrement motivé ce choix. Son intérêt est de pouvoir en définir les paramètres à partir d'essais sur éprouvettes de laboratoire et d'être ensuite applicable à une structure telle que celle qui nous intéresse. A partir de ce modèle, il est donc possible de comparer les probabilités de rupture des deux configurations de défaut envisagées en fonction du chargement imposé, et de conclure quant à celle qui conduit à la meilleure résistance à la rupture.

Néanmoins, malgré les travaux qui avaient pu être menés au sujet de ce modèle en contrainte seuil appliqué à une tubulure et à une soudure homogène en TU42C, celui-ci souffrait toujours de quelques interrogations induites par une base expérimentale pas assez conséquente en termes de nombre d'essais. Compléter cette dernière a été l'objet du début des travaux de cette thèse. Des essais complémentaires ont donc été menés sur des éprouvettes CT et SENT dans le but d'apporter les données supplémentaires nécessaires au recalage du modèle en contrainte seuil pour les très basses températures (-70°C et -130°C) puis d'évaluer sa transposabilité d'une géométrie à une autre. En effet, celui-ci, calé à partir d'essais sur CT réalisés entre -30°C et 20°C, s'était avéré être très conservatif pour les prédictions de probabilités de rupture d'éprouvettes à des températures allant de -70°C à -150°C. Le modèle recalé a alors montré de nettes améliorations des prédictions de rupture des éprouvettes pour les plus basses températures.

Par ailleurs, il a été constaté qu'il est nécessaire de considérer un volume V_{th} , volume ayant subi une contrainte principale maximale supérieure ou égale à la contrainte seuil de clivage, normalisé sur la longueur de front de fissure traversant la zone sensible au clivage.

La transférabilité du modèle d'une géométrie à une autre, donc d'un état de confinement de la plasticité à un autre, a ensuite été évaluée. Cette condition est nécessaire dans le but de pouvoir appliquer le modèle, calé à partir d'essais sur éprouvettes, à une structure. Les paramètres du modèle en contrainte seuil déterminés à partir d'essais sur éprouvettes CT à -70°C et -130°C ont été utilisés pour prédire les ruptures d'éprouvettes SENT rompues aux mêmes températures. De cette application, il est ressorti que, dans le cas de la soudure en TU42C, le modèle en contrainte seuil est transférable d'une géométrie d'éprouvette à une autre. Précisons que les confinements des deux types d'éprouvettes plaçaient plutôt le matériau dans le bas de la transition fragile-ductile. Cette étape est importante puisqu'elle confirme la possibilité de déterminer les paramètres du modèle en contrainte seuil à partir d'éprouvettes de laboratoire puis de les utiliser pour évaluer la structure.

Suite à ces travaux sur le modèle en contrainte seuil, une première liaison bimétallique a été étudiée. A partir d'une maquette préparée par le Laboratoire des Technologies d'Assemblage du CEA de Saclay, des protocoles expérimentaux et des méthodes d'analyse ont pu être développés en vue de l'étude sur la liaison bimétallique de l'EPR. En effet, les maquettes comportant ce type de liaison soudée étant particulièrement onéreuses, il n'était pas envisageable de tenter quoi que ce soit sur une telle maquette au risque de gaspiller de la matière. Le support expérimental de cette partie est une tubulure en acier ferritique 16MND5 soudée à une seconde en acier austénitique 316L. Un beurrage à l'inconel 82 a été réalisé sur la partie ferritique au préalable de la soudure composée du même métal d'apport. Précisons que les matériaux et la soudure respectent les recommandations du RCC-M. La maquette étant de taille réduite, $\frac{1}{4}$ par rapport à l'échelle réelle, il a été décidé d'étudier la résistance à la rupture de la liaison soudée à une seule température favorisant le clivage, à savoir -130°C .

Dans un premier temps, les lois de comportement de tous les matériaux à cette température ont été déterminées à l'aide d'essais de traction monotone. Ensuite, des essais sur éprouvettes AE2 ont été conduits sur le 16MND5 à -170°C pour déterminer la contrainte seuil de clivage (1375 MPa). Notons également qu'un autre type d'éprouvette a été développé pour cette application mais que les résultats n'ont pas été probants à cause d'un développement trop important de la plasticité avant la rupture. Face à ce constat, il a été supposé que la contrainte seuil de clivage de la ZAT est la même que celle du métal de base, en s'appuyant sur les résultats de travaux antérieurs menés sur des aciers ferritiques très proches. Puis, afin de caractériser la rupture de l'acier ferritique et celle de la ZAT près de l'inconel, des éprouvettes CT représentatives des configurations de défaut qui nous intéressent ont été prélevées et rompues à -130°C . Précisons que du fait de la taille de la maquette, les éprouvettes CT12 prélevées ont été réduites à 5 mm d'épaisseur pour caractériser la ZAT alors que des éprouvettes identiques et normalisées (12 mm d'épaisseur) ont été usinées à partir du métal de base.

L'analyse des essais par éléments finis a permis d'extraire des données très intéressantes qui ont conduit à de premières observations essentielles. En effet, il a été constaté que l'épaisseur des éprouvettes CT a un impact direct sur le confinement de la plasticité et qu'il n'est pas possible de comparer les résistances à la rupture des éprouvettes d'épaisseurs différentes. Aussi, il a été identifié que les éprouvettes les plus fines se situent plutôt dans le haut de la transition fragile-ductile et que la plasticité se généralise à l'éprouvette alors que les éprouvettes normalisées sont en état de plasticité confinée, plutôt dans le bas de la transition. Dans des conditions de plasticité généralisée, il a été montré que le volume V_{th} normalisé sur la longueur du front de fissure est un paramètre pertinent pour évaluer la rupture alors que J n'est pas approprié.

Par ailleurs, il a été constaté que la distance entre le front de fissure et l'inconel a une influence directe sur la résistance à la rupture : la proximité de la fissure avec l'inconel s'avère être bénéfique pour la résistance à la rupture car celui-ci plastifie et atténue les contraintes en pointe de fissure, retardant ainsi le déclenchement du clivage.

En outre, les analyses ont mis en évidence la nécessité d'introduire une notion de volume V_{th}/B_{net} minimal nécessaire au déclenchement du clivage, modifiant ainsi l'expression du modèle en contrainte seuil : si cette valeur n'est pas atteinte, la probabilité de rupture reste nulle. Quant à la fonction de sensibilité F , il a été remarqué que celle-ci augmente avec la plasticité.

Pour finir, l'analyse des probabilités de rupture des éprouvettes CT en fonction du facteur d'intensité des contraintes K_I a ensuite permis de montrer que la ZAT est plus résistante à la rupture que l'acier ferritique 16MND5. En effet, à probabilité de rupture nulle, la valeur de K_I nécessaire est plus faible que celle de la ZAT.

Les protocoles expérimentaux et les méthodes d'analyse ayant été validés sur cette première maquette, l'étude d'une liaison bimétallique représentative du circuit primaire de refroidissement de l'EPR proprement dite a pu être envisagée. Une maquette fournie par AREVA a servi de support expérimental. Conforme aux spécifications RCC-M et d'échelle $\frac{1}{2}$ par rapport à la taille réelle des composants, celle-ci se présente sous la forme d'une tubulure en acier ferritique 18MND5 soudée à une seconde en acier austénitique 316L. Cette soudure de type « narrow gap » a été réalisée à l'inconel 52 sans beurrage.

La taille de la maquette étant plus importante que la précédente, celle-ci a permis de réaliser plus de prélèvements d'éprouvettes mais pas suffisamment pour mener l'étude sur une plage de températures. Aussi, comme précédemment, une seule température favorisant le clivage a été choisie pour caractériser le comportement à rupture de la liaison bimétallique, à savoir -125°C . Les mêmes méthodes que celles développées pour l'autre maquette ont permis d'identifier les lois de comportement des matériaux à -125°C et la contrainte seuil de clivage du 18MND5 et de sa ZAT (1375 MPa). En revanche, la caractérisation de la rupture de ces deux matériaux a pu être effectuée à partir de deux types d'éprouvettes, à savoir des CT et des SENT normalisées.

L'interprétation par le calcul aux éléments finis a permis d'analyser les distributions de contrainte principale sur les fronts de fissure des deux types d'éprouvettes et de montrer que, cette fois encore, la proximité des fissures avec l'inconel est bénéfique pour la résistance à la rupture. En effet, l'alliage nickel plastifie et atténue les singularités de contraintes en pointe de fissure, ce qui retarde le déclenchement du clivage. De plus, il a été constaté que les éprouvettes CT et SENT ne placent pas les matériaux dans la même zone de la transition fragile-ductile à cause de leur différences de confinement : les éprouvettes CT se situent plutôt dans la partie basse avec une plasticité confinée alors que les SENT sont plus haut dans la transition, développant plus de plasticité apparente. Ces observations ont permis de noter que le paramètre décrivant la rupture n'est pas le même pour ces deux situations. En effet, pour les éprouvettes CT, c'est J qui est pertinent pour évaluer le risque de rupture alors que c'est V_{th} pour les SENT, comme pour les éprouvettes CT12 d'épaisseur 5 mm de la maquette précédente. Une correction prenant en compte les limites d'élasticité a néanmoins permis d'harmoniser le paramètre de rupture en rendant V_{th}/B_{net} utilisable sur toute la transition fragile-ductile.

Par ailleurs, l'existence d'une valeur minimale de V_{th}/B_{net} a été confirmée pour tous les cas étudiés. Ce sont les éprouvettes SENT en 18MND5 qui ont révélé les valeurs de paramètres de caractérisation de la rupture les plus faibles. Aussi, afin d'être certain d'estimer le chargement le plus faible pouvant rendre la probabilité de rupture d'une structure non-nulle, il semble que l'utilisation de la valeur issue d'une SENT mono-matériau soit le meilleur moyen.

Toutefois, précisons que pour les deux types d'éprouvettes, la valeur du paramètre de rupture le plus faible est toujours celui du métal de base.

Les paramètres du modèle ont pu être identifiés pour chaque type d'éprouvette et chaque matériau, puis celui-ci a été mis en œuvre pour définir les probabilités de rupture des éprouvettes rompues.

La comparaison avec les probabilités expérimentales a alors révélé la capacité du modèle à prédire les faibles probabilités de rupture en fonction des chargements imposés pour tous les types d'éprouvette. Pour les deux types d'éprouvettes, la ZAT s'est avérée être plus résistante à la rupture que l'acier ferritique, avec des seuils minimaux de K_I supérieurs à ceux du 18MND5 pour rendre la probabilité de rupture non nulle.

Cependant, il a été constaté que le modèle n'est pas transférable d'un état de plasticité confinée à un état de plasticité généralisée. En effet, l'utilisation des paramètres du modèle déterminés sur les éprouvettes CT pour appliquer le modèle en contrainte seuil aux SENT l'a confirmé en montrant que les probabilités de rupture sont sous-estimées pour les SENT en 18MND5.

Enfin, un tube comprenant une liaison bimétallique identique à celle de la maquette AREVA a été modélisé par éléments finis. Deux cas de fissure conventionnelle ont été traités, à savoir une située dans l'acier ferritique et l'autre dans sa ZAT. Le modèle en contrainte seuil a été appliqué au tube soumis à un chargement croissant de pression interne. Aussi, ce sont les paramètres du modèle identifiés à partir des éprouvettes SENT qui ont été utilisés pour sa mise en œuvre. En effet, ces éprouvettes présentent un confinement de plasticité très proche de celui d'un tube fissuré en surface. Finalement, les probabilités de rupture du tube selon les deux configurations ont pu être estimées et la ZAT fissurée s'avère être plus résistante à la rupture que l'acier ferritique 18MND5, bénéficiant là-encore de la proximité avec l'inconel 52. En effet, à probabilité de rupture nulle, les niveaux de pression et de K_I sont bien plus élevés pour la ZAT que pour le 18MND5. Par ailleurs, les chargements en pression qui dû être appliqués pour dépasser une probabilité de rupture nulle sont irréalistes alors que les lois de comportement des matériaux sont celles à -125°C , soit 132°C en dessous de la température minimale à laquelle peut être exposé ce type de tuyauterie.

Cette thèse a donc permis de montrer qu'en présence d'une fissure circonférentielle dans la ZAT de l'acier ferritique près de l'inconel de la liaison bimétallique, la résistance à la rupture de la ZAT est meilleure que celle de la tuyauterie en acier ferritique comportant une fissure équivalente. Cette voie consistant à comparer métal de base et jonction soudée est très intéressante pour l'ingénierie de par sa simplicité.

Perspectives

Au cours de cette thèse, les forces et les faiblesses du modèle en contrainte seuil ont pu être mises en évidence. Les avancées concernant cet outil puissant ont cependant également amené de nouvelles zones d'ombre. En effet, nous avons constaté qu'il est possible de corriger les valeurs de V_{th}/B_{net} des éprouvettes CT se situant dans le bas de la transition fragile-ductile, en tenant compte des limites d'élasticité, de manière à pouvoir faire de $f(\sigma_y) \cdot V_{th}/B_{net}$ un paramètre de rupture pertinent. Cette approche a permis de valider l'utilisation de la même contrainte seuil pour le métal de base et pour sa ZAT. Il serait toutefois intéressant de parvenir à déterminer la contrainte seuil de la ZAT à partir d'éprouvettes AE afin de la comparer à celle du métal de base. De plus, cela permettrait de recalculer les probabilités de rupture à partir du modèle en contrainte seuil en la prenant en compte et de vérifier que l'on obtient bien les mêmes résultats.

Par ailleurs, les valeurs des paramètres de caractérisation de la rupture se sont avérées différentes en fonction de la zone de la transition fragile-ductile considérée. Aussi, réaliser des essais sur éprouvettes CT à température plus élevée pour être dans la même configuration de confinement que les SENT permettrait de comparer les valeurs de V_{th}/B_{net} minimales obtenues et de savoir si celles-ci sont les mêmes. Dans le cas contraire, cela permettrait de déterminer quelle géométrie donne le résultat le plus faible et donc d'en conclure laquelle est la plus pénalisante pour l'estimation du paramètre de caractérisation de la rupture. Habituellement, les éprouvettes CT constituent le cas le plus conservatif, celles-ci favorisant des contraintes plus élevées que les SENT (figure IV-66). Cependant, pour notre étude, dans le cadre de l'utilisation du modèle en contrainte seuil qui considère un effort extérieur imposé constant, ce sont les éprouvettes SENT qui fournissent l'estimation la plus pessimiste du paramètre de rupture.

Notons par ailleurs que c'est la géométrie d'éprouvette en acier ferritique la plus conservative qui devra être prise en compte pour l'application du modèle en contrainte seuil sur une tuyauterie pour estimer le chargement maximal maintenant une probabilité de rupture nulle.

Les éprouvettes CT de la maquette avec liaison bimétallique « narrow gap » ont révélé des distributions de probabilités en fonction de V_{th}/B_{net} qui ne sont pas linéaires (figure IV-70). Des investigations complémentaires doivent être menées pour comprendre la raison de cette double pente, voire d'une distribution parabolique.

En fonction de la zone de la transition fragile-ductile qui est considérée, c'est $f(\sigma_y) \cdot V_{th}/B_{net}$ ou V_{th}/B_{net} qui est le paramètre de caractérisation de la rupture. Il serait intéressant de parvenir à estimer les bornes d'utilisation de ces critères et de définir dans quelles circonstances la convergence a lieu.

Enfin, la figure IV-76 a montré qu'il n'est pas possible de transposer le modèle en contrainte seuil défini sur les éprouvettes CT aux éprouvettes SENT. En effet, même si la forme de la distribution des probabilités calculées de cette manière semble identique à celle des probabilités expérimentales, l'utilisation du paramètre V_{thmin}/B_{net} ne permet de prédire correctement pour quel niveau de chargement la probabilité de rupture de l'éprouvette devient non nulle. En revanche, cette même figure montre qu'un seuil en K_I semble exister. Aussi, il convient de se demander si le volume V_{thmin}/B_{net} lui-même est le paramètre de caractérisation de la rupture, ou si une valeur de V_{th}/B_{net} correspondant à un niveau d'intensité de contraintes minimal pilote le déclenchement de la rupture.

ANNEXES

Sommaire

Annexe 1 - Etude bibliographique sur la déchirure ductile	237
Annexe 2 - Etude bibliographique sur les programmes NRC, BIMET et ADIMEW	255
Annexe 3 - Plans des principales éprouvettes	293
Annexe 4 - Dispositif expérimental de mesure de profil d'éprouvette en temps réel	303
Annexe 5 - Compléments - Soudure en TU42C	311
Annexe 6 - Compléments – Liaison bimétallique fournie par le CEA	325
Annexe 7 – Compléments – Liaison bimétallique type « narrow gap »	367
Annexe 8 – Incertitudes liées aux mesures expérimentales.....	429

ANNEXE 1

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LA DECHIRURE DUCTILE

Sommaire

Introduction	241
I. Mécanismes de déchirure ductile	241
I.1. Germination	241
I.2. Croissance	242
I.3. Coalescence.....	242
II. Approches de la déchirure ductile	243
II.1. Approche globale de la déchirure ductile	243
II.1.1. Facteur d'intensité de contrainte	243
II.1.2. Taux de restitution d'énergie.....	244
II.1.3. Intégrale J.....	244
II.1.4. Critère d'amorçage	246
II.1.5. Critère de propagation de fissure	248
II.1.6. Approche énergétique de la propagation de fissure : $J_i - G_{fr}$	249
II.2. Approches locales de la déchirure ductile	250
II.2.1. Modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey.....	251
II.2.2. Modèle couplé de Gurson-Tvergaard et Needleman (GTN).....	251
II.2.3. Modèle couplé de Rousselier.....	252
III. Références	253

Introduction

Les mécanismes de déchirure ductile sont tout d'abord abordés dans le but de mieux appréhender ces phénomènes de ruine. En outre, les critères d'amorçage, et les modèles de déchirure ductile sont présentés.

I. Mécanismes de déchirure ductile

Les aciers se comportent différemment selon la température à laquelle ils sont soumis. A chaud, ceux-ci sont sujets à la déchirure ductile. Ce mode de rupture est lié à une plasticité importante. Le processus de rupture est décrit par trois phases successives, à savoir la germination de cavités, leur croissance et enfin leur coalescence (figure A1-1).



Figure A1-1 : Représentation schématique des trois stades de la déchirure ductile et de leurs différents mécanismes élémentaires [MIA 95]

I.1. Germination

Localement, les matériaux métalliques sont des milieux hétérogènes constitués d'une matrice élasto-plastique et de particules de seconde phase ou inclusions quasi-rigides. Dans les aciers, on trouve le plus souvent des inclusions qui sont des oxydes, des sulfures, ou encore des nitrures. Celles-ci présentent de faibles propriétés mécaniques et peu d'adhérence au niveau de leur interface, ce qui favorise le processus de nucléation.

Les particules sont solidaires de la matrice dans un état sollicité. Néanmoins, au niveau des interfaces matrice/inclusion, la différence de rigidité crée localement une concentration de contrainte.

Si la matrice est mécaniquement sollicitée, donc déformée, il se produit alors la décohésion des inclusions ou la rupture des inclusions. Le vide qui résulte entre la matrice et l'inclusion ou entre les deux parties de l'inclusion rompue est qualifié de cavité.

En général, l'ensemble inclusion-cavité se comporte comme un trou, qui peut être assimilé à un défaut dont la taille et la forme initiale sont proches de celle de l'inclusion elle-même. Ce processus de naissance de microcavités, appelé stade de nucléation ou de germination, est à l'origine de la déchirure ductile. A cet instant, les cavités, de part leur petite taille, ne modifient pas la réponse macroscopique, c'est-à-dire que les propriétés élasto-plastiques ne sont pas affectées.

Pour l'acier de type A508, la germination sur des inclusions de sulfure de manganèse allongées répond à un critère en contrainte critique indépendant de la température [BERE 81]. Mudry [MUD 82] a identifié la contrainte critique de décohésion dans les aciers de cuve REP :

$$\sigma_{déco} = \sigma_1 + \alpha(\sigma_{eq} - \sigma_y) \geq \sigma_d \quad (A1-1)$$

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

Un critère de rupture ductile en déformation a été proposé par Mackenzie et al [MAC 77]. Celui-ci prédit que l'amorçage a lieu lorsque la déformation équivalente dépasse une valeur critique à une distance de la pointe de fissure inférieure à une distance critique l_c , fonction de l'espacement des inclusions.

$$\varepsilon_{pl}(r) \geq \varepsilon_{pl_c} \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) \quad (A1-2)$$

Avec : $0 < r < l_c$ (A1-3)

Où σ_m est la contrainte hydrostatique.

I.2. Croissance

Générée lors de la germination, une cavité croît selon un état de contrainte donné. La croissance est pilotée par un écoulement plastique correspondant à un écrouissage de la matrice autour des cavités et démarre avant que la germination ne soit terminée. L'état de contrainte et la forme de la cavité ont une influence sur l'écoulement qui n'est pas uniforme.

Dans le cas d'une décohésion matrice / inclusion, les cavités se comportent comme des micro-fissures. Si la décohésion est totale, les particules se trouvant à l'intérieur des cavités n'ont quasiment plus aucune influence sur le mécanisme. En revanche, si la décohésion n'est pas complète, le volume des cavités créées est très inférieur à celui de la particule à l'origine de la germination. L'interaction entre les cavités et la plasticité de la matrice est alors non négligeable et il faut tenir compte de l'effet des cavités sur la plasticité ainsi que sur l'élasticité.

La déformation plastique et la triaxialité des contraintes pilotent donc la croissance des cavités. L'effet du second a été étudié sur des éprouvettes axisymétriques entaillées en acier A508 et il a été montré que la taille des cupules augmente avec la triaxialité [BERE 80]. En considérant une cavité sphérique isolée dans une matrice parfaitement plastique, Rice et Tracey décrivent sa croissance selon l'expression :

$$\frac{dR}{R_0} = 0.283 \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) \cdot d\varepsilon_{eq}^p \quad (A1-4)$$

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

I.3. Coalescence

La déchirure ductile a lieu suite à la coalescence des cavités. C'est un phénomène bref et très localisé. L'interaction directe entre les deux cavités devient non négligeable lorsque le ligament restant entre celles-ci est suffisamment faible.

Le premier mécanisme fait intervenir la striction des ligaments entre les cavités existantes alors que le second correspond à la formation d’une autre population de cavités dans les bandes de cisaillement intense entre les cavités.

Lorsque le stade de coalescence touche à sa fin, une fissure macroscopique est alors créée. Sa propagation est une succession d’étapes de coalescence qui peut conduire jusqu’à la ruine de la structure considérée (figure A1-3).

La présence de cupules sur le faciès de rupture est caractéristique de la déchirure ductile (figure A1-2).

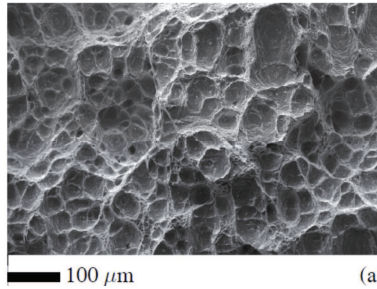


Figure A1-2 : Déchirure ductile sur un acier X100 [BES]

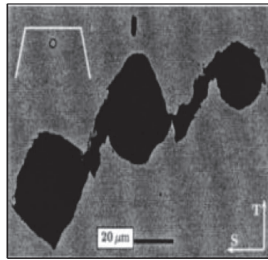


Figure A1-3 : Fin du stade de la coalescence [BENZERGA 00]

II. Approches de la déchirure ductile

II.1. Approche globale de la déchirure ductile

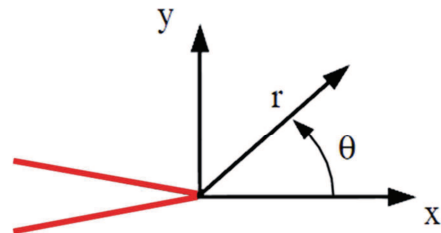
II.1.1. Facteur d’intensité de contrainte

En considérant un solide au comportement élastique linéaire, comportant une fissure, Irwin [IRW 57] a montré que le premier terme du développement limité des champs de contraintes en pointe de fissure est proportionnel au facteur d’intensité de contraintes K. Dans un repère polaire centré sur la pointe de fissure, on peut écrire :

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin 3 \frac{\theta}{2} \right) \quad (A1-5)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin 3 \frac{\theta}{2} \right) \quad (A1-6)$$

$$\sigma_{zz} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(\sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos 3 \frac{\theta}{2} \right) \quad (A1-7)$$



Les influences des efforts appliqués, de la géométrie et de la longueur de fissure sont prises en compte dans le facteur K, valable uniquement en mécanique élastique linéaire.

II.1.2. Taux de restitution d'énergie

Pour un solide parfaitement élastique, Griffith [GRI 20] a défini un taux de restitution d'énergie G . Celui-ci correspond à l'énergie libérée au cours de la propagation d'une fissure rapportée à l'avancée de fissure.

Soit un solide d'épaisseur B soumis à un chargement P , et comportant une fissure de longueur initiale a , uniforme dans l'épaisseur. Pour un déplacement imposé Δ , on considère une avancée de fissure da qui va engendrer une diminution de la charge ΔP .

Le taux de restitution d'énergie G correspond à l'aire entre les courbes Force-Déplacement des deux états de longueur de fissure (figure A1-4).

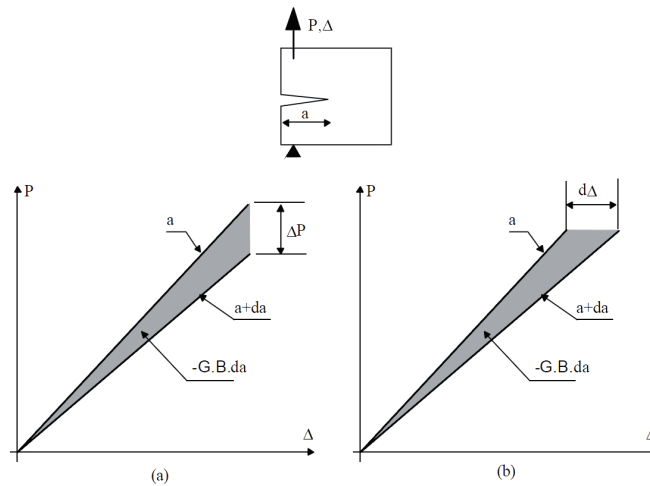


Figure A1-4 : Interprétation du taux de restitution d'énergie (a) pour un déplacement imposé $d\Delta$ (b) pour un chargement imposé ΔP

Le taux de restitution d'énergie peut s'écrire sous la forme :

- $G = \frac{K_I^2}{E} \cdot (1 - \nu^2)$ en déformations planes ; (A1-8)

- $G = \frac{K_I^2}{E}$ en contraintes planes. (A1-9)

Comme le facteur d'intensité de contrainte, cette notion n'est valable que pour la mécanique élastique purement linéaire, comme pour la rupture fragile.

II.1.3. Intégrale J

Rice a caractérisé le taux de restitution d'énergie élastique, linéaire ou non-linéaire, d'une structure contenant une fissure avançant, en définissant une intégrale J comme suit:

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \quad (A1-10)$$

- où
- Γ : tout contour orienté entourant la pointe de fissure ;
 - $W = \int_0^\epsilon \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}$: densité volumique de déformation ;
 - $T = \sigma \cdot n$: Vecteur contrainte sur les facettes de normale n avec n la normale extérieure à Γ ;
 - u : vecteur déplacement ;
 - s : abscisse curviligne le long de Γ .

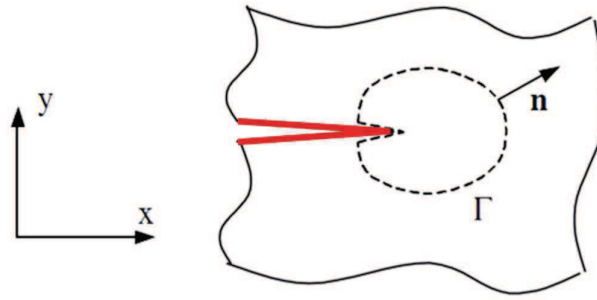


Figure A1-5 : Schématisation des paramètres de l'intégrale J en pointe de fissure

Une des propriétés très intéressante de l'intégrale J est qu'elle demeure indépendante du contour Γ si certaines conditions sont respectées : le matériau doit être élastique (linéaire ou non linéaire), homogène, sans contraintes résiduelles.

Pour un matériau élasto-plastique, l'indépendance du contour d'intégration peut être préservée si et seulement si, le chargement est proportionnel, c'est-à-dire que le matériau ne doit pas subir de décharge, même locale. Cette dernière implique que la caractérisation d'une fissure en déchirure ductile ait lieu sous chargement monotone croissant (pas de chargement cyclique) pour pouvoir être traitée avec J. En effet, dans ce cas, le comportement d'un matériau élasto-plastique peut être assimilé à celui d'un matériau élastique non-linéaire, ce qui permet l'extension de la théorie de Griffith : en chaque point de la structure, les contraintes et déformations équivalentes sont reliées par la courbe de traction.

J correspond donc bien à la variation d'énergie élastique liée à une extension de fissure.

Comme pour le taux de restitution d'énergie, on peut illustrer les cas de déplacement imposé ou de chargement imposé comme le montre la figure A1-6, J étant l'aire entre les courbes.

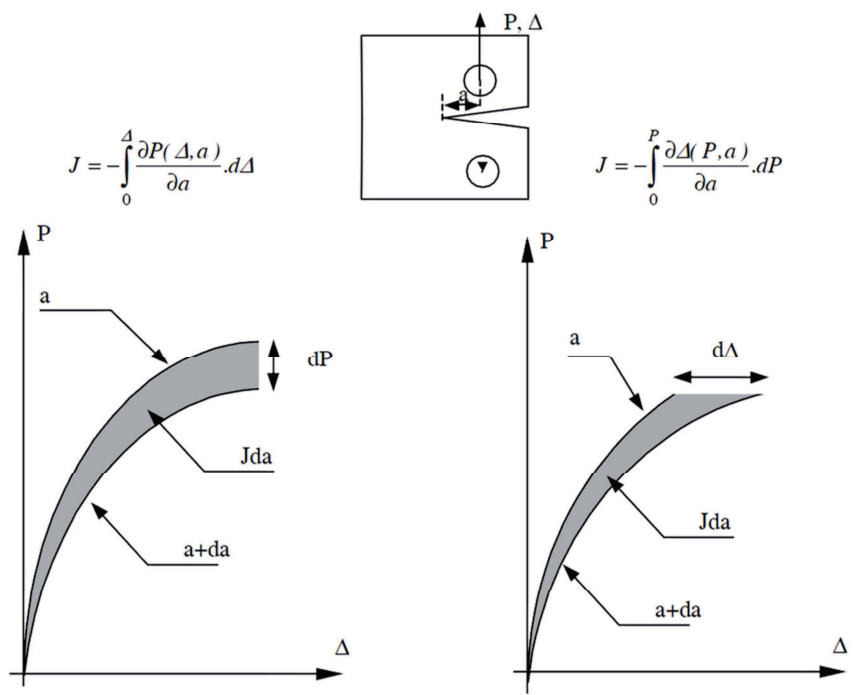


Figure A1-6 : Interprétation de l'intégrale J

Par ailleurs, J permet de décrire les champs de contrainte et de déformation en pointe de fissure. Hutchinson [HUT 68], Rice et Rosengren [RIC 68] ont proposé de décrire ces champs dits « H.R.R. » à partir de l'intégrale J en considérant un matériau élastique non linéaire avec une loi de comportement de type Ramberg-Osgood (loi puissance) :

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (A1-11)$$

Les champs H.R.R. sont définis par :

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left[\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right]^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (A1-12)$$

$$\varepsilon_{ij} = \alpha \varepsilon_0 \left[\frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 I_n r} \right]^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(\theta, n) \quad (A1-13)$$

- où r, θ : coordonnées polaires en fond de fissure ;
 σ_0 : limite d'élasticité ;
 n : exposant d'écrouissage ;
 α : constante ;
 $\tilde{\sigma}_{ij}, \tilde{\varepsilon}_{ij}, I_n$: fonctions tabulées de n et θ .

Lors d'un essai expérimental, J peut être exprimé à partir de la courbe force – ouverture car l'aire sous la courbe correspond à l'énergie reçue par l'éprouvette. La variation de cette aire avec une extension de fissure peut s'écrire :

$$J = \frac{K_I^2}{E^*} + \frac{\eta U}{Bb} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} E & \text{en contraintes planes} \\ \frac{E}{1-\nu^2} & \text{en déformations planes} \end{cases} \quad (A1-14)$$

- où U : composante plastique de l'aire sous la courbe force – ouverture des lèvres de la fissure ;
 B : épaisseur de l'éprouvette ;
 b : longueur du ligament ;
 K_I : facteur d'intensité de contrainte élastique ;
 η : fonction dépendante de la géométrie de l'éprouvette donnée par les normes ou déterminée par calculs aux éléments finis.

II.1.4. Critère d'amorçage

Dans le cas de la mécanique élastique linéaire de la rupture, le critère en contrainte K caractérisant l'intensité des contraintes au voisinage de la fissure peut être utilisé comme critère de rupture. Celui-ci tend vers une valeur critique K_{IC} correspondant à la ténacité et définit la résistance du matériau à la rupture brutale d'une fissure en mode I et en déformations planes.

Egalement applicable à ce cas de rupture, le critère énergétique proposé par Griffith peut être exploité. Une valeur limite G_c du taux de restitution d'énergie G, qualifiée de résistance à la fissuration, est caractéristique de la rupture.

Néanmoins, pour des ruptures en élasto-plasticité souvent précédées d'une phase de propagation stable du défaut (déchirure ductile), ces critères adaptés à la description de l'instabilité brutale de la fissure ne sont plus pertinents. Les mécanismes sont en effet différents.

Il a alors été proposé d'utiliser une valeur critique de J, notée J_{IC} , comme critère d'amorçage. La courbe $J-\Delta a$ est utilisée pour décrire la déchirure ductile. Néanmoins, ces paramètres ne sont pas intrinsèques au matériau mais dépendent de la taille de l'éprouvette et de sa géométrie. La transférabilité d'un résultat obtenu sur éprouvette à une structure est donc compromise.

Ernst [ERN 93] a modifié l'intégrale J de façon à s'affranchir des effets de taille et de géométrie et ainsi d'améliorer la transférabilité de J :

$$J_M = J - \int_{a_0}^a \left(\frac{\partial J_p}{\partial a} \right)_{V_p} da \quad (A1-15)$$

où J_p : composante plastique de J ;
 V_p : composante plastique du déplacement total V.

Selon lui, l'influence de la géométrie est contenue dans le terme à retrancher. Les résultats sont en effet meilleurs mais la justification reste difficilement explicable.

Différentes méthodes existent pour déterminer la courbe J- Δa , certaines nécessitant de nombreux essais pour mesurer les avancées de fissure à chaque essai pour des efforts croissants, d'autres en exploitant un seul essai (méthode basée sur la variation de la complaisance élastique ou la méthode de la différence de potentiel).

Sous l'application d'un chargement, la pointe de fissure subit une forte déformation plastique. La taille du défaut augmente alors sans que la propagation de fissure ne s'amorce (figure A1-7). Pendant cette phase d'émoussement de fond de fissure, l'intégrale J [RIC 68] suit une loi de type :

$$J = \alpha \cdot \Delta a \quad (A1-16)$$

où α : constante dépendant des caractéristiques de traction du matériau ($\alpha = 4\sigma_y$ selon Lautridou [LAU 80] avec σ_y la limite d'élasticité) ;
 Δa : avancée de fond de fissure.

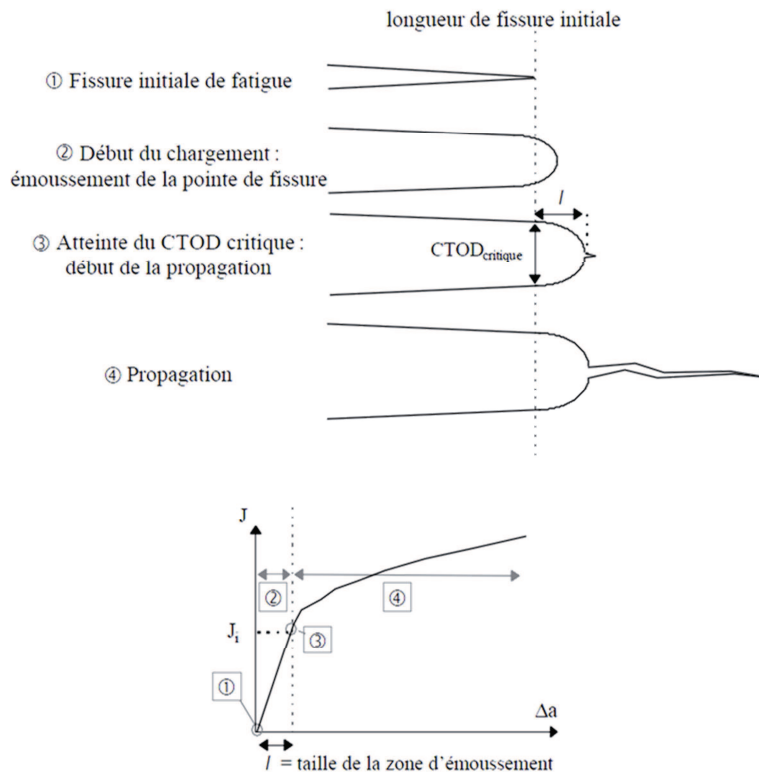


Figure A1-7 : Emoussement en pointe de fissure et amorçage de la propagation de fissure

Le démarrage de la propagation de la fissure est très difficile à détecter expérimentalement. Aussi, les normes [AFNOR 87] et [ASTM 99] préconisent de prendre pour valeur de J à l’amorçage, la valeur obtenue pour $\Delta a = 0.2$ mm, notée $J_{0.2}$. Cette valeur ténacité à l’amorçage correspond alors à l’intersection de la droite d’érousement, translatée de 0.2 mm, avec la courbe $J-\Delta a$ (figure A1-8).

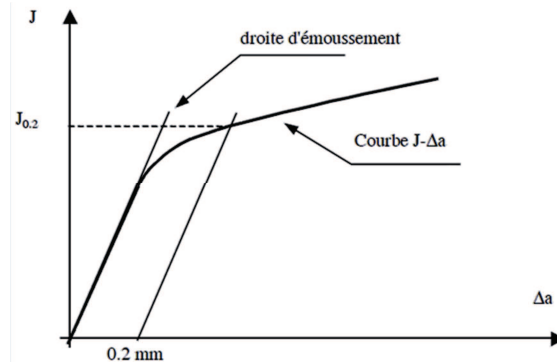


Figure A1-8 : Evaluation de $J_{0.2}$ à l’amorçage

Cependant, malgré la faible avancée de fissure considérée avec $J_{0.2}$, il subsiste un problème de transférabilité pour certains cas. Eisele et Roos [EIS 91] ont montré que $J_{0.2}$ surestime la valeur de J à l’amorçage. Ils ont alors défini un nouveau paramètre J_i sur de la courbe $J-\Delta a$, correspondant à la valeur de J pour la taille de la zone d’érousement SZW (Stretch Zone Width) : J_i est la valeur de J pour la valeur de CTOD critique, soit l’amorçage. Cette dimension peut être mesurée directement sur le faciès de rupture d’une éprouvette et J_i déterminé aisément à partir de la courbe $J-\Delta a$ expérimentale. Pour plus de précision sur la valeur de J_i , des calculs aux éléments finis peuvent également être effectués.

Chapuliot et Marie [CHA 98] ont validé la transférabilité de ce critère d’une éprouvette à une structure. La valeur de J_i a été déterminée sur des éprouvettes CT et comparée à celle obtenue pour un cas de piquage fissuré d’un acier TU52 B soumis à un chargement croissant de flexion hors plan. Un très bon accord a été observé, validant ainsi le caractère intrinsèque du critère et permettant de l’utiliser comme un critère prédictif de la charge nécessaire à l’amorçage de la déchirure ductile.

Par ailleurs, d’autres travaux ont été réalisés pour caractériser l’amorçage. Parmi ceux-ci, on trouve l’approche J-T développée par Williams [WIL 57] qui a redéfini les champs de contraintes en fond de fissure. Cependant, ce modèle n’est valable que pour le cas d’élasticité linéaire. O’Dowd et Shih [ODO 91] ont modifié cette approche en introduisant un paramètre Q dans l’expression des champs H.R.R. de Williams de façon à ce qu’elle soit valable en élasticité non-linéaire : on parle du modèle J-Q. Les résultats obtenus étaient intéressants et ont permis de mieux comprendre les effets de taille et de géométrie [AND 93]. Néanmoins, contrairement à J_i , ces modèles sont insuffisamment fiables et complets pour prédire correctement l’amorçage de la déchirure ductile.

II.1.5. Critère de propagation de fissure

Des essais de déchirure sur éprouvettes fissurées permettent d’obtenir la courbe $J-\Delta a$. Les normes imposent des conditions très particulières pour que J puisse être considéré comme pilote de la propagation de fissure.

En effet, la propagation doit être faible par rapport à la longueur du ligament ($\Delta a < 0.25 b_0$). De plus, la zone en pointe de fissure, où le chargement n’est pas proportionnel, doit être négligeable par rapport à la zone où J pilote la propagation :

$$\frac{b}{J} \cdot \frac{dJ}{da} \gg 1 \tag{A1-17}$$

Ces deux conditions peuvent être résumées par cette inégalité :

$$J < \text{Min} \left[\frac{b \cdot \sigma_{ec}}{20}; \frac{B \cdot \sigma_{ec}}{20} \right] \quad (A1-18)$$

Où σ_{ec} : contrainte d'écoulement $\sigma_{ec} = \frac{(R_{p0.2} + R_m)}{2}$;
 b : longueur du ligament ;
 B : épaisseur de l'éprouvette.

Paris [PAR 79] a proposé critère T_{mat} , si la propagation est suffisante, qui permet de quantifier la résistance à la déchirure d'une éprouvette avec un seul paramètre scalaire:

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_0^2} \cdot \frac{dJ}{da} \quad (A1-19)$$

Généralement, la propagation de fissure en déchirure ductile est caractérisable à partir de la courbe $J-\Delta a$ seulement si elle n'excède pas quelques millimètres. Cependant, considérant des structures de grandes dimensions comme c'est le cas dans les centrales nucléaires, il est nécessaire d'envisager des propagations plus importantes. En effet, les analyses de stabilité des défauts et le principe de « Fuite avant rupture » imposent de connaître des lois d'endommagement permettant d'aller plus loin en propagation tout en s'affranchissant des problèmes de non-transférabilité des paramètres présentés.

II.1.6. Approche énergétique de la propagation de fissure : J_i - G_{fr}

Les difficultés rencontrées pour décrire la déchirure ductile à partir de paramètres comme T ou Q ont orienté certaines études vers des approches énergétiques.

Kanninen [KAN 79] a montré qu'il existe un taux de restitution d'énergie R capable de caractériser le processus de déchirure sans tenir compte de la géométrie. Turner a ensuite observé que l'énergie dissipée dans la structure pendant la propagation de la fissure peut être décomposée en deux termes : un terme dû à la plasticité globale et un terme dû à la rupture. Cependant, il ne parvient pas à les distinguer.

Marie [MAR 99] est parvenu à isoler le terme représentant l'énergie dissipée lors de la rupture et a montré qu'il est lié à G_{fr} , une grandeur caractéristique du matériau. Il utilise J_i pour définir la ténacité à l'amorçage de la propagation et postule alors que l'énergie de rupture δU_{rupt} nécessaire pour faire avancer une fissure d'une distance λ est proportionnelle à λ via G_{fr} :

$$G_{fr} = \frac{\delta U_{rupt}(\lambda)}{\lambda} \quad (A1-20)$$

Lorsqu'il est possible de négliger l'effet de l'histoire du chargement sur les champs mécaniques en pointe de fissure, il met au point une méthode capable de prédire la déchirure ductile à partir de la variation de la composante plastique de J. Par ailleurs, il montre que G_{fr} peut être identifié expérimentalement à partir de la pente de la courbe $J_{Mpl} - \Delta a$, où J_{Mpl} est la composante plastique de l'intégrale modifiée de Ernst.

Une étude sur des tubes minces sous chargement en flexion 4-points contenant une fissure circumférentielle traversante en propagation bilatérale a été conduite par Chapuliot [CHA 01]. J_i et G_{fr} , caractéristiques du matériau, ont été déterminés à partir d'essais sur éprouvettes CT. Les courbes expérimentales de Moment de flexion – Rotation (M- ϕ) ont été comparées à celle obtenues par la méthode J_i - G_{fr} et la conclusion semble évidente : cette approche permet de décrire avec beaucoup de précision le comportement global des tubes pendant la déchirure (figure A1-9).

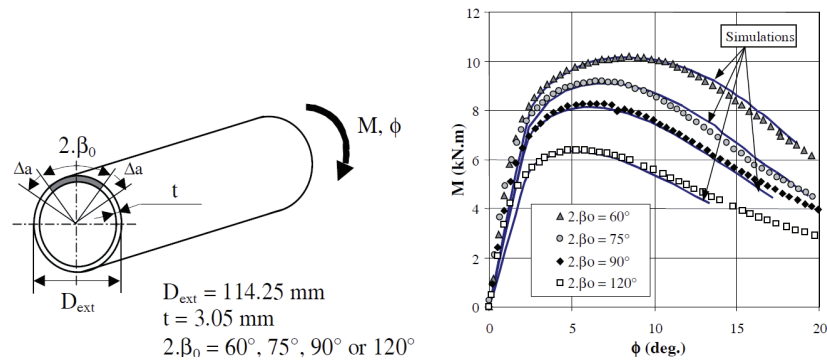


Figure A1-9 : Approche J_I-G_{fr} comparée aux courbes expérimentales Moment – Rotation pendant un essai de déchirure ductile sur tube

Marie et Chapuliot [MAR 02] ont ensuite cherché à vérifier si l'approche J_I-G_{fr} pouvait décrire aussi bien une autre géométrie ainsi que l'évolution du front de fissure pendant la déchirure. Ils ont alors étudié un anneau en compression radiale en acier ferritique TU52B. La fissure est débouchante en peau externe et se situe dans un plan perpendiculaire à l'axe de compression. Le front de fissure initialement droit, évolue de telle manière que la propagation ductile est beaucoup plus importante au centre de l'anneau que sur les bords. Ce comportement a parfaitement été reproduit avec l'approche énergétique comme en témoigne la figure A1-10.

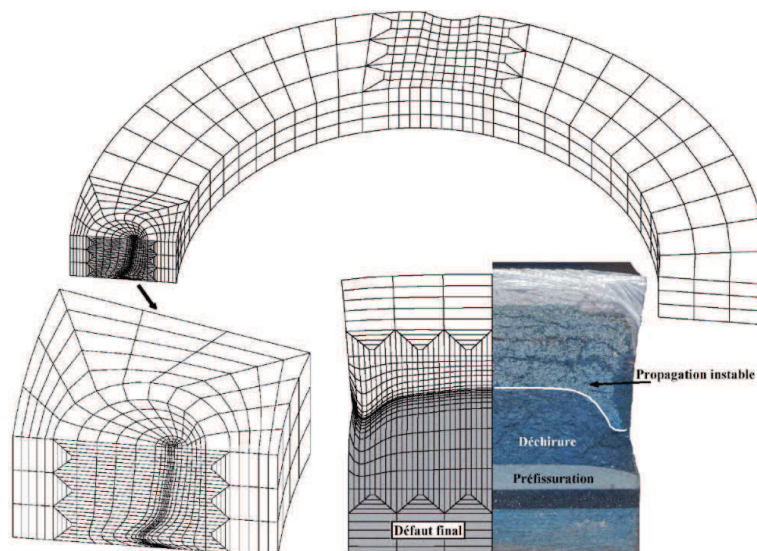


Figure A1-10 : Evolution du front de fissure sur un anneau en compression calculé par éléments finis avec l'approche J_I-G_{fr} et comparaison avec le faciès de déchirure expérimental

L'approche J_I-G_{fr} est donc tout à fait adaptée à la description de déchirure ductile avec grande propagation de fissure.

II.2. Approches locales de la déchirure ductile

Des modèles d'endommagement permettant de décrire les mécanismes liés à la déchirure ductile (la germination, la croissance et la coalescence des cavités), ont également été développés. Ceux-ci sont une alternative à l'approche J_I-G_{fr} , mieux adaptée à la prédiction de l'amorçage. Néanmoins, ils présentent certains inconvénients, à savoir qu'ils sont difficiles à mettre en œuvre pour des applications sur structures car de nombreux paramètres doivent être déterminés. De plus, ces approches sont très coûteuses en calculs et ne peuvent pas être utilisées par tous les bureaux d'étude. En revanche, elles peuvent s'avérer très puissantes pour prédire le trajet de propagation d'une fissure, ou encore l'avancée de fissure.

II.2.1. Modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey

On considère une cavité sphérique de rayon R dans un massif infini, de comportement rigide parfaitement plastique, sous un chargement axisymétrique. Rice et Tracey [RIC 69] ont proposé une loi de croissance de cette même cavité de la forme :

$$\frac{dR}{R} = 0,283 \cdot \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) \cdot d\varepsilon_{eq} \quad (A1-21)$$

Lorsque la cavité atteint un rayon critique R_c défini par BEREMIN [BER 81], la rupture se déclenche.

Pour que ce modèle soit adapté aux matériaux écrouissables, Mudry [MUD 82] a introduit la contrainte équivalente de Von Mises (σ_{eq}), faisant ainsi intervenir le taux de triaxialité des contraintes σ_m/σ_{eq} , rapport de la contrainte hydrostatique avec σ_{eq} :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_{\varepsilon_{décohésion}^p}^{\varepsilon_{eq}^p} 0,283 \cdot \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \cdot d\varepsilon_{eq}^p \quad (A1-22)$$

La triaxialité joue un rôle prédominant dans cette approche dite « découplée » puisque le comportement mécanique du matériau n'est pas affecté par l'endommagement. Ce dernier peut alors être déterminé à l'aide de calculs numériques en post-traitement.

II.2.2. Modèle couplé de Gurson-Tvergaard et Needleman (GTN)

Ce modèle est un modèle « couplé » car il tient compte de l'endommagement du matériau. En effet, cet aspect est pris en compte dans le comportement global avec l'introduction d'une fraction volumique de cavité f dans le potentiel d'écoulement plastique.

En négligeant l'interaction entre les cavités, Gurson [GUR 77] a proposé un potentiel d'écoulement plastique sous cette forme :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cdot \cosh\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) - (1 + f^2) = 0 \quad (A1-23)$$

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

Tvergaard a modifié cette formulation de manière à tenir compte de l'interaction entre les cavités :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f^* \cdot q_1 \cdot \cosh\left(\frac{3}{2} \cdot q_2 \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) - (1 + q_1 \cdot f^{*2}) = 0 \quad (A1-24)$$

où f^* est une fonction permettant de représenter l'accélération de l'endommagement pendant la phase de coalescence.

$$\begin{cases} f^* = f & \text{si } f \leq f_c \\ f^* = f_c + \delta \cdot (f - f_c) & \text{si } f > f_c \end{cases} \quad (A1-25)$$

- où
- f_0 : fraction volumique initiale de cavité ;
 - f_c : fraction volumique critique de cavité correspondant au début de la coalescence;
 - δ : paramètre d'accélération de l'endommagement pendant la coalescence ;
 - q_1 : en général, $q_1 = 1.5$;
 - q_2 : en général, $q_2 = 1$.

Ce modèle nécessite donc que 5 paramètres soient déterminés.

II.2.3. Modèle couplé de Rousselier

Basé sur une analyse thermodynamique, le modèle de Rousselier [ROU 87] définit un potentiel plastique fonction d'une variable d'érouissage et d'une variable d'endommagement :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}}{(1-f)\sigma^*} + \frac{\sigma_1}{\sigma_*} 2 \cdot f \cdot D \cdot \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{((1-f)\sigma_1)}\right) - 1 = 0 \quad (A1-26)$$

σ_1 est la résistance de la matrice à la déchirure ductile, généralement égale au tiers de la contrainte d'écoulement, soit $(R_{p0.2}+R_m)/3$. D est une constante d'intégration, comprise entre 1.5 et 2, et considérée indépendante du matériau pour une faible porosité initiale ($f_0 < 10^{-3}$).

On remarque que si la fraction volumique de cavité est nulle, ce potentiel est équivalent à celui de Von Mises. Par ailleurs, une fraction volumique f_c a été introduite pour accélérer la rupture. Lorsque cette valeur est atteinte, le matériau perd toute résistance. Ce modèle implique donc la détermination de 4 paramètres (D, σ_1 , f_0 , f_c).

III. Références

- [AFNOR 87] Norme AFNOR NF A 03-183, Mécanique de la rupture : Détermination à partir de la courbe J- Δa des valeurs conventionnelles J_0 et dJ/da , caractéristiques de la résistance à déchirure ductile, Juin 1987.
- [AND 93] T.L. Anderson, R.H. Dodds Jr, "Simple Constraint Corrections for Subsize Fracture Toughness Specimens, *Small Specimen Test Techniques Applied to Nuclear Reactor Vessel Thermal Annealing and Plant Life Extension*", ASTM STP 1204, W.R. Corwin, F.M. Haggag W.L. Server, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1993), pp. 93-105.
- [ASTM 99] ASTM E1820-99a (1999), "Standard Test Method for measurement of fracture toughness".
- [BER 81] Beremin F.M., "Experimental and numerical study of the different stages in ductile rupture : Application to crack initiation and stable crack growth", Three dimensional constitutive relations and ductile fracture, edited by Nemat-Naser, North-Holland Publishing Company, pp. 185-205, 1981
- [CHA 98] S. Chapuliot, S. Marie "Détermination de l'amorçage de la déchirure ductile dans un piquage fissuré à partir d'un critère défini sur éprouvettes CT de faible épaisseur", Engineering Materials Advisory Services Ltd (UK) (1998), pp. 859-864.
- [CHA 01] S. Chapuliot, S. Marie, D. Moulin "An energetic approach for large ductile crack growth in components", Fatigue and Fracture Mechanics (2001), Vol.32, pp : 229-246.
- [EIS 91] U. Eisele et E. Roos, "Evaluation of Different Fracture-Mechanical J-Intergal Initiation values with regard to their Usability in the Safety Assessment of Components", Nuclear Engineering and Design (1991), Vol.130, pp. 237-247.
- [ERN 93] H.A. Ernst, "Material resistance and instability beyond J-controlled crack growth", Elastic-Plastic Fracture (1993), ASTM STP 803, Vol.1, pp. 41-63.
- [GRI 20] A.A. Griffith, "The phenomena of rupture and flow in solids", Philosophical Transactions of the Royal Society, Vol. A221, 1920, pp.163-198.
- [GUR 77] A. L. Gurson, "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.99 (1977), pp. 2-15.
- [HUT 68] J.W. Hutchinson, "Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 16 (1968), pp. 13-31.
- [IRW 57] G.R. Irwin, "Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate", Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, 1957, pp.361-364.
- [KAN 79] M.F. Kanninen, E.F. Rybicki, R.B. Stonesifer, D. Broek, A.R. Rosenfield, C.W. Marshall et G.T. Hahn, "Elastic Plastic Fracture Mechanics for Two-Dimensional Stable Crack Growth and Instability Problems", *Elastic-Plastic Fracture*, ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1979, pp.121-150.

- [LAU 80]** J.C. Lautridou, "Etude de la déchirure ductile d'acier à faible résistance influence de la teneur inclusionnaire", Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (1980).
- [MAR 99]** S. Marie, "Approche énergétique de la déchirure ductile," Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique (1999).
- [MAR 02]** S. Marie et S. Chapuliot, "2D crack growth simulation with an energetic approach", Nuclear Engineering and Design 212, 2002, pp. 31-40.
- [MUD 82]** F. Mudry, "Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'acier faiblement alliés", Thèse de Doctorat es Sciences, Université de Technologie de Compiègne (1982).
- [ODO 91]** C.F. O'Dowd et C.F. Shih, "Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter-I", Structure of fields, Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 39, 1991, pp. 989-1015.
- [PAR 79]** P.C. Paris, H. Tada, A. Zahoor et H. Ernst, "The theory of instability of tearing mode of elastic crack growth", ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1979, pp. 5-36.
- [RIC 68]** J.R. Rice et G.F. Rosengren, "Plane strain deformation near crack tip in a power-law hardening material", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol.16 (1968), pp. 1-12.
- [RIC 69]** J. R. Rice and D. M. Tracey, "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields," Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol 17 (1969), pp. 201-217.
- [ROU 87]** G. Rousselier, "Détermination de la ténacité d'un acier faiblement allié à partir de l'essai Charpy instrumenté", Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Paris (1987).
- [WIL 57]** M.L. Williams, "On the stress distribution at the base of stationary crack", Journal of Applied Mechanics, ASTM STP 700, American Society of Testing and Materials, 1957, pp. 109-114.

ANNEXE 2

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES PROGRAMMES NRC, BIMET ET ADIMEW

Sommaire

I. Programme de recherche NRC	259
I.1. Objectifs de l'étude	259
I.2. Soudure étudiée	259
I.3. Caractérisation des matériaux	259
I.4. Essais sur tubes avec liaison bimétallique.....	262
I.5. Observations générales.....	266
I.6. Discussion d'autres cas de soudure bimétalliques.....	267
II. BIMET	268
II.1. Objectif	268
II.2. Soudure	268
II.3. Caractérisation des matériaux	270
II.4. Essais sur tubes.....	274
II.5. Conclusions.....	279
III. ADIMEW	280
III.1. Soudure	280
III.2. Caractérisation des matériaux	281
III.3. Essai de flexion sur tube.....	286
III.4. Conclusions.....	290
IV. Références	291

I. Programme de recherche NRC

I.1. Objectifs de l'étude

Cette étude fait partie d'un programme de recherche lancé par la commission de régulation nucléaire aux Etats-Unis (NRC) au début des années 90, porté sur l'analyse des fissures dans les tuyauteries et les soudures [NRC 95]. Celle-ci se focalise plus particulièrement sur l'évaluation des méthodes analytiques de prédiction de la rupture dans le cas d'une fissure conventionnelle placée au niveau d'une soudure en inconel, entre un tube en acier ferritique et un autre en acier austénitique.

I.2. Soudure étudiée

La soudure analysée dans cette étude provient de réels composants du circuit de refroidissement d'une centrale nucléaire. En effet, la construction d'une centrale a été annulée et les éléments déjà fabriqués ont été mis à disposition pour différents programmes de recherche.

Initialement, la soudure en inconel 182 reliait un tube en acier ferritique A516 Gr.70, du circuit de refroidissement, à un anneau de sécurité en acier austénitique SA182 F316 qui devait être lui-même soudé à l'entrée d'une des pompes du réacteur. Un revêtement en acier inoxydable TP304L est présent à l'intérieur du tube ferritique.

La soudure a été réalisée à l'arc à électrode enrobée, après un beurrage à l'inconel 182 sur l'extrémité du tube ferritique (figure A2-1).

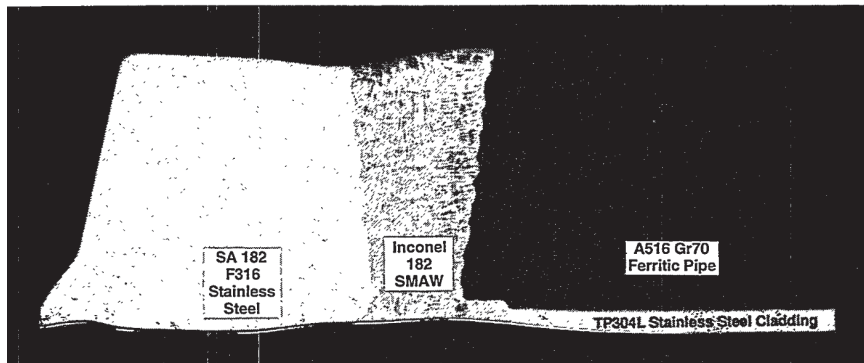


Figure A2-1 : Soudure bimétallique du projet NRC

Le diamètre du tube est de 914 mm, pour une épaisseur de 86 mm, alors que l'épaisseur de l'anneau de sécurité est de 81mm. Le revêtement mesure 6,3 mm d'épaisseur.

I.3. Caractérisation des matériaux

Les compositions chimiques des matériaux de base ont été analysées par spectrométrie de masse alors que celle de la soudure a nécessité une analyse dispersive d'énergie (EDS – tableau A2-1). Les profils de dureté ont été établis à travers la soudure (A2-2).

Element	Percent by Weight		
	A516 Grade 70 Pipe	SA182 F316 Safe End	Inconel 182 Weld
C	0.25	0.01	—
Mn	0.90	1.3	6.37
P	0.011	0.03	—
S	0.009	<0.01	—
Si	0.21	0.63	0.70
Cu	0.073	0.32	—
Sn	0.005	0.01	—
Ni	0.072	12.2	73.39
Cr	0.099	16.1	15.86
Mo	0.027	2.1	—
Al	0.035	0.02	—
V	0.000	0.06	—
Nb	0.000	0.04	2.01
Zr	0.000	0.001	—
Ti	0.000	0.005	—
B	0.0003	0.0002	—
Ca	0.0000	0.0013	—
Co	0.005	0.34	—
Pb	0.00	N.D.	—
Fe	Balance	66.4	1.67

Tableau A2-1 : Composition chimique des matériaux de la soudure NRC

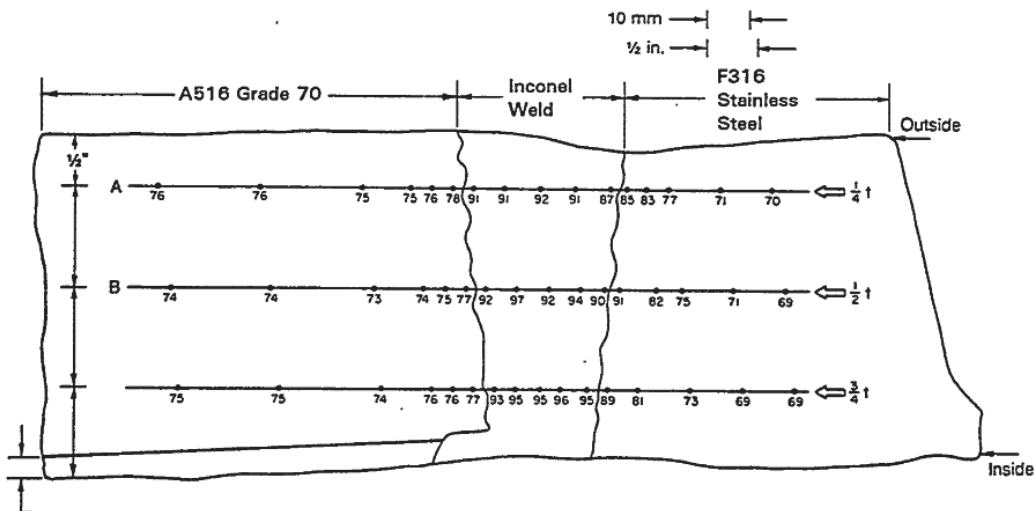


Figure A2-2 : Profils de dureté de la soudure NRC (Rockwell B)

L'inconel apparaît plus dur que l'acier ferritique, et possède également une limite d'élasticité ainsi qu'une résistance mécanique supérieure. Une légère baisse des valeurs de dureté a été constatée dans la ZAT de l'acier ferritique, à 0,2 mm de la ligne de fusion.

Des essais de traction ont été réalisés pour déterminer les lois de comportement de tous les matériaux, avec des éprouvettes axisymétriques entaillées, à 288°C.

Par ailleurs, afin de caractériser la ténacité de l'acier ferritique et de l'interface A516/I182, des essais Charpy ont été menés avec des éprouvettes entaillées. Les entaillures en V étaient placées de telle manière que le plan de rupture soit dans le sens circonférentiel, c'est-à-dire traversant le tube dans l'épaisseur, perpendiculairement à l'axe du tube.

Les températures d'essais choisies pour l'acier ferritique allaient de -51°C à 288°C de façon à englober la gamme de température de la transition fragile-ductile. Quant à l'interface A516/I182, la ténacité a uniquement été déterminée pour 288°C.

Les essais à l'interface ont donné des résultats intéressants. Un seul essai sur les six a montré une rupture droite à travers le tube. De plus, c'est ce même essai qui a absorbé le moins d'énergie. Pour les cinq autres, la fissure a dévié perpendiculairement au plan de rupture attendu pour continuer sa course dans l'acier ferritique, beaucoup plus déformé que l'inconel. Des micrographies ont été réalisées pour vérifier qu'il n'y avait pas de défaut et cette déviation des fissures est restée inexplicée.

Des éprouvettes de type CT ont été prélevées de manière à avoir le plan de rupture perpendiculaire à l'axe du tube et représenter une fissure conventionnelle circonférentielle (figure A2-3). Pré-fissurées par fatigue à l'exception de deux d'entre elles, celles-ci ont permis de caractériser l'acier ferritique, l'acier austénitique, ainsi que l'interface A516/I182. Les deux éprouvettes non pré-fissurées avaient une entaille usinée située très près de la ligne de fusion dans la ZAT. Tous les essais ont été conduits à 288°C.

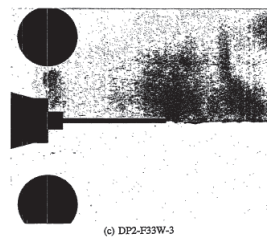


Figure A2-3 : Epreuve CT avec plan de rupture à l'interface A516/I182

Les courbes J- Δa ont été obtenues pour toutes les éprouvettes et les valeurs à l'amorçage identifiées. J a été déterminé selon deux méthodes, à savoir J_D et J_M .

Spec. Ident. No.	Specimen Size	Notch Type ^(a)	Percent Side-grooves	J at Initiation, kJ/m ² (in-lb/in ²)	dJ/da, ^(b) MJ/m ³ (in-lb/in ³)
F34-19	1T	FC	20	179 ^(c) (1,020 ^(c))	181 (26,300)
F34-20	1T	FC	20	191 ^(c) (1,090 ^(c))	176 (25,500)
B1 ^(d)	4T	FC	20	192 ^(c) (1,095 ^(c))	152 (22,000)
B2 ^(d)	4T	FC	0	84 ^(c) (480 ^(c))	218 (31,600)

- (a) FC = Fatigue crack.
- (b) Calculated between 0.15 mm (0.006 inch) and 1.5 mm (0.060 inch).
- (c) Meets J_{Ic} validity requirements of ASTM E813-89.
- (d) Fabricated and tested at Materials Engineering Associates.

Tableau A2-2 : Valeurs de J_i pour l'acier ferritique A516

Specimen Ident. No.	Notch Type ^(a)	Percent Side-grooves	J at Initiation, kJ/m ² (in-lb/in ²)	dJ/da, ^(b) MJ/m ³ (in-lb/in ³)
F33-4-SS-1	FC	0	2,166 (12,400)	174 (25,300)
F33-4-SS-2	FC	0	2,299 (13,100)	199 (28,900)
Average	—	—	2,233 (12,750)	187 (27,100)

- (a) FC = fatigue crack.
- (b) Calculated between 0.15 mm (0.006 inch) and 1.5 mm (0.060 inch).

Tableau A2-3 : Valeurs de J_i pour l'acier austénitique F316

Specimen Identification	J at Initiation, kJ/m ² (in-lb/in ²)	dJ/da, ^(a) MJ/m ³ (in-lb/in ³)
F33W-1 ^(b)	308 (1,760)	130 (18,900)
F33W-2 ^(b)	385 (2,200)	102 (14,800)
Average	347 (1,983)	116 (16,800)
F33W-3 ^(c)	574 (3,280)	225 (32,700)
F33W-4 ^(c)	793 (4,530)	223 (32,400)
Average	684 (3,910)	224 (32,500)

(a) During initial crack growth between 0.15 mm (0.006 inch) and 1.50 mm (0.060 inch)
 (b) Fatigue precracked
 (c) Sharp machine notched

Tableau A2-4 : Valeurs de J_i pour la ZAT près de l'interface A516/I182

Les valeurs de ténacité à l'amorçage montrent que c'est dans l'acier austénitique qu'elles sont les plus élevées, et dans l'acier ferritique qu'elles sont les plus faibles. A l'interface, les valeurs sont intermédiaires, donc la ténacité serait meilleure dans la ZAT que dans l'acier ferritique. De plus, les éprouvettes qui n'avaient pas été pré-fissurées présentent une ténacité quasiment deux fois plus élevée que celles qui l'avaient été, d'où l'importance de la forme du défaut. Aucune rupture fragile n'a été observée, et les émoussements en fond de défaut ont été suivis de déchirure ductile. Enfin, comme pour les essais Charpy à l'interface, la fissure a dévié du plan de fracture attendu pour filer dans l'acier ferritique dont la limite d'élasticité est plus faible que l'inconel, et la ZAT (figure A2-4).

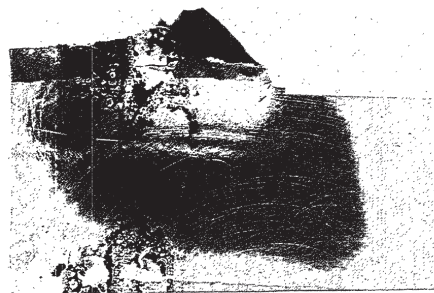


Figure A2-4 : Déviation de la fissure dans une CT caractérisant la ZAT à l'interface A516/I182

I.4. Essais sur tubes avec liaison bimétallique

Suite à ces essais, deux essais de rupture en flexion 4 points, ont été réalisés sur des tubes contenant la même soudure. Des entailles ont été usinées dans la ZAT près de l'interface entre l'acier ferritique et l'inconel 182 (figure A2-5).

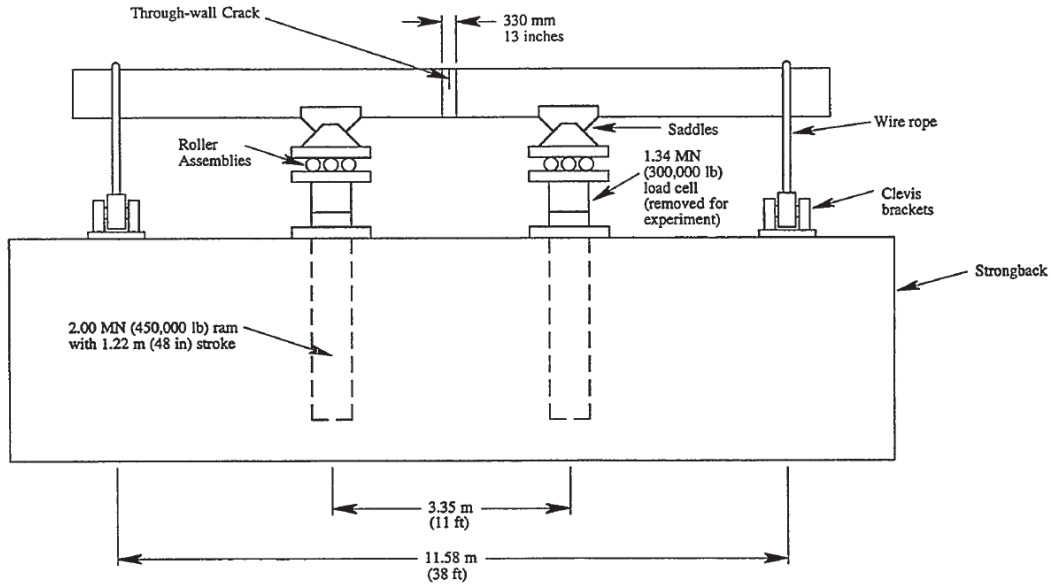


Figure A2-5 : Dispositif expérimental de flexion 4 points mis en place pour les essais sur tube

Expt. No.	Outside Diameter, mm		Wall Thickness, mm		Crack Length, $2c/\pi$	Yield Strength, MPa			Ultimate Strength, MPa			$J_1^{(a)}$, kJ/m ²	$M_1^{(b)}$, MN-m	$M_{max}^{(c)}$, MN-m
	CS ^(c)	SS ^(c)	CS ^(c)	SS ^(c)		CS ^(c)	SS ^(c)	Weld	CS ^(c)	SS ^(c)	Weld			
1.1.1.27	930	930	84.7	86.1	0.370	210 ^(d)	157	372	510 ^(d)	415	599	684	N.D. ^(e)	N.D. ^(e)
1.1.1.28	927	921	85.7	82.6	0.359	210 ^(d)	157	372	510 ^(d)	415	599	684	6.77	6.95

- (a) The average of the two sharp machine notch specimens for the fusion line of the carbon steel pipe and the Inconel 182 buttering passes.
 (b) The average moment value at crack initiation for the two crack tips.
 (c) CS = carbon steel pipe; SS = stainless steel safe end
 (d) For specimens machined near the midwall position on the pipe.
 (e) N.D. = Not determined.

Tableau A2-5 : Données obtenues au cours des essais.

Il y a eu un problème lors du premier essai et toutes les données n'ont pas pu être enregistrées, notamment le moment de flexion imposé. Quant aux autres données, l'ouverture de fissure, la rotation du tube, ses déplacements, son ovalisation ou encore les déformations en surface ont été enregistrés (tableau A2-5). Les valeurs de J_1 ont été également identifiées à partir de différentes méthodes. Les deux essais ont été menés à 288°C de façon à considérer une température représentative des conditions réelles de fonctionnement. Enfin, une fonction décrivant l'avancée de fissure en fonction de déplacement des vérins a été déterminée.

Différents modèles de prédiction de rupture ont été utilisés afin de comparer les valeurs des moments à l'amorçage de la propagation et les maximales rencontrées. Ces analyses ont été menées en utilisant les propriétés des matériaux déterminées lors des essais de traction sur l'acier ferritique, l'inconel et l'acier austénitique. Les propriétés de ténacités mises en œuvre s'appuyaient sur les résultats obtenus avec les CT caractérisant la ZAT à l'interface A516/I182.

Material	Yield Strength, MPa	Ultimate Tensile Strength, MPa	Flow Stress, MPa	Modulus of Elasticity, GPa	Reference Stress, MPa	Reference Strain	α	n
A516 Grade 70	235	496	366	199.9	235	0.001174	2.07	5.20
F316 Stainless	157	415	286	178.3	157	0.0008817	9.89	3.67
Inconel 182 SMAW	372	599	486	178.3	372	0.002086	3.11	8.37

Tableau A2-6 : Propriétés des matériaux de la soudure

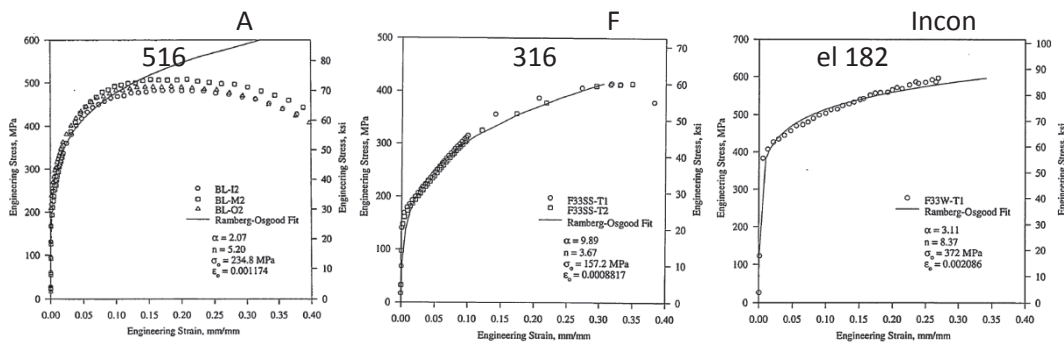


Figure A2-6 : Courbes de traction des matériaux à 288°C avec lois de Ramberg-Osgood

Enfin, une courbe J_D -R a été définie à partir des essais sur éprouvettes CT à l'interface, en utilisant une loi puissance (figure A2-7).

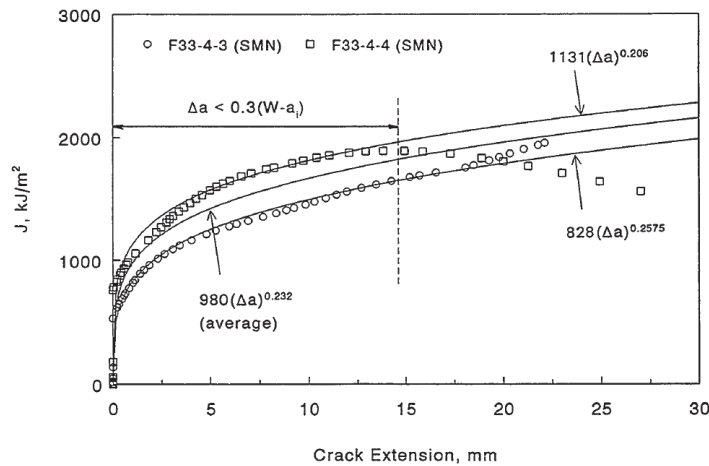


Figure A2-7 : Courbe J_D -R moyenne obtenue à partir des essais sur CT à l'interface A516/I182

Les prédictions qui ont été faites consistaient à appliquer une des lois de comportement des matériaux à l'ensemble de la structure et à déterminer les moments lors de l'amorçage de la rupture, et la valeur maximale rencontrée. La meilleure prédiction fut celle qui utilisait la loi de comportement de l'acier A516. En effet, les autres lois conduisaient à une sous-estimation des moments pour l'acier austénitique F316, alors que celle de l'inconel entraînait une surestimation.

Predictive Method	Predicted Crack Initiation Moment ^(a) , MN-m (Using Tensile Properties of)			Experimental ^(b) /Predicted Crack Initiation Moment (Using Tensile Properties of)		
	Carbon Steel Pipe	Stainless Steel Safe End	Inconel Weld	Carbon Steel Pipe	Stainless Steel Safe End	Inconel Weld
	GE/EPRI	5.30	3.13	6.51	1.276	2.164
LBB.ENG2	5.89	3.42	7.41	1.149	1.978	0.914
LBB.NRC	6.70	4.34	7.39	1.011	1.558	0.916
LBB.GE	6.09	3.72	7.35	1.111	1.818	0.921
PARIS/TADA	6.52	5.85	6.44	1.039	1.157	1.051
R6	5.24	3.86	6.66	1.293	1.756	1.016

- (a) Using fusion line C(T) specimen J_D -R curve
 (b) Experimental moment at crack initiation = 6.77 MN-m

Tableau A2-8 : Comparaison des moments expérimentaux / prédits à l’amorçage de la déchirure pour les essais sur tubes avec soudure

Predictive Method	Predicted Maximum Moment ^(a) , MN-m (Using Tensile Properties of)			Experimental ^(b) /Predicted Moment (Using Tensile Properties of)		
	Carbon Steel Pipe	Stainless Steel Safe End	Inconel Weld	Carbon Steel Pipe	Stainless Steel Safe End	Inconel Weld
	GE/EPRI	6.37	3.81	7.96	1.092	1.826
LBB.ENG2	6.96	4.11	8.92	0.999	1.690	0.780
LBB.NRC	7.92	5.23	9.84	0.878	1.331	0.707
LBB.GE	7.25	4.50	8.75	0.960	1.546	0.794
PARIS/TADA	8.17	6.53	9.33	0.852	1.065	0.745
R6	5.73	4.15	7.89	1.213	1.677	0.881
NSC	8.41	6.58	11.18	0.827	1.056	0.622
DPZP	6.46	5.65	6.67	1.076	1.231	1.043
ASME	3.47 ^(c)	—	4.71 ^(d)	2.006 ^(c)	—	1.475 ^(d)

- (a) Using fusion line C(T) specimen J_D -R curve.
 (b) Maximum experimental moment = 6.95 MN-m.
 (c) Using Appendix H with safety factor of 1.0.
 (d) Using Appendix C with safety factor of 1.0.

Tableau A2-9 : Comparaison des moments maximum expérimentaux / prédits pour les essais sur tube avec soudure

Les courbes Moment-Rotation ont également été calculées avec les différentes méthodes (figure A2-8). Comme précédemment, chaque loi de comportement a été successivement appliquée à toute la structure, ainsi la courbe de ténacité obtenue sur les CT à l’interface. Il apparaît que les prédictions de rotation correspondant au moment maximum sont pertinentes pour chaque approche malgré les erreurs sur les valeurs des moments dans les cas d’utilisation des lois de l’acier austénitique et de l’inconel. En revanche, il semble que l’utilisation d’une loi J_M -R au lieu de J_D -R, avec la loi de l’acier ferritique A516 donne les meilleurs résultats pour la prédiction de la courbe Moment-Rotation.

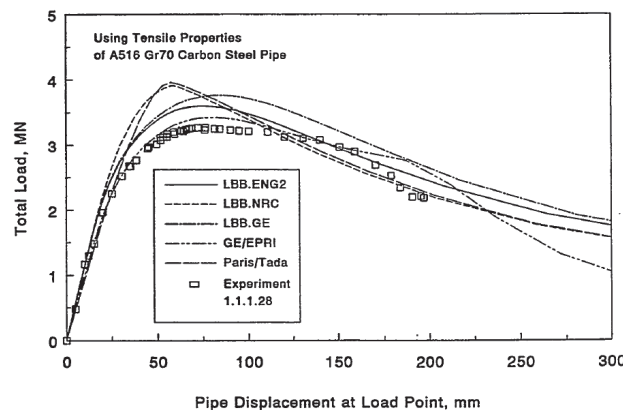


Figure A2-8 : Comparaison des courbes Moment-Rotation des différentes prédictions avec la courbe expérimentale

Afin de vérifier la transférabilité de la courbe J_D -R moyenne obtenue pour les éprouvettes CT à l'interface A516/I182 au cas du tube, la courbe J-R du tube a été déterminée à partir de calculs par éléments finis en trois dimensions. Il apparaît clairement que la courbe utilisée pour les précédentes analyses n'était pas adaptée au cas du tube, et que la valeur de J_i pour le tube est bien plus élevée que le cas de CT correspondant (tableau A2-10 et figure A2-9). Les auteurs interprètent ces écarts par le fait que les fissures n'ont pas suivi la ligne de fusion et ont dévié du plan de rupture attendu pour aller dans l'acier A516.

J at Crack Initiation, kJ/m ²			
Pipe Experiment	C(T) Specimen Values		
	Carbon Steel Pipe	Stainless Steel Safe End	Bimetallic Fusion Line
2,083 ^(a)	185 ^(b)	2,233 ^(b)	347 ^(b)

(a) Notch acuity = sharp machine notch.
 (b) Notch acuity = fatigue crack.

Tableau A2-10 : Valeurs de J_i à l'amorçage de la déchirure pour les cas de CT et du tube

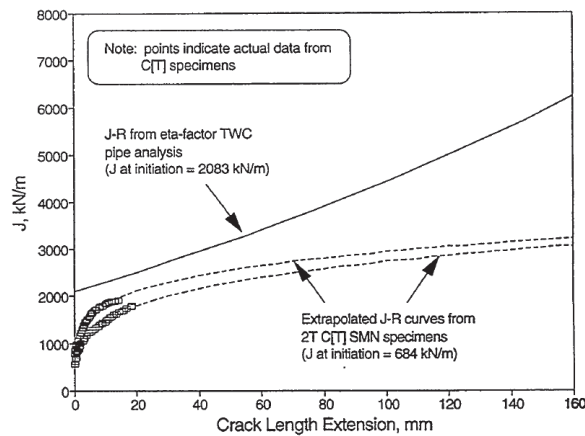


Figure A2-9 : Comparaison des courbes J-R du tube et des éprouvettes CT extrapolées

I.5. Observations générales

Les essais ont montré que pour cette soudure, c'est l'inconel qui avait la limite d'élasticité et les résistances mécaniques les plus élevées. De plus, la ténacité à l'amorçage de l'interface A516/I182 est supérieure à celle de l'acier ferritique A516, ce qui expliquerait pourquoi la fissure a tendance à se propager vers l'acier ferritique pour les éprouvettes. En revanche, lors des essais sur tubes, la fissure a dévié vers l'acier ferritique puis est revenue légèrement dans la soudure : à cet endroit, le faciès était très plat, traduisant alors une zone à faible ténacité.

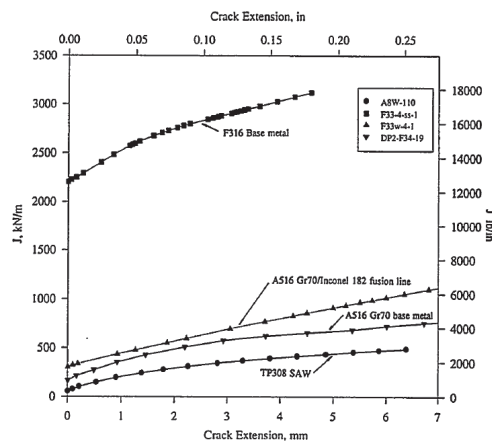


Figure A2-10 : Courbes J-R de chaque matériau

Les meilleures prédictions des moments à l’amorçage et maximum ont été obtenues en utilisant la loi de comportement de l’acier A516.

Les auteurs ont ensuite comparé l’essai sur tube avec soudure bimétallique à deux autres essais sur tubes (figure A2-11). Le premier était un essai de flexion sur un tube en métal de base A516 avec un défaut similaire alors que le second était un essai sur tube en acier A516, comprenant une soudure réalisée avec ce même matériau, et un défaut identique aux précédents. Ils ont observé que le tube sans soudure avait un comportement très proche de celui avec soudure bimétallique et ont conclu que ce type de soudure précis pouvait être étudié à partir d’une analyse de tube mono-matériau. Ils en attribuent la raison au fait que la fissure ait dévié dans l’acier A516.

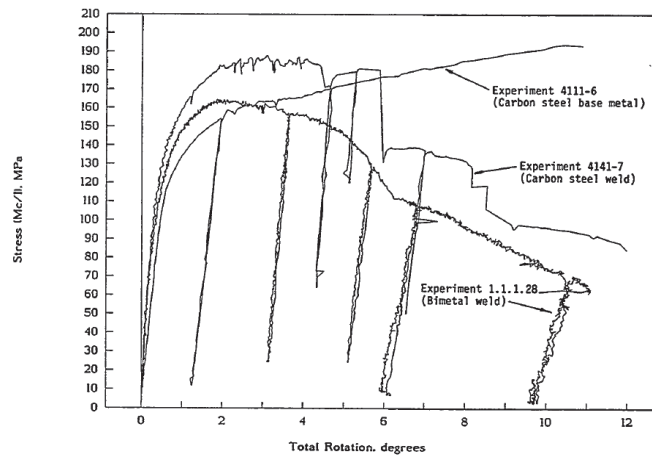


Figure A2-11 : Comparaison d’essais de flexion sur tubes

I.6. Discussion d’autres cas de soudure bimétalliques

Les auteurs ont ensuite cherché à comparer les résultats obtenus avec d’autres cas de soudure bimétallique. Dans un premier temps, ils considèrent une soudure identique reliant les mêmes matériaux (A516 Gr. 70 et F316), mais dont le beurrage est réalisé avec un acier austénitique. Ils expliquent que des changements significatifs au sein de l’acier ferritique apparaissent du fait de la décarburation dans la ZAT. En effet, le carbone va avoir tendance à migrer vers le beurrage, ce qui va créer une zone molle le long de la ligne de fusion, et donc moins résistante. Aussi, une zone plus dure à cause de la concentration en carbone est attendue dans le cordon de soudure en acier austénitique. Cette zone possède une dureté et une résistance plus importantes, mais la variation de propriétés mécaniques sur une si petite région va entraîner une concentration des déformations plastiques, fragilisant la structure. Des essais Charpy menés par NRI en République Tchèque ont permis de mesurer la ténacité de ce type de soudure (figure A2-12). Ils montrent clairement que la résistance de la soudure avec une soudure en inconel est supérieure, pour la même gamme de température. De plus, certains essais à température ambiante ont révélé des ruptures par clivage dans l’acier A516, le long de la zone décarburee.

Les matériaux ont des coefficients de dilatation thermique différents, entraînant des concentrations de contrainte à certaines interfaces. Si une soudure en inconel est utilisée, les contraintes seront principalement concentrées à l’interface I182/F316 alors qu’elles seront à l’interface A516/acier austénitique si la soudure est réalisée avec ce dernier. La soudure à l’inconel va donc diriger les contraintes vers une zone plus tolérante.

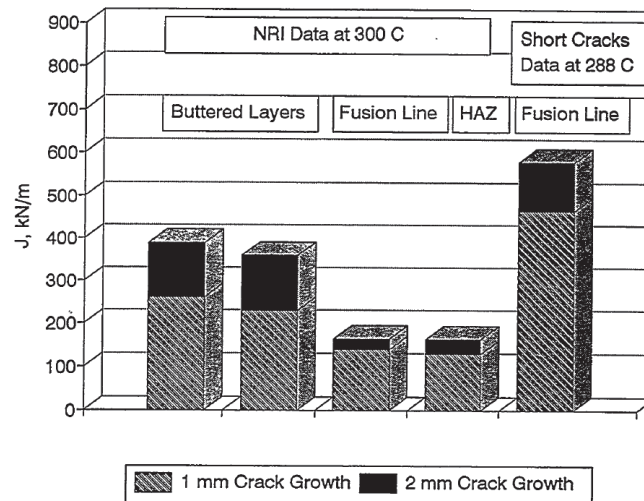


Figure A2-12: Comparaison des valeurs de J pour deux types de soudure bimétallique à différentes localisations du défaut, et pour deux valeurs d'extension de fissure

En outre, les auteurs s'intéressent à des soudures mettant en œuvre un tube en acier ferritique donc le taux de carbone est plus élevé, comme l'acier A508 ou le 23NiMoCr36, couramment utilisés dans les structures nucléaires, et une soudure en acier austénitique. Devaux a étudié ce type de soudure où l'acier austénitique est plus doux que le ferritique. Le comportement de la fissure, initialement placée le long de la ligne de fusion, était complètement différent puisque celle-ci avait tendance à dévier pendant la déchirure pour aller dans la soudure.

Ce phénomène valide les observations précédentes indiquant que la fissure croit vers le matériau dont la limite élastique et la résistance mécanique sont les plus faibles. De plus, la ténacité apparente à l'interface est moins élevée que celle du matériau homogène à cause de la proximité d'une zone plus dure. Une fissure dans ce type de soudure aurait donc tendance à se développer dans la fine bande décarburée de la ZAT où la résistance et la ténacité sont plus faibles : il y aurait donc un risque de rupture plus élevé pour une faible valeur de J.

II. BIMET

II.1. Objectif

Le programme BIMET (Structural Integrity of Bi-Metallic Components) est un programme de recherche européen de trois ans qui a été lancé en 1997. Son objectif était de développer et vérifier les méthodes d'analyse destinées à décrire le comportement ductile d'un défaut circonferentiel à la surface d'une soudure bimétallique [FAI 97]. En effet, les modes mixtes de chargement, l'aspect multi-matériaux et la présence de contraintes résiduelles dans ce type de soudure, comme pour l'étude précédente, compliquent considérablement les analyses d'intégrité. De plus, les analyses classiques de mécanique de la rupture ne peuvent pas s'appliquer à ce cas.

II.2. Soudure

La soudure étudiée au cours de ce programme est une soudure reliant un tube en acier ferritique A508 à un autre tube en acier austénitique 304. Un beurrage en acier austénitique 309L a été réalisé sur le tube en A508, avant de souder les tubes avec un acier austénitique 308L (figure A2-13).

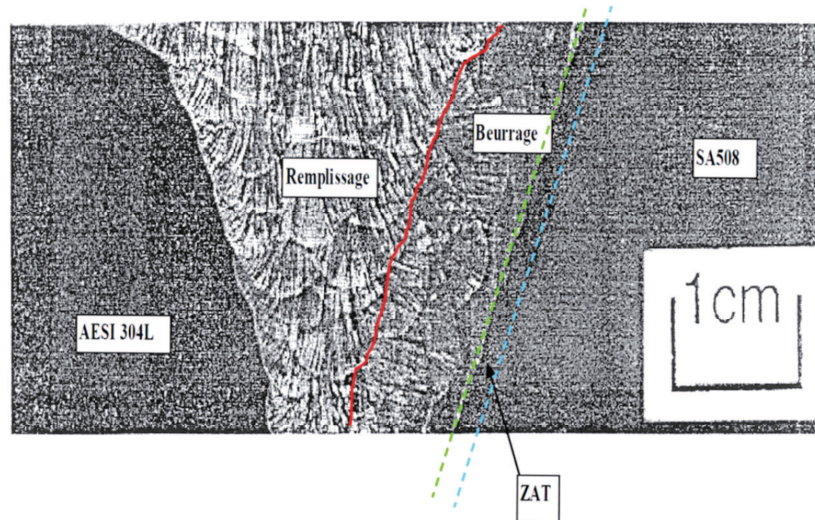


Figure A2-13 : Soudure des maquettes du programme BIMET [GIL 09-1]

Les tubes ont un diamètre de 168 mm, pour une épaisseur de 25 mm. Des tubes en acier plus résistants ont été rabotés de manière à avoir une longueur suffisante. Cinq maquettes ont été fabriquées, dont trois ont servi à la caractérisation des matériaux, et deux à réaliser des essais de rupture par flexion 4 points (BIMET01 & BIMET 02).

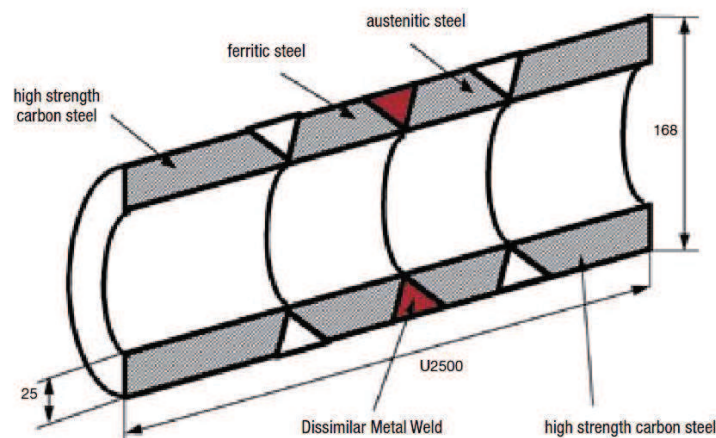


Figure A2-14 : Schéma des maquettes BIMET01 & BIMET02 [TAY 06]

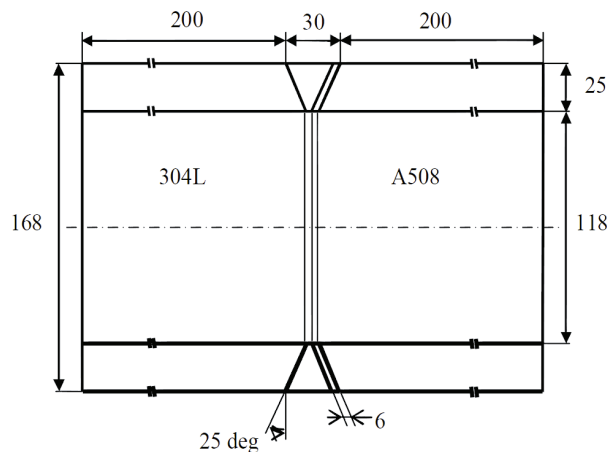


Figure A2-15: Dimensions des différentes parties des maquettes BIMET01 & BIMET02 [GIL 11]

II.3. Caractérisation des matériaux

De la même manière que pour le projet précédent, tous les matériaux ont été caractérisés : l’acier SA508, sa ZAT, le beurrage, le cordon de soudure en acier 308L ainsi que l’acier austénitique 304L. Leurs lois de comportement à 25°C ont été déterminées à partir d’essais de traction sur des éprouvettes axisymétriques dont les profils étaient suivis par vidéo. Celles-ci ont été prélevées dans le sens axial et longitudinal afin de connaître les propriétés dans ces deux directions (figure A2-16).

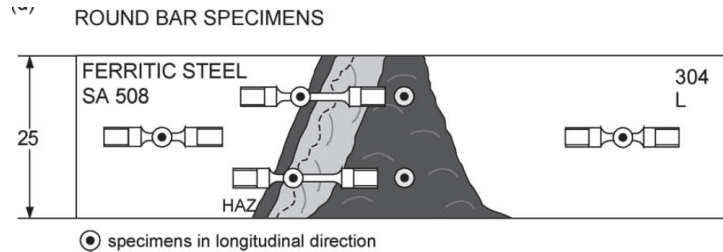


Figure A2-16 : Prélèvement des éprouvettes de traction dans les directions axiale et longitudinale [SCH 04]

Des zones ont également été définies afin de comparer les différences de comportement selon l’épaisseur et la position dans la soudure (figure A2-17).

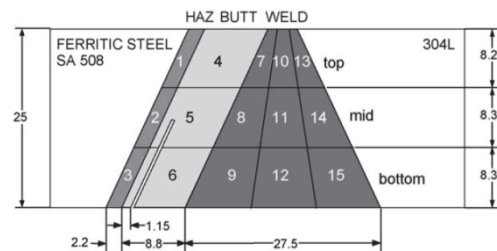


Figure A2-17 : Zones définies à l’intérieur de la soudure bimétallique [SCH 04]

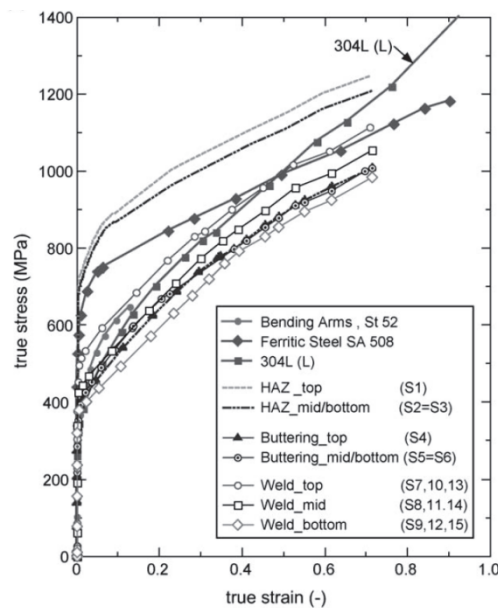


Figure A2-18 : Lois de comportement des matériaux identifiées [SCH 04]

La figure A2-18 montre qu’il y a peu de différences de comportement entre les zones d’un même matériau mais de très importantes entre les différents matériaux.

Des éprouvettes plates à section rectangulaire (1 x 2 mm) ont également été prélevées dans le but de déterminer les contraintes maximales locales atteintes avant la striction pour chaque matériau (SA508, ZAT du SA508, beurrage, soudure et 304L). Comme pour les lois de comportement, les deux mêmes directions ont été étudiées (figure A2-19).

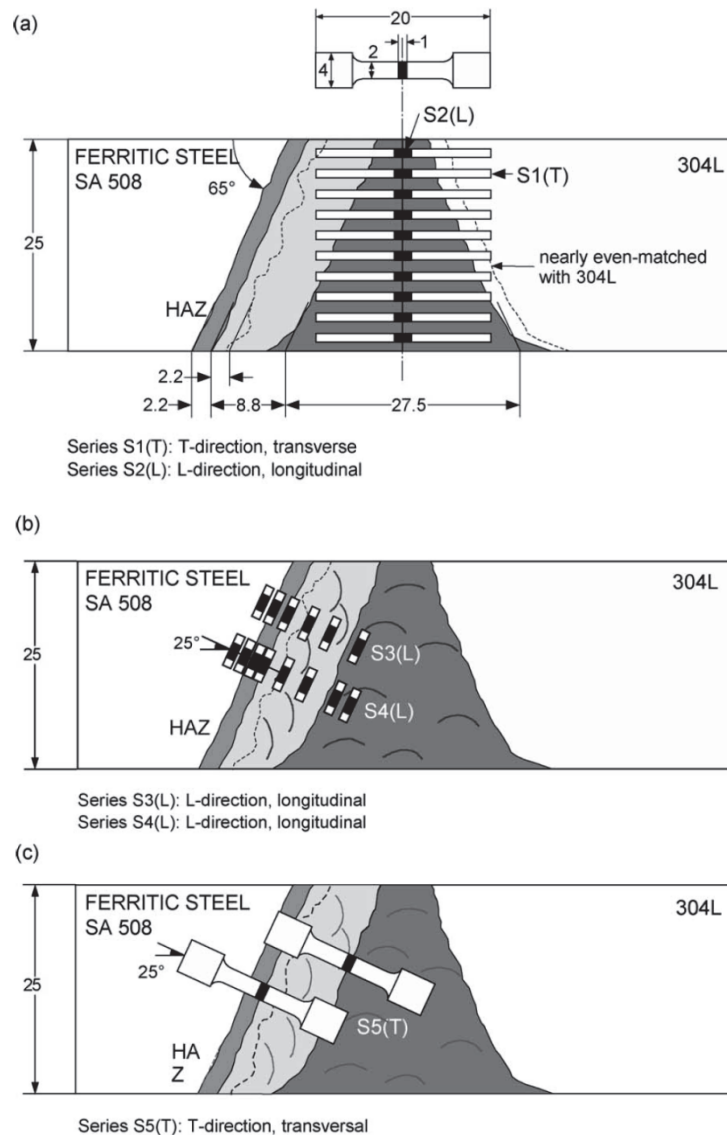


Figure A2-19 : Prélèvement des éprouvettes plates dans les différents matériaux [SCH 04]

Afin de caractériser la ténacité des matériaux, des essais de ténacité ont été réalisés pour ces mêmes zones. Néanmoins, une géométrie particulière d'éprouvette SENB a été utilisée pour caractériser la ligne de fusion entre l'acier SA508 et le beurrage, ainsi que le beurrage. En effet, la géométrie de la soudure et les dimensions des maquettes l'imposaient. Ces éprouvettes étaient pré-fissurées et les plans de rupture étaient placés dans les zones à caractériser, avec les fronts de fissure perpendiculaires aux directions longitudinales et transversales (figure A2-20). La norme ASTM E 1737 a pu être appliquée pour déterminer les intégrales J (figure A2-21).

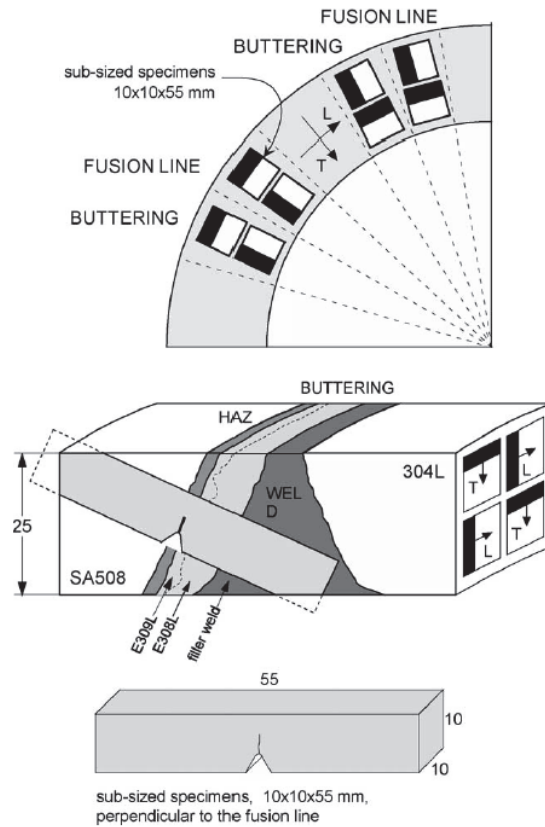


Figure A2-20 : Prélèvement des éprouvettes de ténacité dans la ZAT et le beurrage [SCH 04]

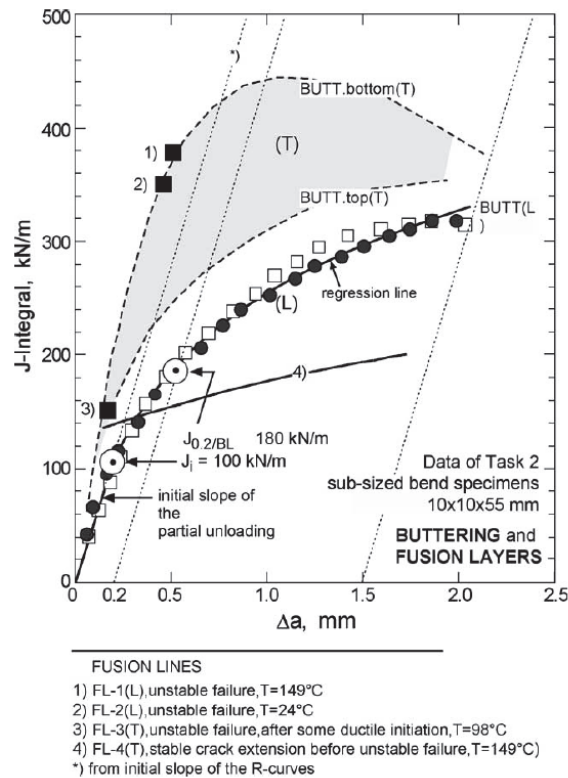


Figure A2-21 : Courbes J-R du beurrage et de la ligne de fusion et détermination des valeurs de J_i à l'amorçage [SCH 04]

Les auteurs ont fait quelques observations notables :

- la ténacité du beurrage dans les deux sens considérés est différente, elle est plus importante dans le sens transversal;
- c'est l'inverse pour la ligne de fusion ;
- pour le beurrage, la ténacité est la même pour les éprouvettes caractérisant la direction longitudinale alors que les deux dans la direction transversale donnent des résultats différents ;
- toutes les éprouvettes caractérisant la ligne de fusion ont rompu de façon instable.

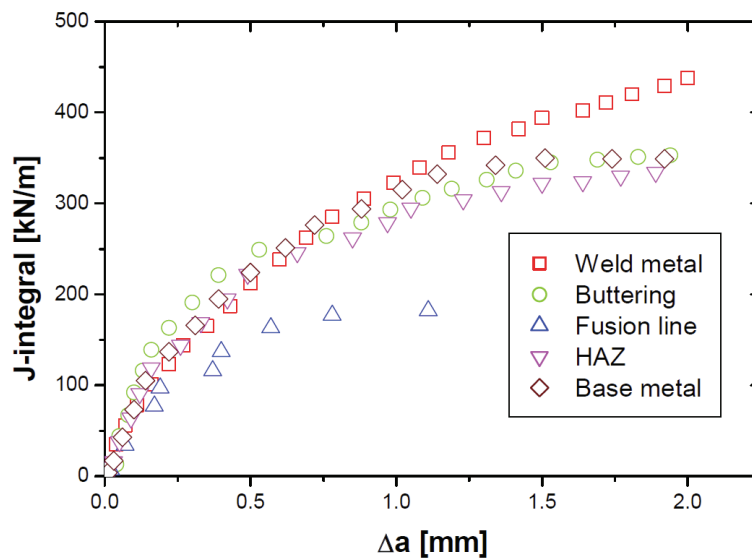


Figure A2-22: Courbes J- Δa des différents matériaux [FAI 08-2]

Les valeurs de $J_{0,2}$ à l'amorçage ont été déterminées pour tous les matériaux (tableau A2-10).

Crack initiation according to $J_{0,2/BL}$ (kN/m)						
Notch orientation	SA 508	HAZ (tested at 149 °C only)	Fusion Line (HAZ-Buttering)	Buttering layer	Weld metal	304L
L	32 ^a	419	379 ^b	179	305	–
		274	347 ^c	170	247	
T	–	218	145 ^d	377	162	–
		263	135 ^e	241	217	

- ^a Brittle and unstable fracture at 24 °C (no evidence for that low value).
^b Unstable fracture, $T = 149$ °C.
^c Unstable fracture.
^d Unstable fracture, $T = 98$ °C.
^e Unstable fracture, $T = 149$ °C.

Tableau A2-10 : ténacités à l'amorçage de la déchirure des matériaux de la soudure [SCH 04]

Une valeur de J_i a pu être déterminée à partir des courbe J-R du beurrage dans la direction L, après avoir identifié précisément la valeur d'avancée de fissure correspondant à l'amorçage à l'aide du CTOD.

Les auteurs ont noté que toutes les éprouvettes avaient rompu de façon ductile, mais non stable, à l'exception de d'éprouvettes tirées de l'acier ferritique qui ont révélé du clivage à 24°C.

Les contraintes résiduelles au sein de la soudure ont également été étudiées (figure A2-23). Les résultats montrent que l'intérieur de la soudure est plutôt soumis à de la compression alors que l'extérieur est en traction, créant ainsi un moment interne à la soudure. De plus, les valeurs des contraintes sont plus élevées à l'interface ZAT de l'acier SA508/beurrage qu'ailleurs dans la soudure. Néanmoins, lors des essais, la plasticité est telle que les effets de ces contraintes sont négligeables.

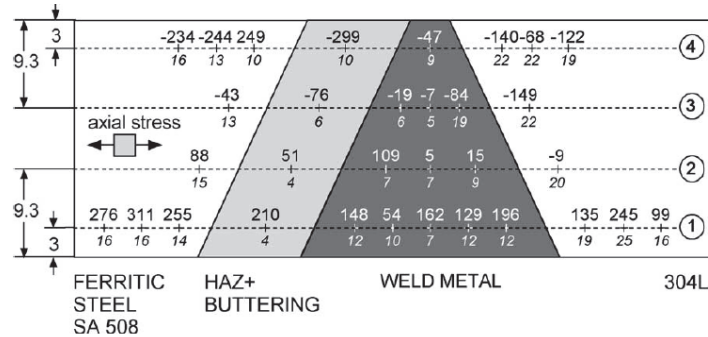
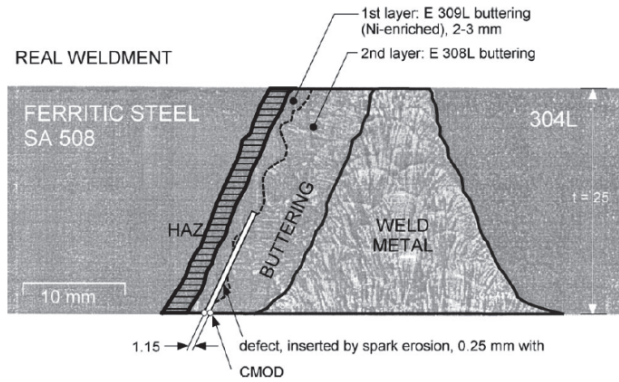


Figure A2-23 : Contraintes résiduelles dans la soudure [SCH 04]

II.4. Essais sur tubes

Sur les deux maquettes tubulaires destinées aux essais de flexion, une entaille mécanique a été usinée avec une machine à électroérosion afin de représenter une fissure circumférentielle conventionnelle, parallèle à l'angle de la soudure (figures A2-24 et A2-25). Celle-ci est située à 1,8 mm de l'interface A508/308L, dans le beurrage. Pour chaque maquette, une profondeur de défaut différente a été choisie : la profondeur du défaut était de la moitié de l'épaisseur pour la maquette BIMET01 alors qu'elle était du tiers pour la BIMET02. En effet, le premier essai était destiné à vérifier la résistance à la rupture et la stabilité de la fissure alors que le second visait à déterminer le comportement de la fissure proche de la ligne de fusion où la ténacité est plus faible.



Figures A2-24 : Entaille mécanique usinée dans les maquettes BIMET01 & BIMET02 [SCH 04]

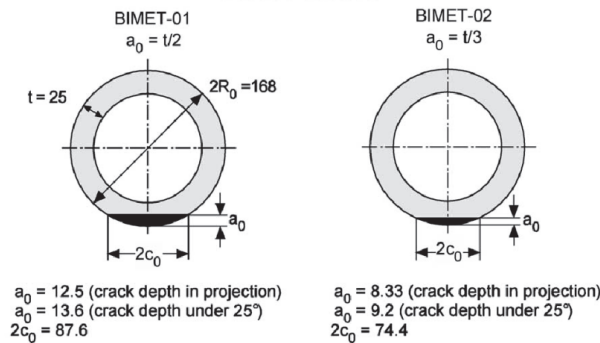


Figure A2-25: Schémas des entailles usinées dans le beurrage [SCH 04]

Des essais de flexion 4-points à 25°C ont été conduits jusqu'à rupture des tubes dans le but de définir les valeurs des moments à l'amorçage et les maximales atteintes, ainsi que les valeurs de J à l'amorçage (figure A2-26).

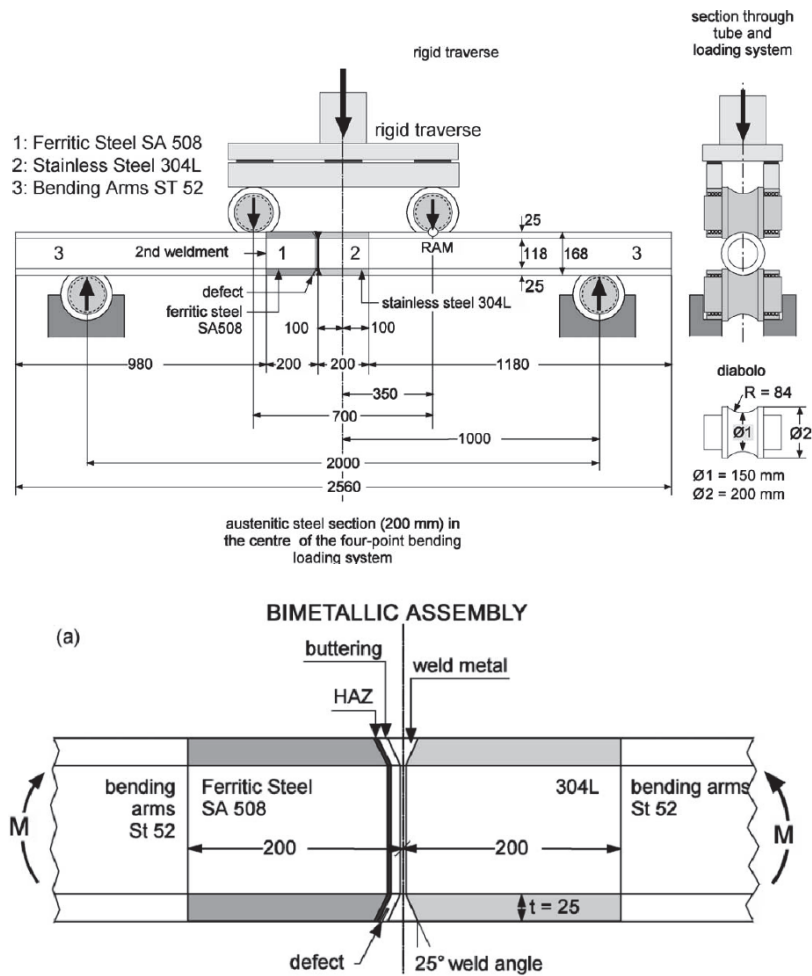
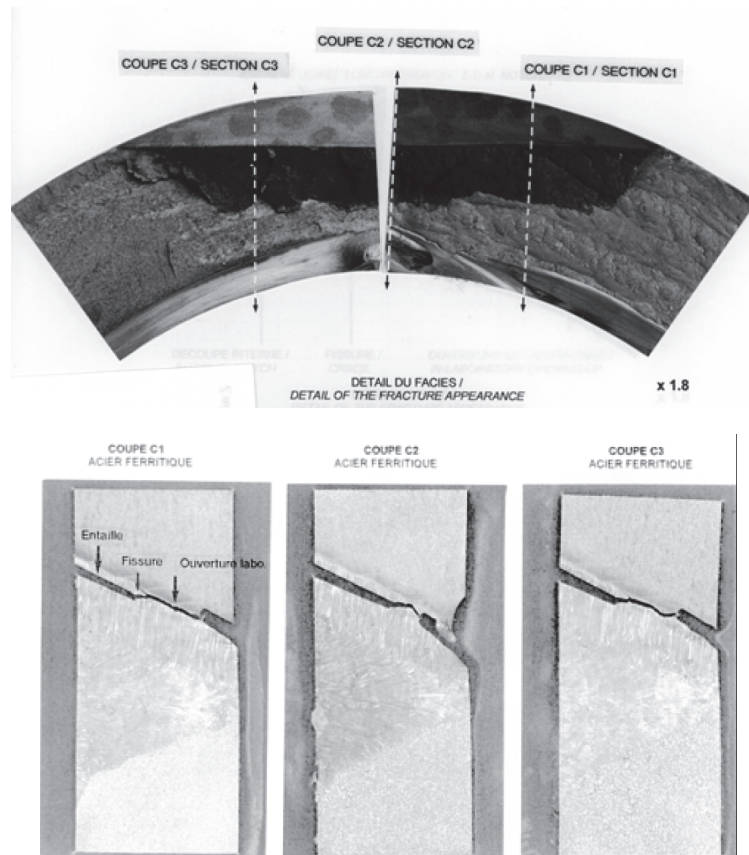


Figure A2-26 : Dispositif expérimental de flexion 4-points [SCH 04]

Par ailleurs, les avancées de fissures, les ouvertures de fissure ainsi que les rotations ont été enregistrées. Dans les deux cas, les fissures ont progressé de façon stable et ductile, dans un plan perpendiculaire à l'axe du tube, jusqu'à atteindre l'interface entre la ZAT du SA508 et le beurrage. Après ce point, pour la maquette BIMET02 dont la déchirure était plus longue, la fissure a continué à se propager en suivant l'interface, sans jamais la traverser (figure A2-27). En outre, les auteurs ont noté que la fissure se développe en profondeur avant de s'élargir dans le sens circonférentiel.



Figures A2-27 : Faciès de rupture du tube BIMET02 et coupes associées montrant la propagation de la fissure suivant l'interface après l'avoir atteinte [FAI 08-2]

Suite aux essais, les acteurs de ce programme ont cherché à vérifier que les méthodes d'analyse de la rupture connues étaient capable de prédire certaines valeurs, comme le moment à l'amorçage, le moment maximum appliqué, ou encore la valeur de J à l'amorçage. Chacun a appliqué une méthode différente, codifiée ou non, basée sur des calculs par éléments finis ou non. De même, les calculs ont été menés en tenant compte, ou non, des contraintes résiduelles (tableau A2-11).

Method	Contributor
<i>EAM</i>	
R6 (FAD)	AEAT
A16-Js	CEA
ETM	GKSS
ETM/ σ_e	GKSS-R
<i>FEA</i>	
FEA-3D, J based	TWI
FEA-3D, δ_5 based	GKSS
Beremin model	Framatome

Tableau A2-11 : Méthodes appliqués par les participants au programme [SCH 04]

La plupart des méthodes de prédiction ont donné des valeurs cohérentes et assez proches des résultats expérimentaux pour les moments. En revanche, les prédictions obtenues avec les calculs par éléments finis très fins n'ont pas donné des résultats de qualité très supérieure aux approches d'évaluation conventionnelles.

Les auteurs ont alors tiré les conclusions suivantes :

- l'effet du mismatch n'est pas aussi important qu'ils ne le pensaient ;
- il est possible de considérer le tube comme un tube quasi-homogène donc le chargement peut être correctement prédit par les approches conventionnelles;
- les conditions critiques, en particulier le moment d'initiation d'amorçage, sont proches du moment élastique, d'où des valeurs pertinentes calculées par les méthodes conventionnelles.

De plus, la prise en compte des contraintes résiduelles n'améliorent que très peu la précision des résultats. Ceux-ci peuvent donc être négligés.

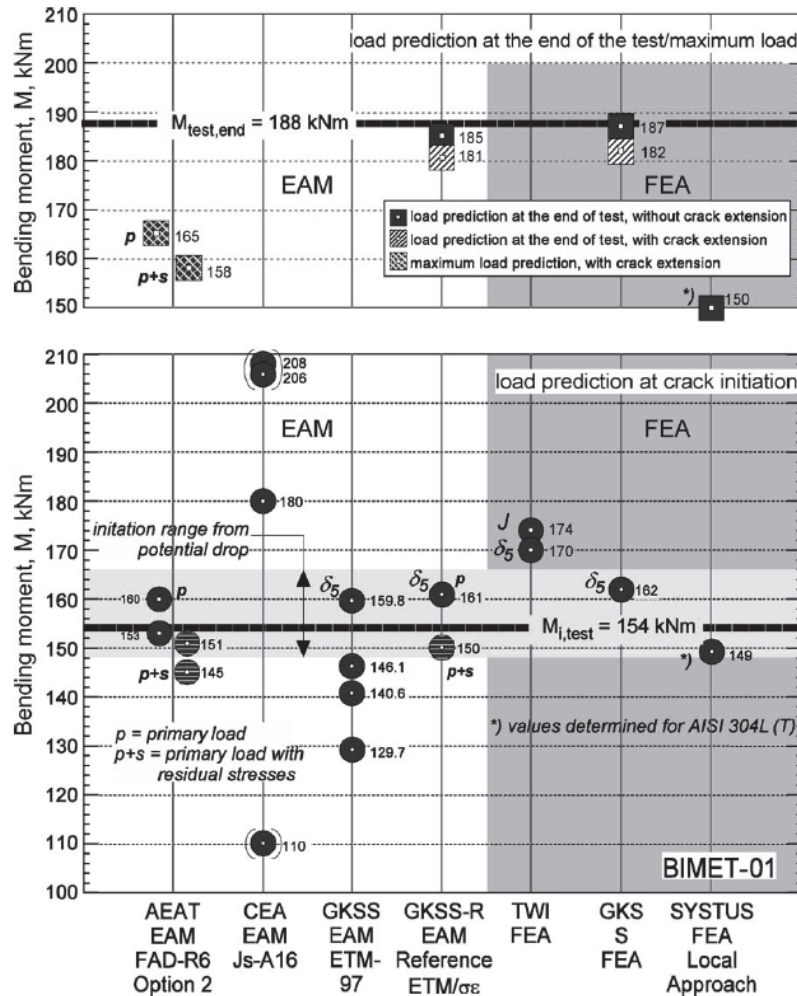


Figure A2-28 : Comparaison des moments prédits aux résultats expérimentaux [SCH 04]

Par ailleurs, d'autres calculs par éléments finis ont été entrepris pour quantifier l'influence des contraintes résiduelles. Des simulations de toutes les étapes de fabrication des maquettes ont été entreprises : le beurrage, son traitement thermique à 600°C, l'usinage du beurrage, la soudure, l'usinage final de la maquette pour la mise aux bonnes dimensions, et l'usinage de l'entaille (figures A2-29 et A2-30).

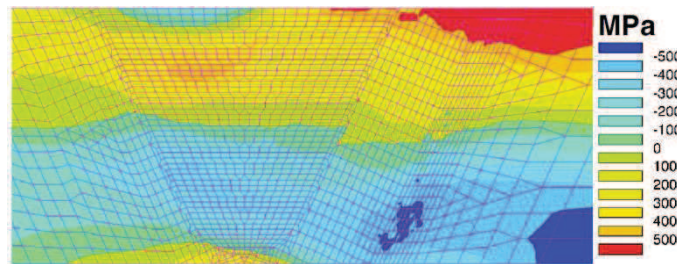


Figure A2-29 : Contraintes axiales après le soudage [BRO 11]

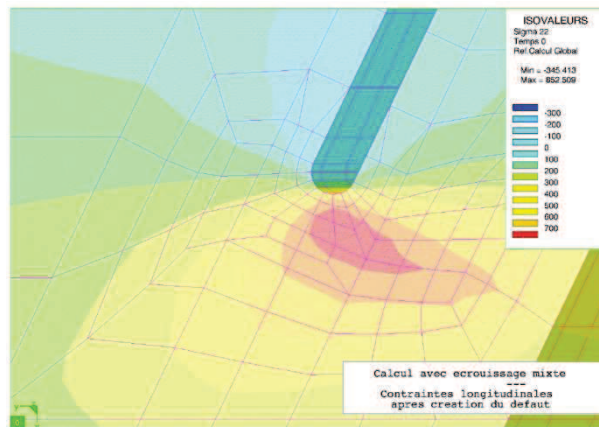


Figure A2-30 : Contraintes axiales après usinage de l'entaille [GIL 09-1]

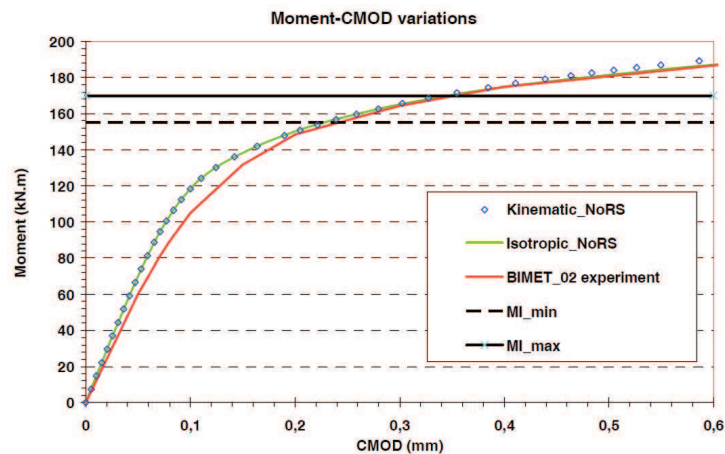


Figure A2-31 : Comparaison des courbes Moment-CMOD expérimentale et obtenue par éléments finis, sans tenir compte des contraintes résiduelles [GIL 09-1]

Les calculs donnent de très bons résultats en négligeant les contraintes résiduelles (figure A2-31). En effet, pour les valeurs de J au chargement maximum, la différence est inférieure à 6%.

Enfin, le modèle de Wilkins a été mis en œuvre pour la prédiction du trajet de la fissure lors de sa propagation. Les calculs par éléments finis ont révélé d'excellents résultats en reproduisant parfaitement le comportement de la fissure (figure A2-32). Celle-ci commence par descendre dans l'épaisseur du tube perpendiculairement à l'axe, puis dévie en atteignant l'interface entre l'acier SA508 et le beurrage.

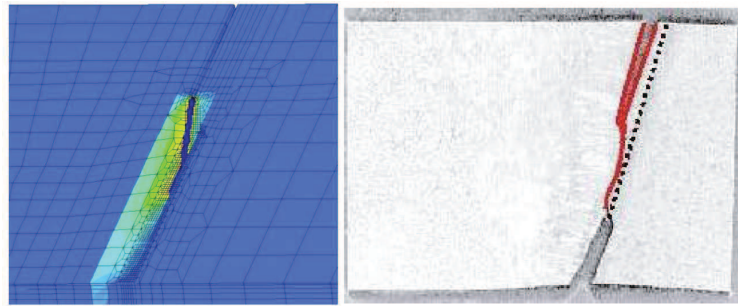


Figure A2-32: Comparaison du trajet de la fissure expérimental à la prédiction du calcul par le modèle de Wilkins [BRO 11]

De même, si la fissure continuait jusqu'au percement de la maquette pour une plus longue propagation, la fissure poursuivrait son extension dans le sens circonférentiel (figure A2-34).

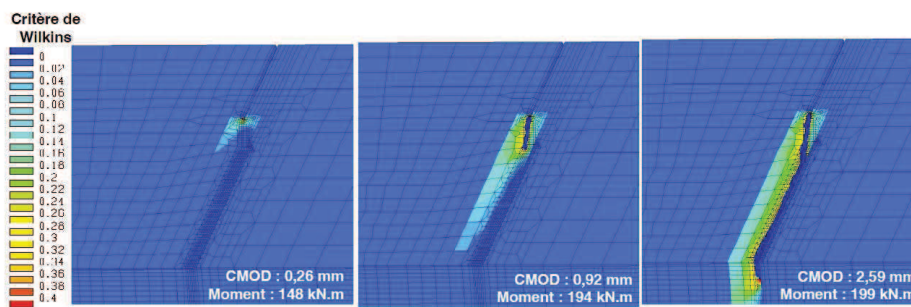


Figure A2-33 : Evolution de la fissure jusqu'au percement du tube

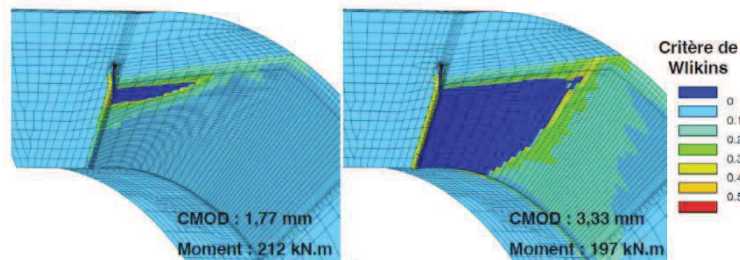


Figure A2-34 : Evolution de la fissure après percement du tube [BRO 11]

II.5. Conclusions

Dans cette étude, différentes approches, incluant des méthodes conventionnelles, des analyses fines par éléments finis, ou encore des modèles d'approche locale (Rice & Tracey, Lederman), ont été mises en œuvre pour prédire le chargement critique d'amorçage de propagation de fissure. Les résultats ont montré qu'il est nécessaire d'utiliser ces différentes approches de façon complémentaire afin de déterminer, avec une plus grande précision que les approches analytiques conventionnelles, les facteurs d'intensité de contrainte ou le chargement élastique maximum.

Lors de l'identification de l'amorçage, il serait préférable d'utiliser le CTOD plutôt que l'intégrale J, ce qui apporterait plus de précision.

Un léger effet des contraintes résiduelles sur la valeur du chargement à l'amorçage de la propagation a été noté. Sans les prendre en compte, cette valeur est surestimée de 6%. Par ailleurs, il a été observé que l'influence de ces contraintes diminue avec l'avancée de la fissure.

Les auteurs concluent que le chargement maximum élastique est le paramètre le plus important lors de l'analyse de la rupture, ce qui implique de connaître avec précision les valeurs des chargements et les valeurs des limites élastiques de tous les matériaux.

En outre, dans les structures hétérogènes, la zone comportant un défaut n'est pas forcément la zone qui pilote le chargement élastique global. Si la fissure n'est pas placée dans la zone la moins résistante, il est nécessaire de vérifier que cette dernière ne va pas rompre à cause d'un chargement plastique trop important.

Enfin, le modèle de Wilkins permet de prédire correctement le trajet de la propagation de la fissure.

III. ADIMEW

Dans la continuité du programme BIMET, ADIMEW (Assessment of Aged piping Dissimilar Metal Weld integrity) est un programme de recherche Européen qui a été lancé en 2000 et qui a duré trois ans. Son objectif principal était d'évaluer la performance d'un benchmark dans l'analyse d'un essai de flexion 4 points [TAY 06]. Comme pour BIMET, la maquette était constituée d'un tube en acier ferritique A508 cl.3, soudé à un autre en acier austénitique 316L. Avant la soudure en acier A308L, un beurrage composé de 308L et de 309L avait été réalisé.

Une entaille a été usinée dans le beurrage près de l'interface entre l'acier A508 et le beurrage, c'est-à-dire à l'emplacement où un défaut est le plus nocif pour ce genre de composant. En réalité, deux maquettes ont été fabriquées : une pour l'essai de flexion et l'autre pour mesurer les contraintes résiduelles, déterminer les lois de comportement des matériaux, réaliser des essais de ténacité etc...

III.1.Soudure

Un beurrage mixte composé d'acier austénitique 308L et de 309L, plus riche en Cr et en Ni, a été réalisé sur le tube en acier ferritique en A508. Après, l'usinage du chanfrein au niveau du beurrage et la réduction du diamètre de cette partie, les deux tubes ont été soudés avec un acier austénitique 308L (figure A2-35). Un traitement thermique suivant les recommandations a été mis en œuvre avant d'usiner le diamètre extérieur de toute la maquette de façon à avoir un diamètre de 453 mm et une épaisseur de 51 mm.

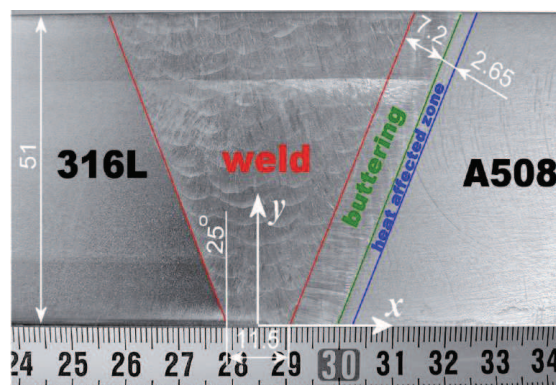


Figure A2-35 : Soudure ADIMEW [GIL 09-2]

III.2. Caractérisation des matériaux

Un programme expérimental conséquent a été entrepris pour définir toutes les caractéristiques mécaniques de la soudure (tableau A2-12). En effet, le tableau présente l'ensemble des essais qui ont été réalisés et les objectifs de chaque essai.

Organisation	Specimen type	Specimen dimensions (mm) B, W, L	Specimen location	Number of tests and temperature		Type of test and standard
				25 °C	300 °C	
Framatome ANP	CVN	10,10,55	BU _{FL}	8	8	transition curve
	CVN	10,10,55	BM1, BM2 WM	8	8	to define upper shelf
	CT 25 SG	25,50	BU _{FL}	≥3**	≥5**	J _{IC} , K _{JC} , J _R (full size R-curve)
TWI	SENB normal	20,40,100	BU _{FL}		3**	J _R unloading compliance
	SENB sub size	10,10,55	BU _{FL} FL _{BU} CGHAZ WM		3 2 1 3	J _R unloading compliance
VTT	SENB sub size	10,10,55	BU _{FL} FL _{CGHAZ} WM	2* 2* 2		J _{IC} , K _{JC} , J _R (sub size R-curve) ASTM E1737-96
	SENB sub size	10,10,55	BU _{FL} FL _{CGHAZ}	4* 4*		mixed mode R-curve
	Tensile/round bar	Φ = 2...5 mm	BU _{FL} BU WM BM1 BM2	2 2 2 2 2	2 2 2 2 2	stress-strain/strength, deformation parameters
	Tensile/flat miniature	cross section of 1 × 2 mm ²	BU _{FL} FL _{CGHAZ} WM	2 2 2	2 2 2	local tensile properties
	BZF	CT25	25,50,60	BU _{FL}	1	4

- BU_{FL} indicates the notch is located in the weld buttering 1-2 mm from the fusion line
- FL_{BU} indicates the notch is located on the fusion line tending towards the buttering side
- CGHAZ indicate the notch is located in the coarse grained heat affected zone
- WM indicates that the notch is located in the bulk weld metal, with the notch direction parallel to the fusion line in all cases
- BM = base material (BM1 = ferritic, BM2 = austenitic)

Tableau A2-12: Matrice d'essais de caractérisation de la soudure [FAI 08-1]

Des essais de traction ont donc été réalisés pour déterminer les lois de comportement de tous les matériaux à 20°C et 300°C, en prélevant des éprouvettes axisymétriques dans chaque zone. Pour tous les matériaux, les éprouvettes ont été prélevées dans le sens axial à l'exception de celles destinées à caractériser le beurrage, parallèles au beurrage. Le tableau A2-13 présente les principales caractéristiques.

Material	Temperature T [°C]	Young's Modulus E [MPa]	Proof Stress R _{p0.2} [MPa]	Tensile Strength R _m [MPa]
316L BM	20	186000	294	592
316L BM	300	139000	213	453
A508 BM	20	201000	513	671
A508 BM	300	172000	463	640
A508 CGHAZ	20	201000	677	782
E308L WM	20	194000	370	636
E308L WM	300	165000	346	441
E309L BU	20	197000	418	615
E309L BU	300	171000	349	462
BU _{FL} *	20	197000	384	615
arms	20	201000	591	711
arms	300	172000	566	679

*first buttering layer, ~0.5 mm from fusion line

Tableau A2-13: Résultats principaux des essais de traction [TAY 06]

La limite élastique de l'acier austénitique 316L est la plus faible de toutes (figure A2-36). La soudure est en under-match du côté de l'acier ferritique alors qu'elle est en situation opposé du côté du 316L. Comme pour BIMET, des essais complémentaires ont été faits avec des éprouvettes plates de section 1 x 2 mm à différentes épaisseurs (un tiers et deux tiers) dans la soudure. Les valeurs obtenues à 20°C correspondaient tout à fait avec les précédentes à l'exception de celles associées à la ZAT de l'acier SA508. En effet, ces essais ont révélé des valeurs beaucoup plus élevées à l'interface entre la ZAT du SA508 et le beurrage.

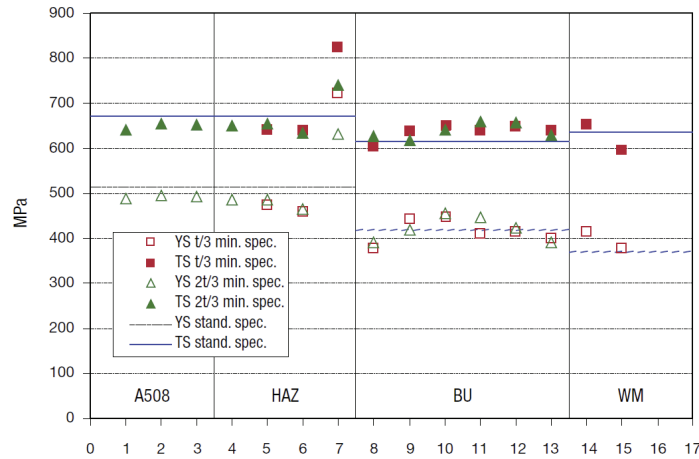


Figure A2-36: Limites élastiques et résistances mécaniques des éprouvettes axisymétriques et des plates à 20°C [TAY 06]

Les observations correspondent aux mesures qui ont été effectuées pour caractériser la dureté des matériaux (figure A2-37).

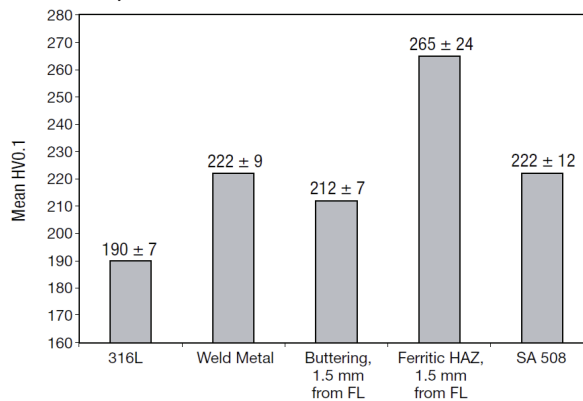


Figure A2-37 : Duretés moyennes des matériaux [FAI 08-1]

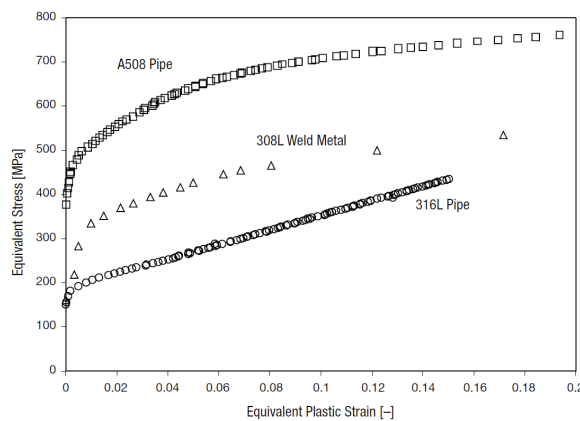


Figure A2-38 : Courbes de traction des matériaux de la soudure à 300°C [FAI 08-1]

Des essais de résistance à la rupture ont été conduits à température ambiante avec des éprouvettes SENB. Les courbes J- Δa ont été identifiées pour chaque zone ainsi que les valeurs de J_{IC} selon la norme ASTM 1820 (figures A2-38 et A2-39).

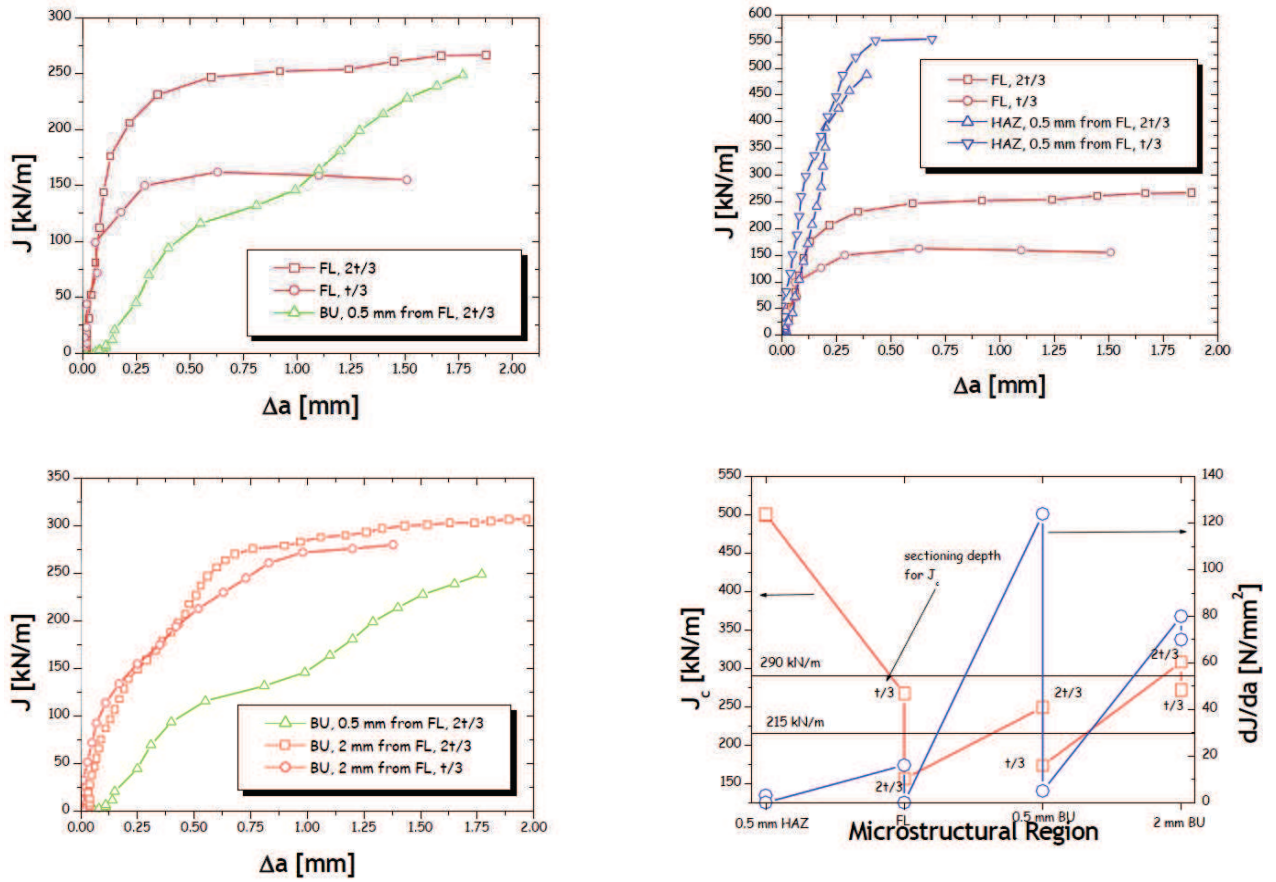


Figure A2-39: Courbes J- Δa des différents matériaux et valeurs de J_{IC} à température ambiante [FAI 08-1]

Des essais Charpy ont été réalisés pour caractériser la ténacité des métaux de base à 20°C et 300°C. En revanche, pour le beurrage proche de la ligne de fusion, la ténacité a été caractérisée entre -40°C et 300°C de façon à pouvoir décrire une partie de la transition fragile-ductile. Les auteurs ont estimé que le palier ductile commençait à 20°C (figure A2-40).

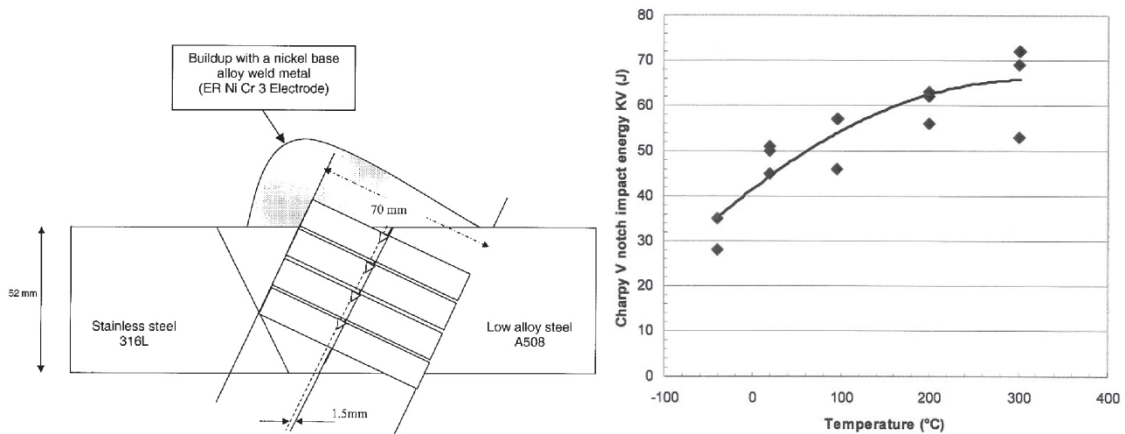


Figure A2-40 : Prélèvement des éprouvettes pour les essais Charpy dans le beurrage et ténacité du beurrage proche de la ligne de fusion [FAI 08-1]

Pour compléter les données, des essais sur éprouvettes CTJE25 pré-fissurées ont permis de déterminer les courbes J-R du beurrage à 20°C et à 300°C, ainsi que d’identifier les valeurs importantes de J ($J_{0.2}$, $J_{0.5}$, J_1 ...).

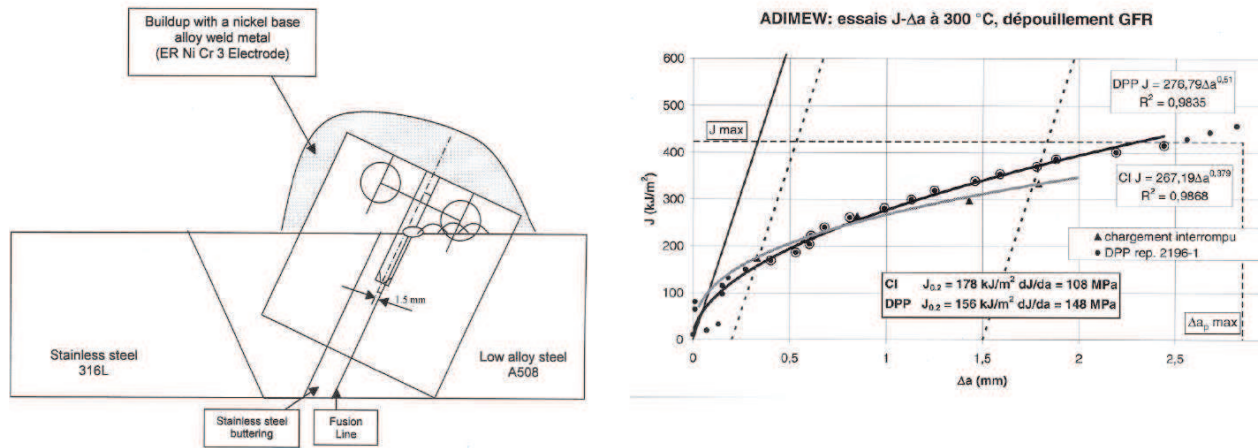


Figure A2-41 : Prélèvement des éprouvettes CTJE25 avec plan de rupture dans le beurrage proche de la ligne de fusion et courbes J-R obtenues à 300°C [FAI 08-1]

Afin d’évaluer la transférabilité des valeurs de J obtenues pour le beurrage, des essais sur éprouvettes SENB ont permis d’obtenir également les valeurs caractéristiques ($J_{0.2}$, $J_{0.5}$, J_1 ...) à 300°C. De plus, des essais complémentaires sur éprouvettes CT sans pré-fissure, mais uniquement avec entailles usinées, ont été conduits à 300°C. Ces derniers devaient permettre de définir l’influence de la géométrie de défaut avec des largeurs d’entailles différentes, placées à des distances différentes du beurrage.

Specimen type	Dimensions B, W, L mm	Procedure	Temp. °C	Notch location	No. tests	Specimen	$J_{0.25}$ kJ/m ²	Notes
SENB	10, 10, 55	BS	300	FL	2	A2-3 A3-1	50 62	Crack deviation
	10, 10, 55			$BU_{1.5}$	2	A2-2 A3-3	58 53	
	20, 40, 100			$BU_{1.5}$	3	W01-04 W01-05	63 59	
CT	CT-25	GFR	300	$BU_{1.5}$	2	Single spec Multiple spec.	156 178	Crack deviation and tunnelling
CT, with notch instead of fatigue pre-crack	CT-25 Radius 0,2	ASTM	300	BU_1	1	BZF-4	130	
	CT-25 Radius 0,2			BU_2	1	BZF-2	266	
	CT-25 Radius 0,1			BU_2	1	BZF-1	221	
SENB	10, 10, 55	BS	300	WM	3	Average	162	
	10, 10, 55		300	A508 CGHAZ	3	A3-2	137	
SENB	10, 10, 55	ASTM	20	FL	2	03 06	267 156	
	10, 10, 55			$BU_{1.5}$	2	03 06	173 249	
	10, 10, 55			BU_2	2	03 06	272 308	
notched CT	CT-25 Radius 0,2	ASTM	20	BU_2	1	BZF-5	345	
CT	CTJE25 B = 25	GFR	20	$BU_{1.5}$	2 + 1	Single spec	216 215	

Notes:
 All the specimens were pre-cracked to give $a/W \approx 0.5$.
 $J_{0.25}$: this term is used to indicate the crack initiation value derived from the intersection of 0.2 mm offset blunting line with the J vs. a data, although the definition of blunting line slope varies according to the test procedure followed.
 BU_{xx} indicates the notch is located in the weld buttering at a distance "xx" mm from the fusion line.
 FL indicates the notch is located on the fusion line tending towards the buttering side.
 The pre-crack or notch orientation is parallel to the fusion line in all cases.
 For the VTT tests the sectioning depth from surface (03 = 1/3 t or 06 = 2/3 t) is noted.

Tableau A2-14 : Valeurs de $J_{0.2}$ obtenues pour les différents essais à 20°C et 300°C [TAY 06]

Aucun standard n’existait pour les essais de rupture d’éprouvette multi-matériaux, les différents acteurs ont suivi les procédures destinées aux éprouvettes mono-matériau pour obtenir ces résultats (tableau A2-14). Cependant, certaines valeurs de J à l’amorçage n’étaient pas valides à cause, par exemple, de la déviation de la fissure. Les courbes Force – Ouverture de fissure ont donc été utilisées pour déterminer les différentes valeurs de J , comme cela avait été fait pour BIMET. Dans le programme précédent, il avait été préconisé d’utiliser le CTOD pour identifier précisément l’amorçage, ce qui a donc été fait ici.

Comme la tableau A2-14 le montre, c’est le beurrage qui présente la plus faible résistance à la déchirure. Néanmoins, les valeurs varient énormément selon le type d’éprouvette. Les auteurs attribuent ces écarts sur CT aux effets de tunnel ou encore aux déviations de fissure qui s’éloignent de la ligne de fusion pour aller vers le centre de la soudure.

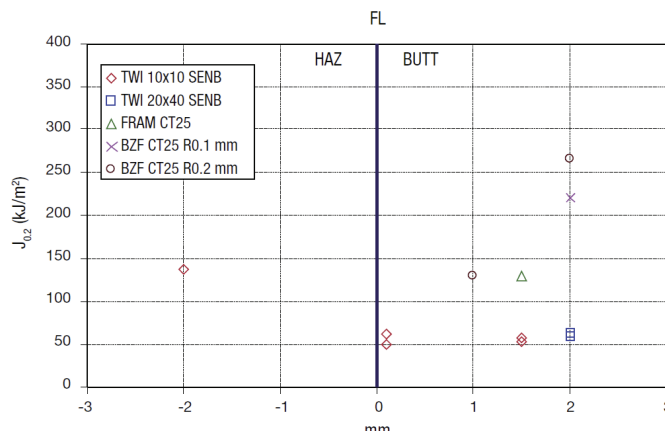


Figure A2-42 : Valeurs de $J_{0.2}$ à 300°C selon la distance à la ligne de fusion [TAY 06]

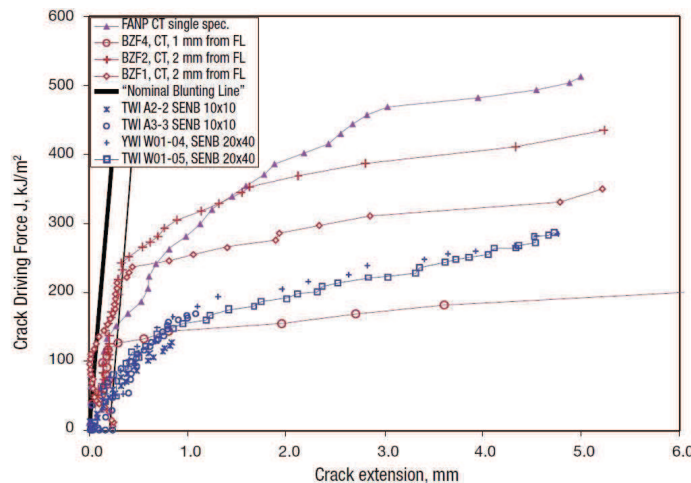


Figure A2-43 : Courbes de résistance à la déchirure du beurrage à 300°C [TAY 06]

Par ailleurs, les éprouvettes CT sans pré-fissure ont donné des valeurs de $J_{0.2}$ plus élevées que celles qui en avaient. Les auteurs attribuent cet écart à l’interprétation qui a été faite de la droite d’émoussement. Néanmoins, les essais à température ambiante confirment les résultats à 300°C.

Toutefois, les auteurs précisent que l’estimation de J devrait être réalisée en définissant mieux sa composante plastique à partir du facteur η , lié à la valeur CMOD, comme le recommandent Wang et al. Ils n’en ont pas tenu compte, ni dans BIMET, ni pour ADIMEW, et ont appliqué les procédures classiques adaptées aux éprouvettes mono-matériau, où des valeurs prédéfinies sont attribuées à η . Des erreurs de l’ordre de 7% ont été estimées.

Les auteurs concluent que la distance de la fissure par rapport à la ligne de fusion est un facteur important. En effet, la résistance à la déchirure varie en fonction de ce paramètre à cause des variations de microstructures ou encore de la triaxialité.

De nombreuses recommandations ont été faites à partir de ces résultats d'essais afin d'améliorer la justesse des résultats sur de futures études.

De la même façon que pour BIMET, les contraintes résiduelles dans la soudure ont été mesurées par diffraction neutronique et par la méthode du trou, dans les différentes directions. Des simulations de tout le procédé de fabrication de la maquette, y compris le traitement thermique, ont été entreprises pour évaluer la pertinence des prédictions de ces contraintes résiduelles (figure A2-44).

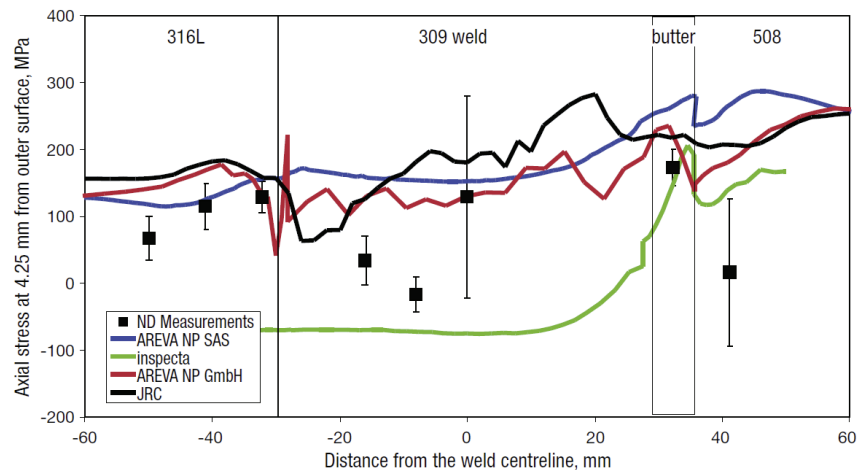


Figure A2-44 : Comparaison des contraintes résiduelles axiales mesurées aux valeurs prédites [TAY 06]

III.3. Essai de flexion sur tube

Un essai de flexion 4 points a été réalisé sur tube à 300°C, car c'est la température nominale de fonctionnement de ce type de tube avec soudure dans une installation nucléaire (figure A2-46). Au préalable, une entaille avait été usinée dans le beurrage, à 1.5 mm de l'interface entre le beurrage et la ZAT de l'acier ferritique SA508. Celle-ci est parallèle à l'interface (figure A2-45).

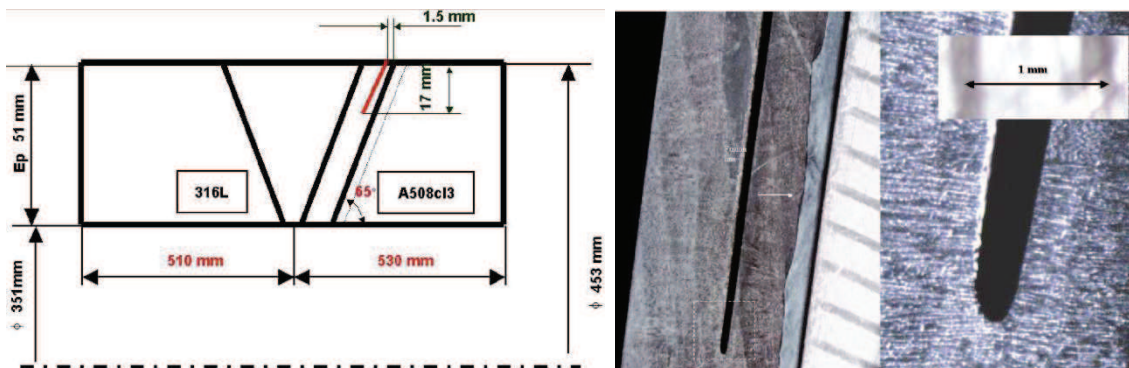


Figure A2-45: Insertion du défaut dans la soudure [FAI 08-1]

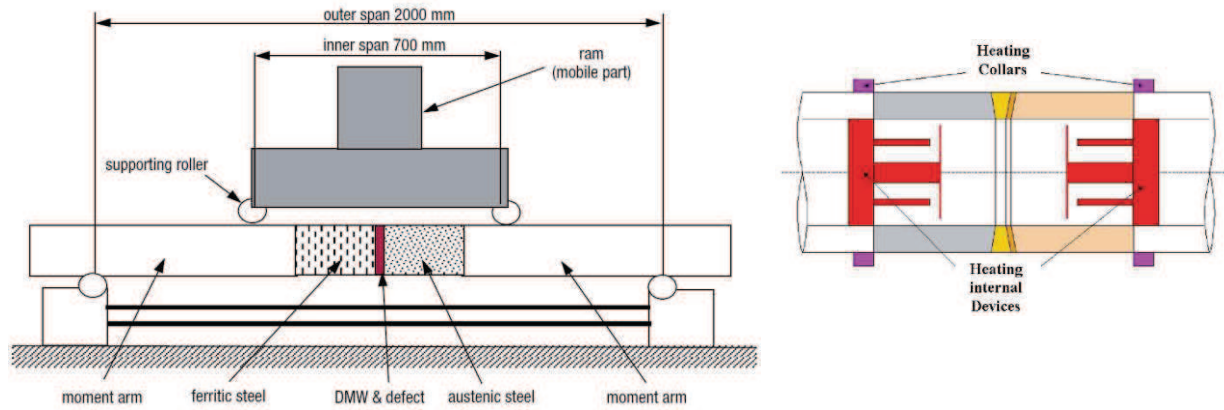


Figure A2-46: Dispositif expérimental de l'essai de flexion et principe de chauffage du tube [FAI 08-1]

De la même manière que BIMET, les efforts, les moments, les déplacements de vérin, les rotations et l'ouverture de fissure ont été mesurés. Toutes les données ont été exploitées pour obtenir les valeurs des moments à l'amorçage de la déchirure, les moments maximum, l'avancée de fissure etc...

La fissure s'est propagée de façon stable et seule de la déchirure ductile a été observée (figure A2-47). Comme pour BIMET, la fissure a cru dans une direction perpendiculaire à l'axe du tube jusqu'à atteindre l'interface beurrage/ZAT du SA508, puis celle-ci a suivi l'interface sans la traverser (figure A2-48).

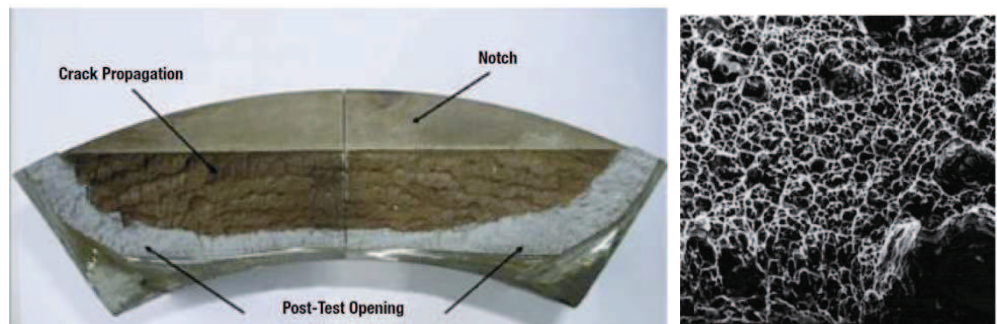


Figure A2-47 : Faciès de rupture du tube et observation MEB de celui-ci [FAI 08-1]

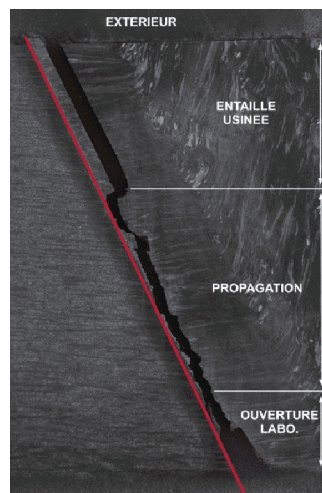


Figure A2-48 : Propagation de la fissure [KAY 03]

Les valeurs critiques à l’amorçage (J, moment, CTOD etc...) ont pu être identifiées.

En outre, différentes approches ont été mises en œuvre par les groupes de travail pour vérifier si elles permettent de reproduire correctement l’essai de flexion sur le tube (tableau A2-15). Aussi, celles-ci traitent différents aspects : l’identification du moment critique d’amorçage de propagation, de la valeur de J correspondante, la valeur du moment maximum atteint ou encore l’avancée de la fissure.

No.	Organisation	Project Involvement	Refs.	Scope of Analyses
1	AREVA NP SAS	ADIMEW & NESC-III	[76-79]	FE cracked body analysis, FE local approach models
2	TWI	ADIMEW	[80, 81]	FE cracked body analysis
3	CEA	ADIMEW & NESC-III	[82, 83]	FE cracked body analysis and J-G _p engineering approach
4	Serco Assurance	ADIMEW & NESC-III	[62]	SINTAP FAD method
5	Bay Zoltan Institute	ADIMEW	[84, 85]	FE cracked body analysis
6	MAT-TEC	NESC-III	[86-89]	FE + engineering approach
7	NRI	NESC-III	[90, 91]	Modified R6 FAD analysis for tearing and stability limit
8	GRS	NESC-III	[92]	FE cracked body analysis; engineering estimate of tearing
9	VUJE	NESC-III	[93]	FE cracked body analysis
10	DNV	NESC-III	[94]	FE cracked body analysis; R6 FAD assessment
11	NRG	NESC-III	[95]	FE cracked body analysis
12	LEI	NESC-III	[96]	FE cracked body analysis

Tableau A2-15 : Approches entreprises par les différents groupes de travail [TAY 06]

Les calculs par éléments finis ont donné, pour la plupart, de bons résultats par rapport aux résultats expérimentaux, sans tenir compte des contraintes résiduelles. Les auteurs ont connu de grandes difficultés pour les calculs de déplacement des vérins car l’incox a plastifié avant l’amorçage de la déchirure, ce qui a déstabilisé l’équilibre des moments. Finalement, ils sont parvenus à reproduire le comportement général en surestimant légèrement les efforts dans les vérins. En revanche, les courbes Force-Déplacement des vérins, ou Moment-CMOD sont pour, plusieurs approches, extrêmement pertinentes (figure A2-49). De même, certaines courbes J-Moment sont en parfait accord avec la fourchette de valeurs de J à l’amorçage identifiées lors des essais sur éprouvettes SENB et CT. Cette dernière remarque montre bien que J est un critère tout à fait pertinent pour détecter l’amorçage. Par ailleurs, une plage de valeurs de CTOD à l’amorçage de la propagation avait été déterminée : la valeur minimale provient des essais sur éprouvettes SENB alors que la maximale correspond à celle obtenue lors de l’essai BIMET.

Les courbes CTOD-Moment ont bien reproduit un amorçage entre ces deux valeurs. Enfin, il était nécessaire de déterminer la valeur du moment maximum pour l’injecter dans d’autres approches. Comme les efforts dans les vérins étaient légèrement surestimés, la valeur maximale du moment l’est également (4,3%).

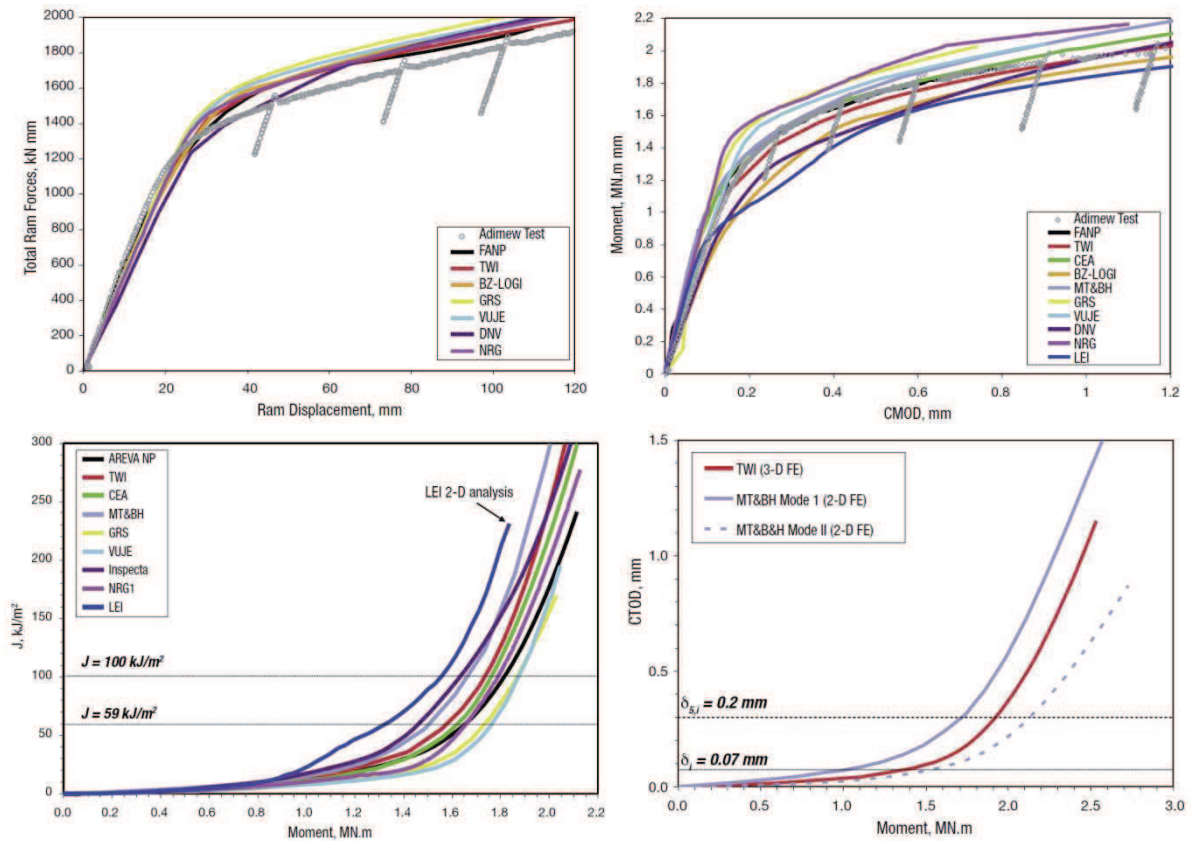


Figure A2-49 : Courbes résultats [TAY 06]

Comme pour BIMET, des approches globales ont également été évaluées, telles que la méthode R6 et la méthode J_I -G_{fr}. Ces méthodes, dites plus simples à mettre en œuvre, font de fortes hypothèses de simplification, comme considérer que la fissure ne dévie pas, mais donnent des résultats très intéressants sur l'avancée de fissure en fonction du moment par exemple.

En effet, lors de l'utilisation de la méthode J_I -G_{fr}, le CEA a déterminé les paramètres nécessaires à partir des essais sur éprouvettes CT. En partant de ceux-ci, la courbe Moment- Δa du tube a pu être prédite avec une bonne précision (figure A2-50). En revanche, juste après l'amorçage, la propagation n'est pas très bien reproduite. On comprend bien alors l'utilité de coupler la méthode de calcul par éléments finis avec des approches globales car celles-ci sont complémentaires : les éléments finis décrivent mieux l'amorçage et les petites propagations alors que les approches globales décrivent mieux les grandes propagations.

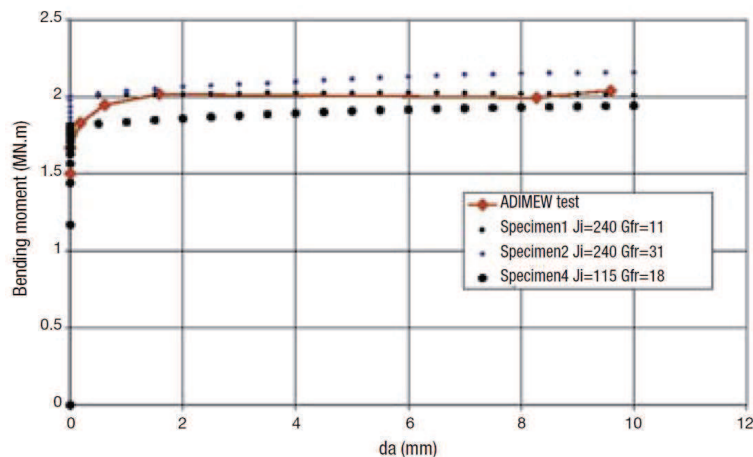


Figure A2-50 : Comparaison des résultats expérimentaux et de la méthode J_I -G_{fr} pour décrire l'avancée de fissure en fonction du moment [TAY 06]

Enfin, dans le but de prédire l'extension de fissure et sa direction de propagation qui dépend de la triaxialité, des modèles d'approches locales ont été nécessaires. Les modèles de Rice-Tracey, de Gurson-Tvergaard-Needleman et de Wilkins ont été exploités pour étudier ces aspects.

Le premier a donné de bons résultats, par rapport aux résultats expérimentaux, jusqu'à une certaine propagation (figure A2-51). Le second a également très bien fonctionné mais uniquement pour une propagation beaucoup plus faible. Quant au modèle de Wilkins, c'est celui qui a donné les meilleurs résultats, même pour de grandes propagations (figure A2-52): il décrit assez bien l'ouverture de fissure, le trajet de la fissure et son avancée en profondeur etc...

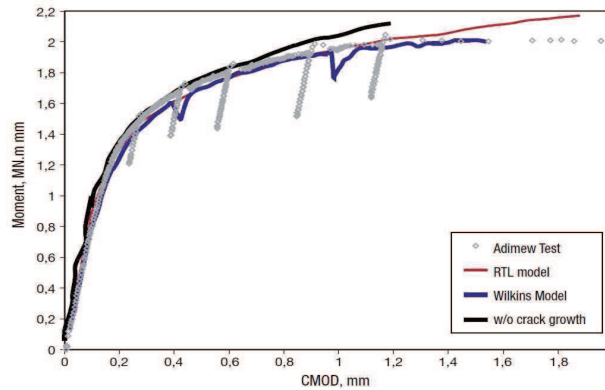


Figure A2-51 : Courbes Moment-CMOD des différents modèles d'approche locale [TAY 06]

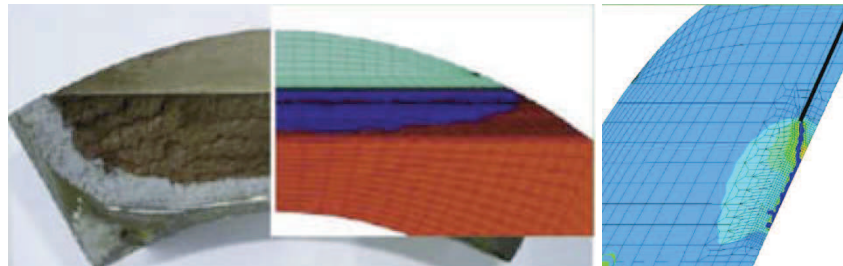


Figure A2-52 : Prédiction de la propagation avec le modèle de Wilkins [TAY 06]

III.4. Conclusions

Les auteurs ont retiré des enseignements importants de ce programme. Tout d'abord, aucun clivage n'a été observé, ce qui correspond aux attentes du secteur. De plus, la fissure se propage de façon stable et ductile. Celle-ci, influencée par la triaxialité, a dévié vers l'acier ferritique SA508 mais est restée dans le beurrage en acier austénitique 308L dont la limite élastique est plus faible. La déchirure n'a pas forcément lieu dans le matériau qui a la plus faible ténacité. L'étude a aussi montré que les contraintes résiduelles n'ont qu'une très faible influence sur les résultats de calculs. Par ailleurs, la forme du défaut s'est avérée être un paramètre important jouant sur les valeurs de J, tout comme la distance entre la fissure et l'interface SA508/308L. Contrairement à ce qui avait été supposé à cause de la concentration de contraintes à l'interface et du mismatch, la ténacité proche de la ligne de fusion n'est pas plus élevée que dans le beurrage.

L'amorçage a été prédit grâce à la détermination de valeurs de J ou de CTOD sur des éprouvettes, ce qui montre que ces critères sont bien transférables dans ce cas et permettent une bonne estimation de ce moment critique. En outre, les différentes approches qui ont été mises en œuvre ont donné de très bons résultats et sont en mesure de prédire correctement l'essai de flexion, à condition de combiner des approches globales à des approches locales, qui sont complémentaires. Enfin, les auteurs concluent que les grands principes et les méthodes qu'ils préconisent pour l'étude de soudures multi-matériaux peuvent être applicables à d'autres cas tels que les soudures en inconel.

IV. Références

- [BRO 11]** A .Brosse, P. Gilles, S. Gallée, "Prédiction du comportement des grandes déchirures sur des joints soudés", CSMA, 10e Colloque National en Calcul des Structures, 9-13 mai 2011, Presqu'île de Giens (Var).
- [CHA 04]** S. Chapuliot, Y. Kayser, "Complement of the interpretation of the ADIMEW test on a cracked pipe containing a bimetallic weld, CEA Rapport DM2S", Ref. SEMT/LISN/RT/04-016/A, June 2004.
- [FAI 99]** C. Faidy - G. Chas, S. Bhandari, et al, "BIMET : structural integrity of bi-metallic components", FISA-99, Luxembourg, 2001, vol. 209, n° 1-3, pp. 79-85.
- [FAI 03]** C. Faidy et al, "Assessment of aged piping dissimilar metal weld Integrity (ADIMEW)", FISA, 2003.
- [FAI 08-1]** C. Faidy et al, "Assessment of aged piping dissimilar metal weld Integrity (ADIMEW) – Final report", Nuclear science and technology, 2008
- [FAI 08-2]** Claude Faidy, "Structural integrity of bi-metallic welds in piping fracture testing and analysis", ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, July 27-31, 2008, Chicago, Illinois, USA.
- [GIL 06]** P. Gilles, L. Nouet, J. Devaux, et P. Duranton, "Residual stress numerical simulation of two dissimilar metal weld junctions", A.G. Youstos (ed.), Residual Stress and Its effects on Fatigue and Fracture, 2006, pp. 3-13.
- [GIL 09-1]** P. Gilles, V. Robin, M. Fontaine, "Welding Residual Stress Effect on Dissimilar Metal Weld Junction Fracture", 2009.
- [GIL 09-2]** P. Gilles, S. Marie, P. Ould, "Détermination de courbes de résistance à la déchirure ductile dans les joints soudés", Colloque national en calcul des structures N°9, Giens, 25/05/2009, 2010, vol. 11, n°3-4, pp. 189-196.
- [GIL 11]** Philippe Gilles, Alexandre Brosse, "Large ductile tearing in dissimilar material welds and transferability issues", ASME pressure vessels & piping division conference, July 17-21, 2011, Baltimore, Maryland, USA.
- [KAY 03]** Y. Kayser & S. Chapuliot, Post-Test analysis of the ADIMEW Program by Analytical Methodologies, CEA Rapport DM2S, Ref. SEMT/LISN/RT/03-041/A, November 2003.
- [MIT 06]** R. Miteva and N. G. Taylor, "General Review of Dissimilar Metal Welds in Piping Systems of Pressurised Water Reactors, Including WWER Designs", NESC report, 2006.
- [NRC 95]** P. Scott, R. Francini, S. Rahman, A. Rosenfield, G. Wilkowski, "Fracture evaluation of fusion line cracks in nuclear pipe bimetallic welds", US Nuclear Regulatory Commission (1995).
- [SCH 04]** Karl-Heinz Schwalbe, Alfred Cornec, David Lidbury, "Fracture mechanics analysis of the BIMET welded pipe tests", International Journal of Pressure Vessels and Piping 81 (2004), pp. 251–277.

[TAY 05] N. Taylor and D.P.G. Lidbury, "Improving structural integrity assessment techniques", Ageing issues in nuclear power plants, Collection of paper, NuPEER, 2005.

[TAY 06] N. Taylor, C. Faigy, P. Gilles, "Assessment Weld Integrity: Final Report of the NESC-III Project", European Communities, 2006

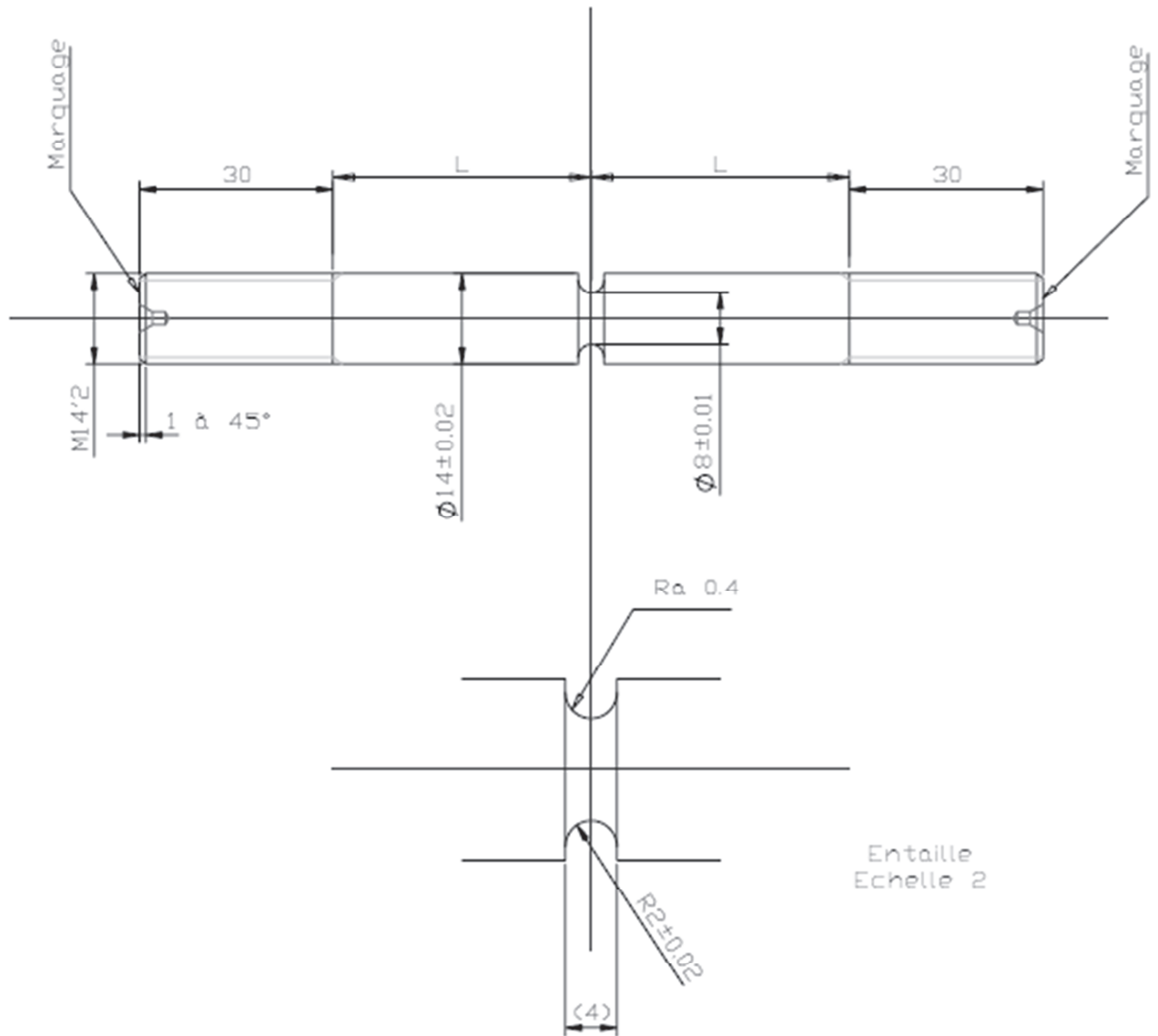
ANNEXE 3

PLANS DES PRINCIPALES EPROUVETTES

Sommaire

Eprouvette AE2	297
Eprouvette prismatique en U (l=4 mm)	298
Eprouvette prismatique en V (l=5 mm).....	299
Eprouvette CT12.....	300
Eprouvette CT12 entaillée.....	301
Eprouvette SENT10.....	302

Eprouvette AE2



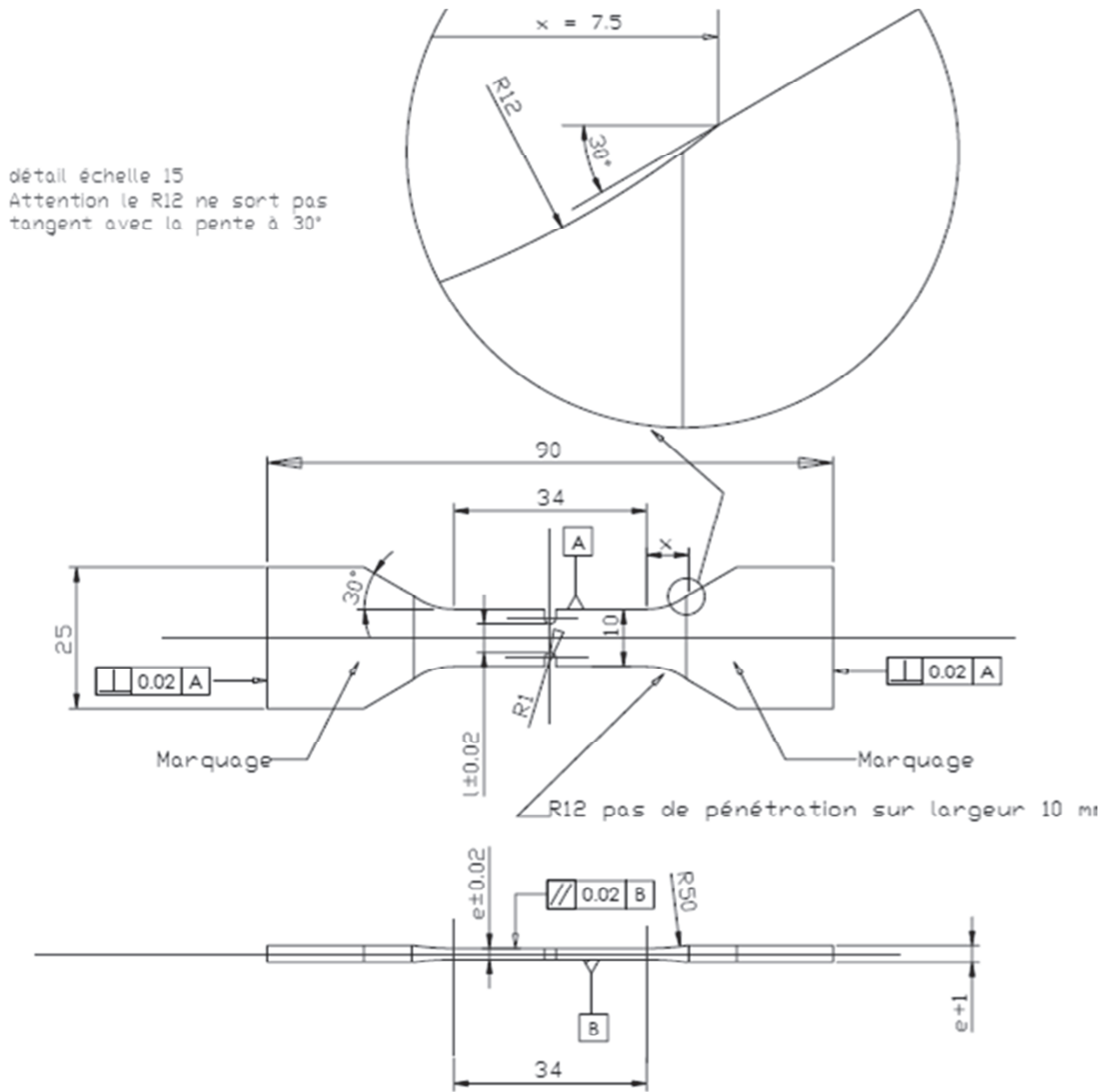
$L = 20$

Etat de surface : $R_a 3,2$ sauf $R2$

Tolérances générales : ISO 2768-f

Trous de centre : NF E60-051 - A 2/4,25

Eprouvette prismatique en U (l=4 mm)



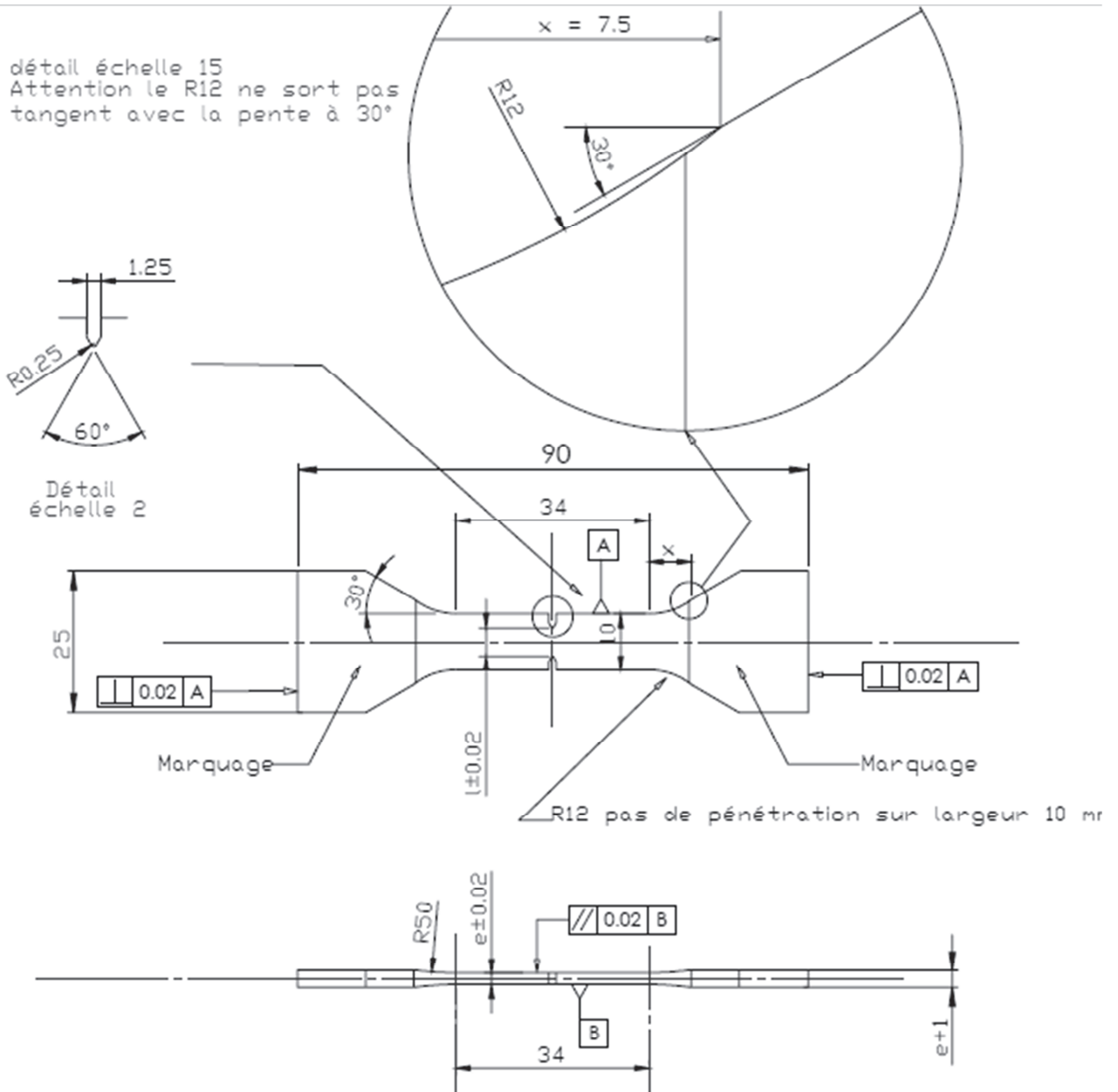
Etat de surface : Ra 3,2 sauf partie calibrée 34 Ra=0.8

Tolérances générales : ISO 2768-f

e = 2 mm sauf mention contraire

l = 4 mm sauf mention contraire

Eprouvette prismatique en V (l=5 mm)



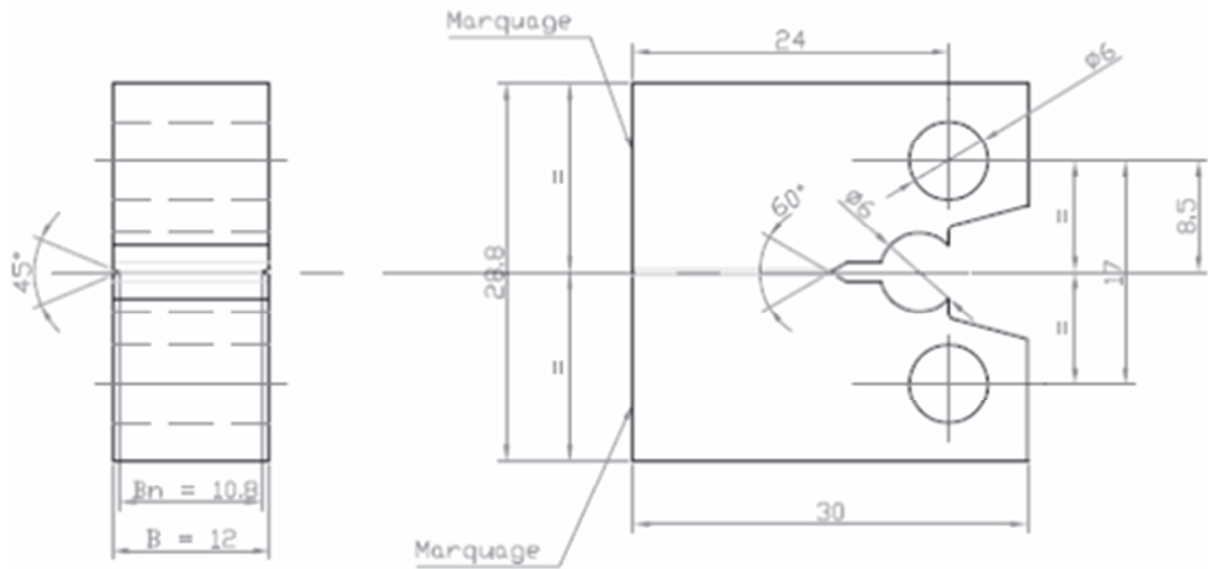
Etat de surface : Ra 3,2 sauf partie calibrée 34 Ra=0.8

Tolérances générales : ISO 2768-f

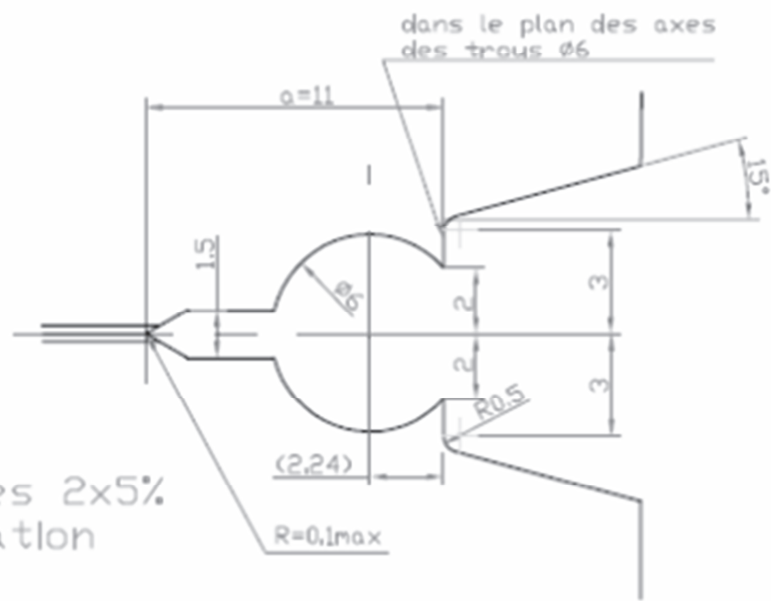
e = 2 mm sauf mention contraire

l = 5 mm sauf mention contraire

Eprouvette CT12 entaillée



Rainures latérales 2x5% pour pré-flssuration



Détail échelle 5

ANNEXE 4

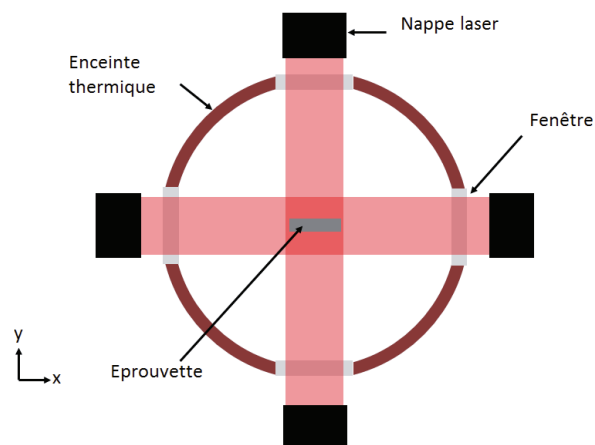
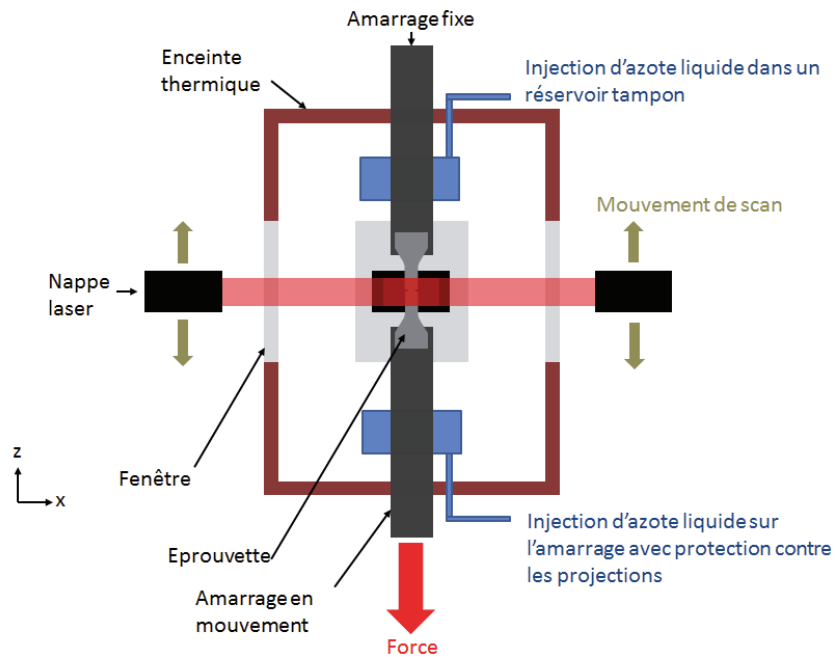
DISPOSITIF EXPERIMENTAL DE MESURE DE PROFIL D'EPROUVETTE EN TEMPS REEL

Sommaire

I. Principe de fonctionnement	307
II. Dispositif expérimental	308

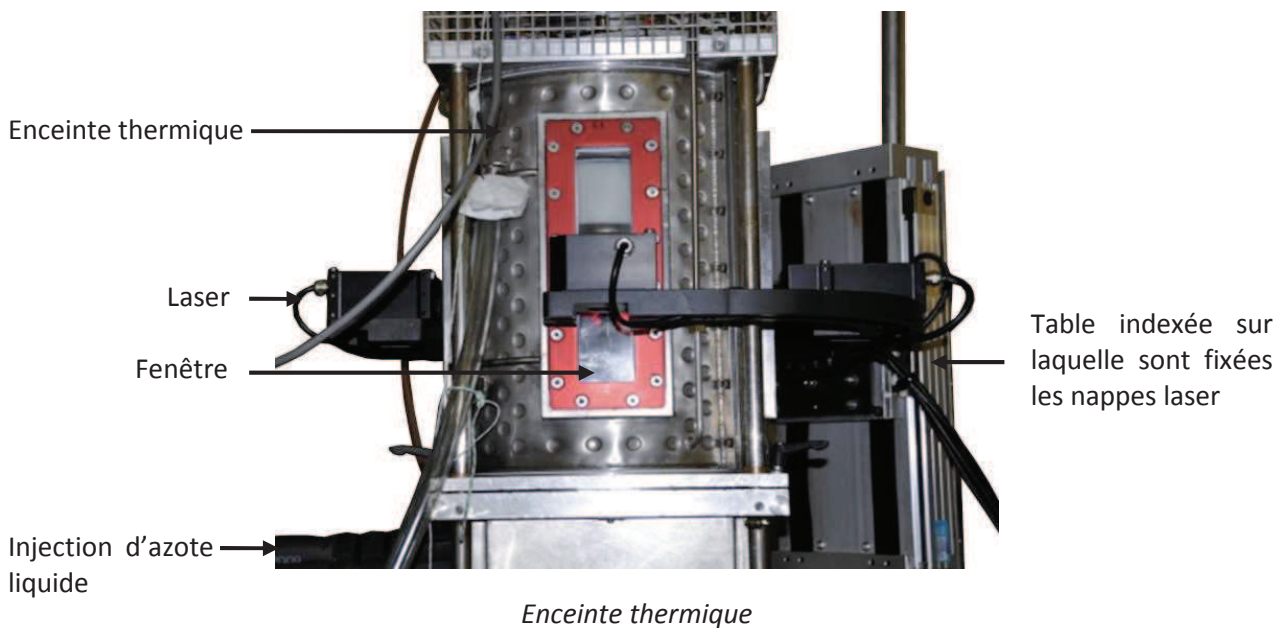
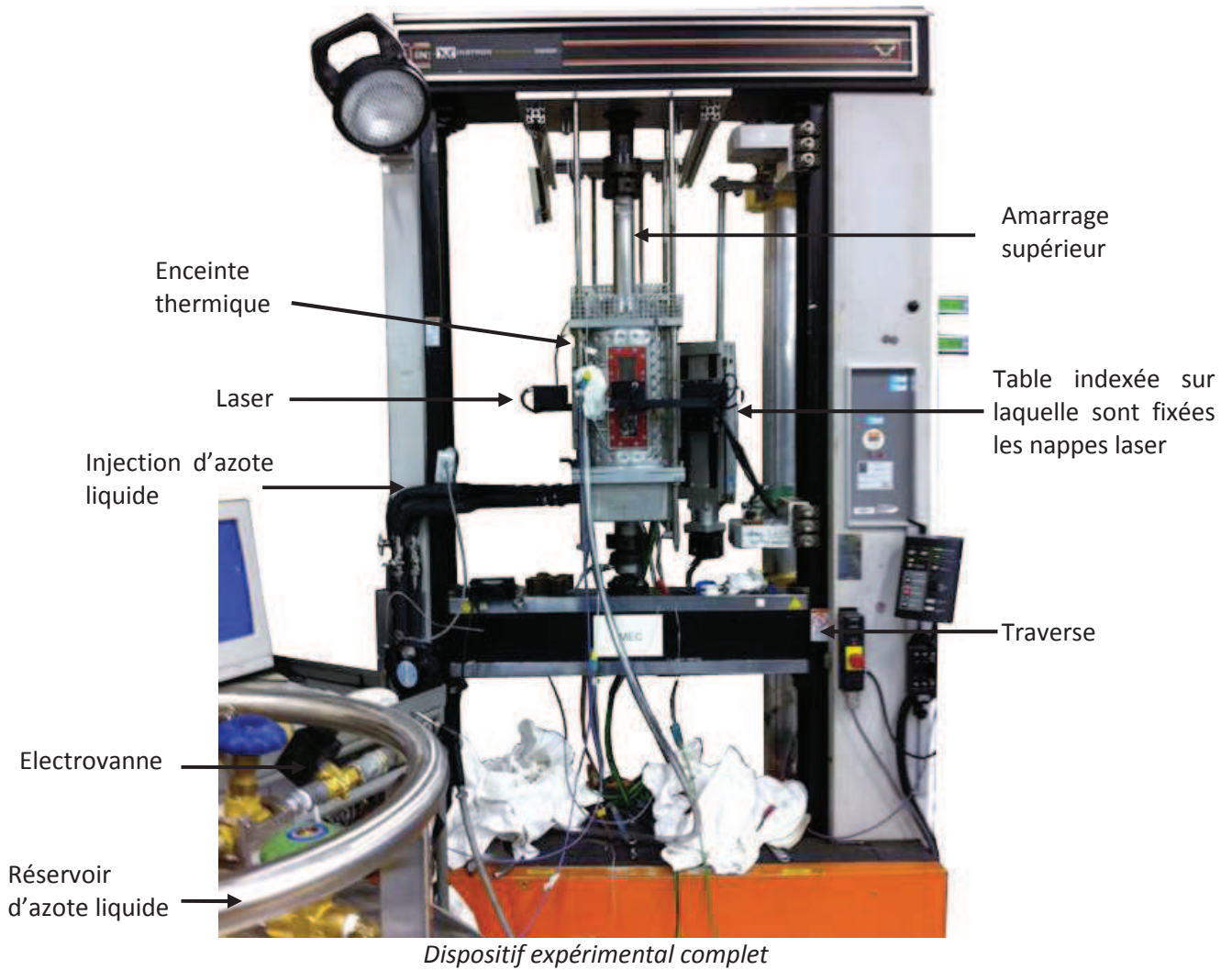
I. Principe de fonctionnement

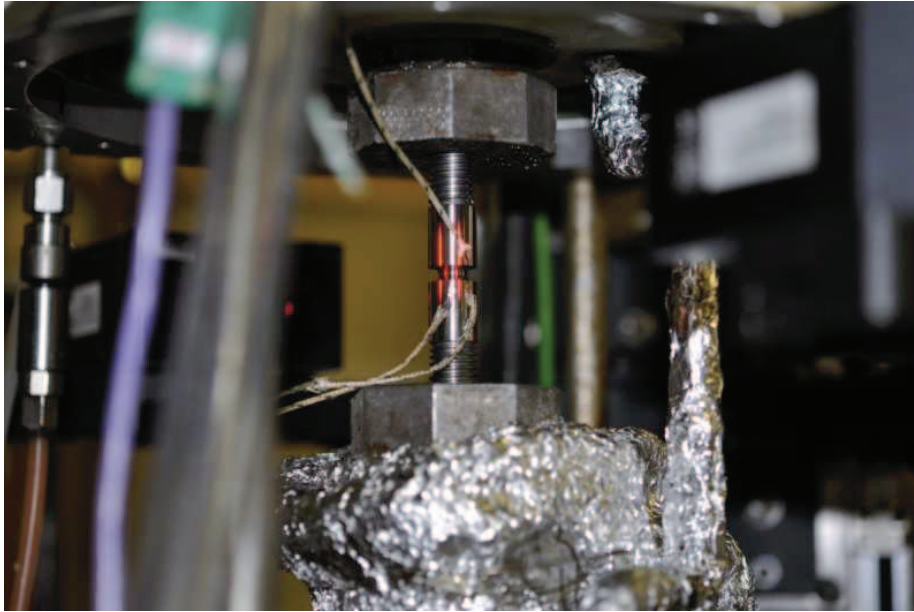
Une éprouvette est mise en place sur les amarrages de la machine de traction Instron mécanique 100kN, celui du haut étant fixe alors que celui du bas est en mouvement. Des thermocouples type K sont soudés de part et d'autre de l'entaille afin de mesurer la température réelle de l'éprouvette à cet endroit et s'assurer que la température est bien homogène. L'enceinte thermique est ensuite fermée. Un système de refroidissement a été mis au point au cours de la thèse pour pouvoir réaliser des essais à basse température car le dispositif expérimental était à l'origine destiné à réaliser des essais à l'ambiante ou à chaud. Aussi, un système d'injection d'azote liquide sur les amarrages a été mis en place : la conductivité thermique des amarrages est telle que la température de l'éprouvette peut être contrôlée de cette manière. De plus, l'injection d'azote est asservie grâce à une électrovanne qui régule la quantité d'azote à amener en fonction de la température de l'éprouvette. Ainsi, la température de l'éprouvette peut être maîtrisée de façon très précise puisque le gradient peut être contenu à $\pm 1^\circ\text{C}$. Au cours de l'essai de traction, des nappes laser placées à 90°C permettent de mesurer le profil des éprouvettes selon les deux axes définis. Celles-ci ont un mouvement de va et vient selon l'axe z qui permet de mesurer le profil sur la longueur et à la fréquence souhaitées. Toutes les données sont enregistrées au fur et à mesure que l'essai de traction se déroule.



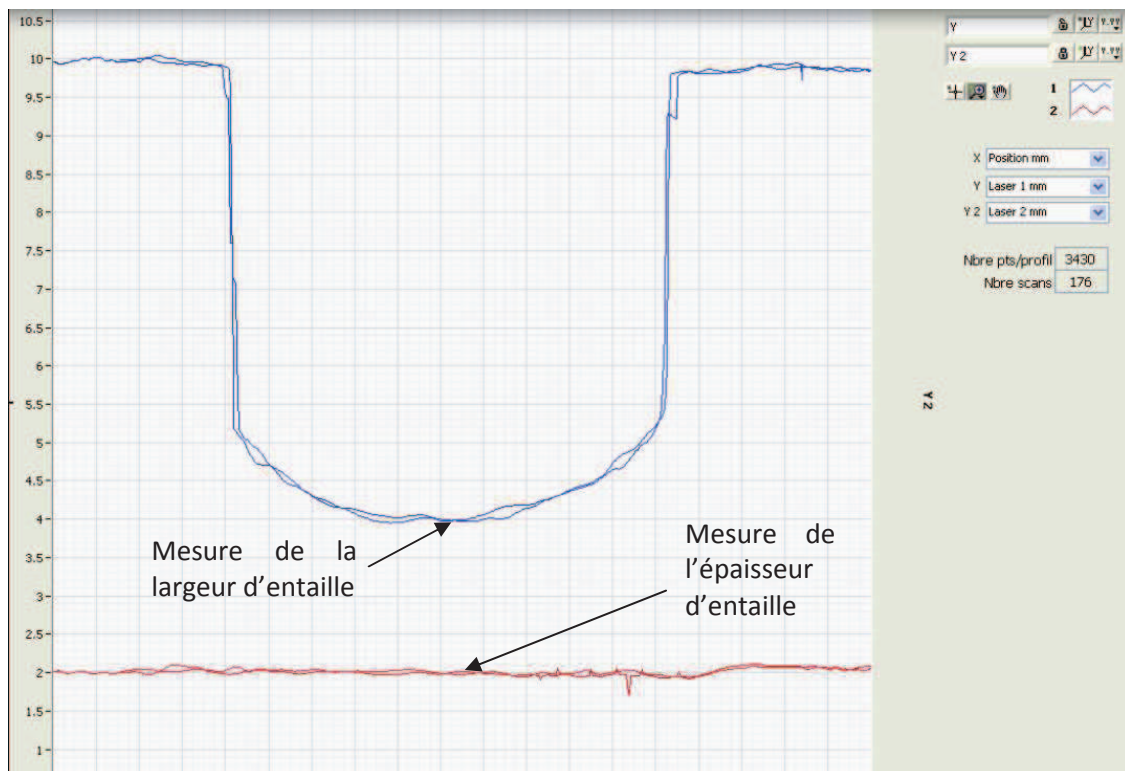
Principe de fonctionnement

II. Dispositif expérimental





Exemple de mise en place d'une éprouvette AE2 avec thermocouples type K



Exemple de suivi de profil d'une éprouvette prismatique entaillée en U avec $l=4$ mm

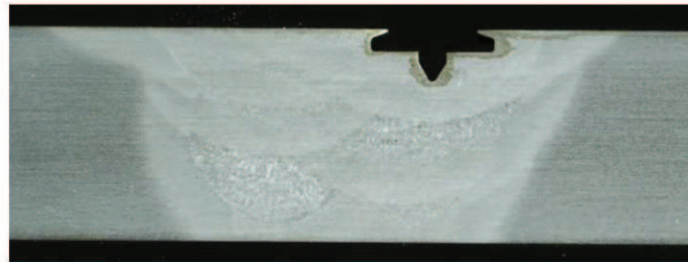
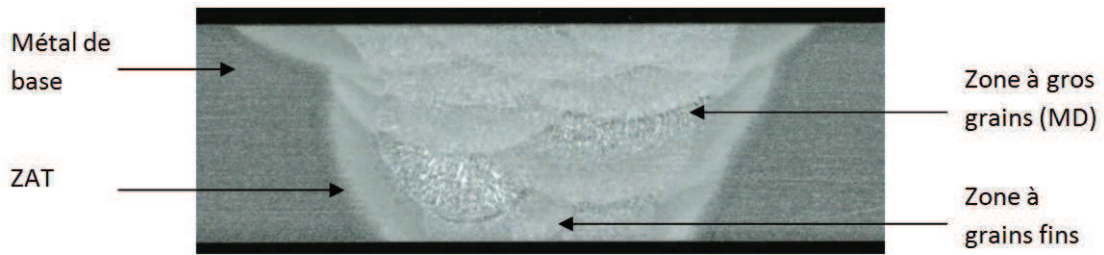
ANNEXE 5

COMPLEMENTS - SOUDURE EN TU42C

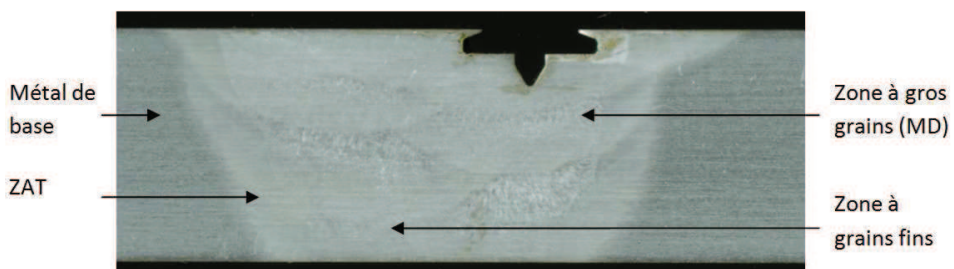
Sommaire

I. Usinage des éprouvettes SENT.....	315
II. Données numériques	317
III. Observations MEB et repérages des sites d’amorçage	317
III.1. Eprouvettes CT12	318
III.2. Eprouvettes SENT10.....	321

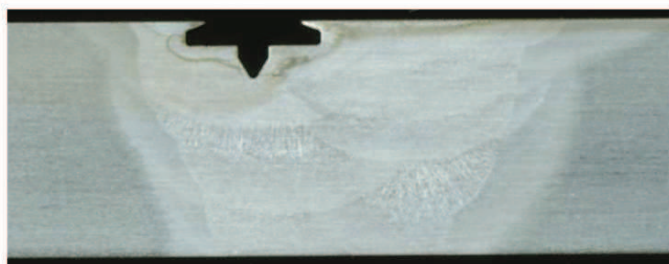
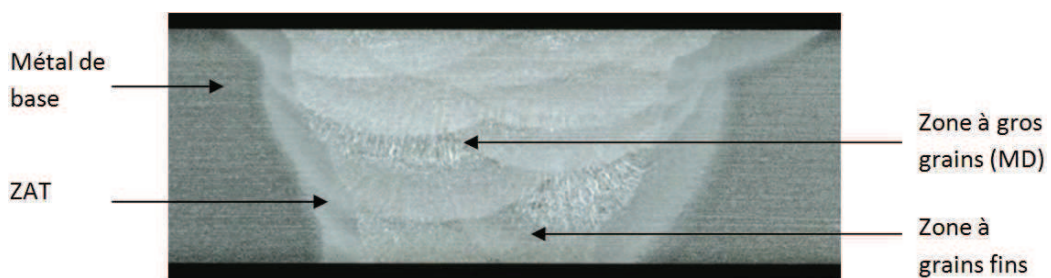
I. Usinage des éprouvettes SENT



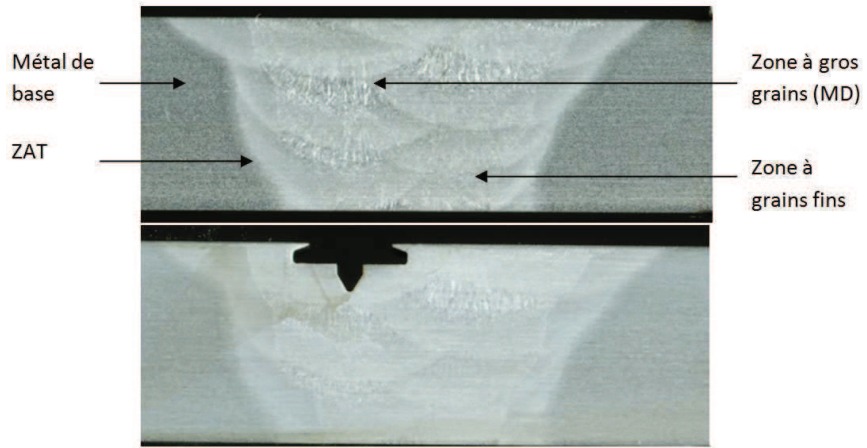
Eprouvette 697GG



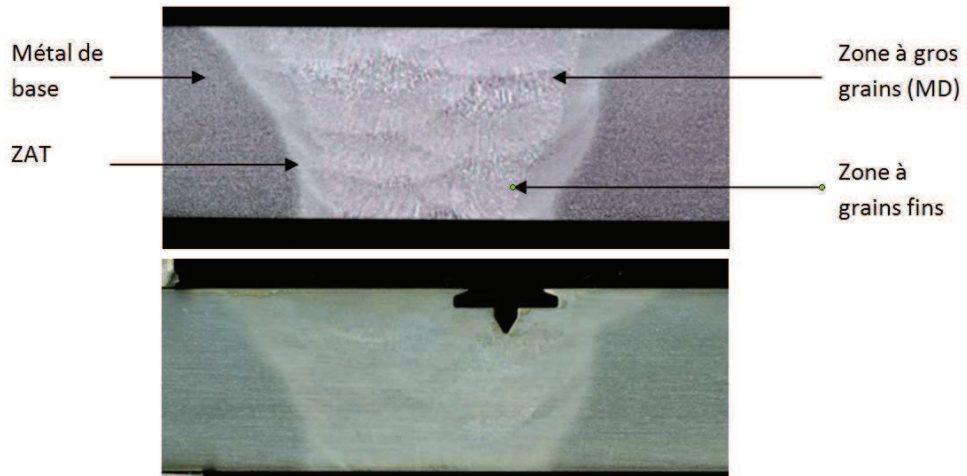
Eprouvette 697GH



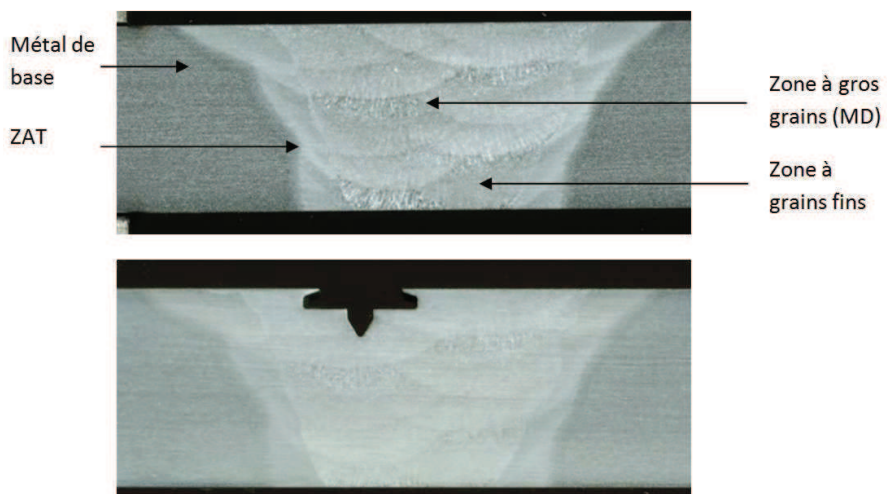
Eprouvette 697GI



Eprouvette 697GJ



Eprouvette 697GK



Eprouvette 697GL

II. Données numériques

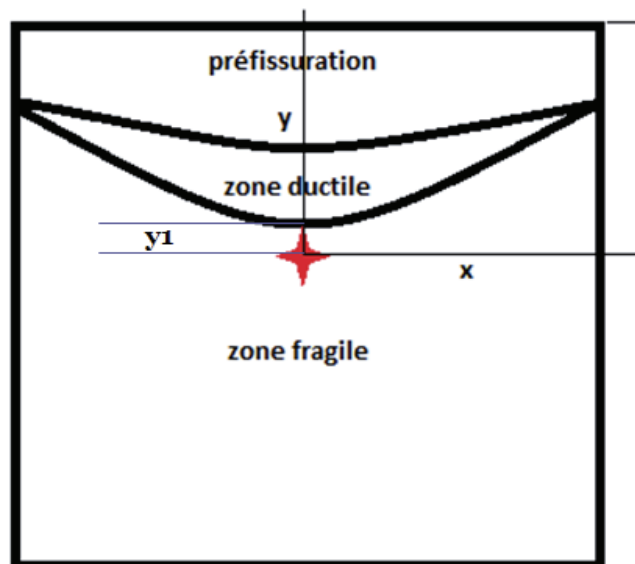
Essai	CT12	T (°C)	Limite d'élasticité (MPa)	CMOD (mm)	a/w	V_{th_ZFBS} (mm ³)	F rupt. (kN)	K_I (Mpa.m ^{0,5})	J_{IC} (kJ/m ²)
10-162	697 GD	-130	680	0,115	0,522	0,230	7,00	41,11	7,39
10-163	697 GE	-130	680	0,152	0,529	0,619	8,41	50,54	10,90
10-164	697 GF	-130	680	0,109	0,527	0,180	6,22	37,10	5,96
10-159	697 GA	-70	570	0,295	0,539	2,427	13,12	81,40	36,20
10-160	697 GB	-70	570	0,327	0,523	2,940	14,45	85,08	44,59
10-161	697 GC	-70	570	0,284	0,525	2,244	13,32	79,05	35,38

Eprouvettes CT12

Essai	SENT10	T (°C)	Limite d'élasticité (MPa)	CMOD (mm)	a/w	V_{th_ZFBS} (mm ³)	F rupt. (kN)	K_I (Mpa.m ^{0,5})	J_{IC} (kJ/m ²)
10-225	697GG	-130	680	0,059	0,465	2,530	18,07	53,02	13,85
10-229	697GK	-130	680	0,046	0,35	1,239	25,20	50,06	13,47
10-227	697GI	-130	680	0,046	0,497	3,459	13,07	43,61	9,01
10-226	697GH	-70	570	1,390	0,446	10,250	36,91	100,91	813,40
10-230	697GL	-70	570	0,499	0,429	5,800	30,74	79,14	230,02
10-228	697GJ	-70	570	0,206	0,332	2,426	33,98	63,67	91,94

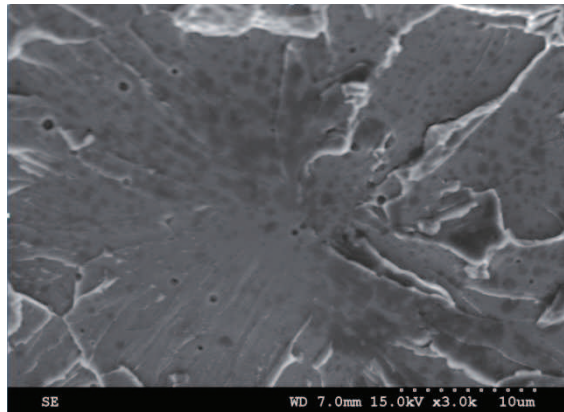
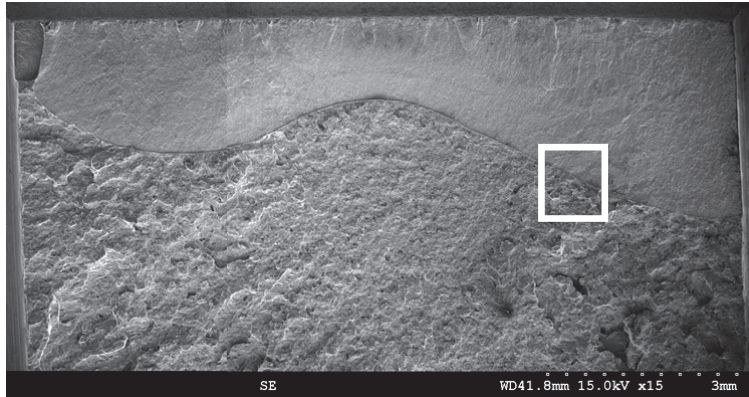
Eprouvettes SENT10

III. Observations MEB et repérages des sites d'amorçage

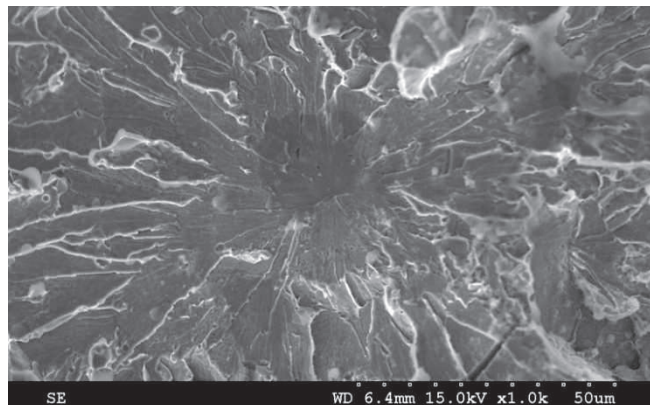
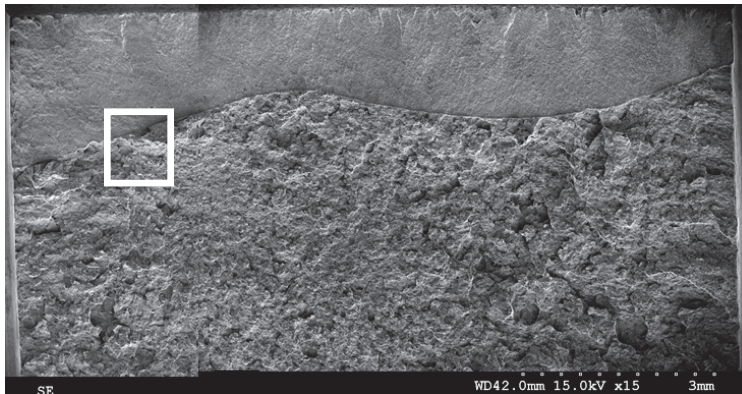


Définition du repère pour les coordonnées des sites principaux de clivage

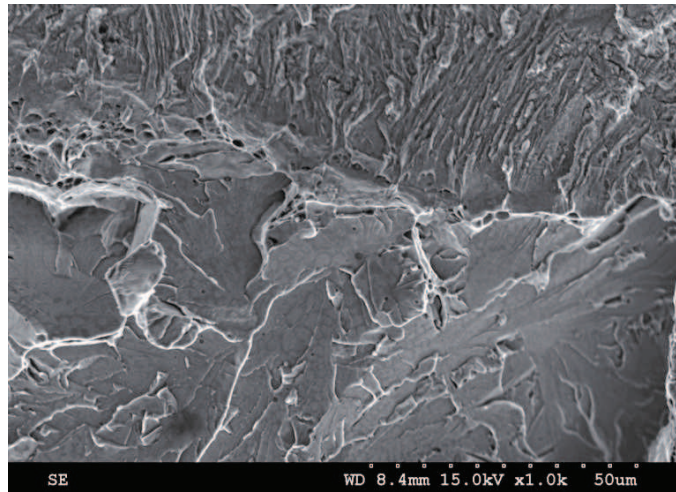
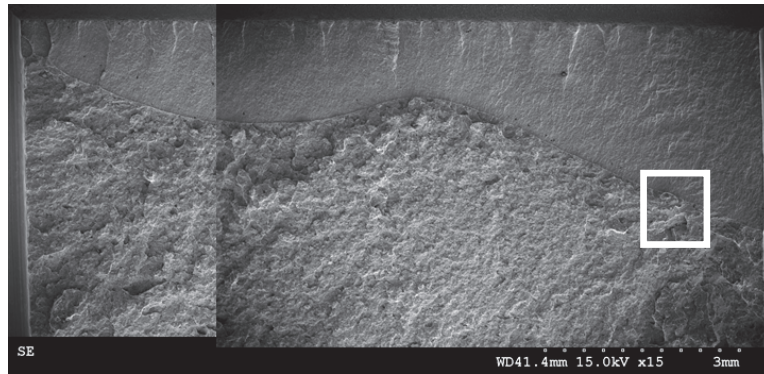
III.1. Eprouvettes CT12



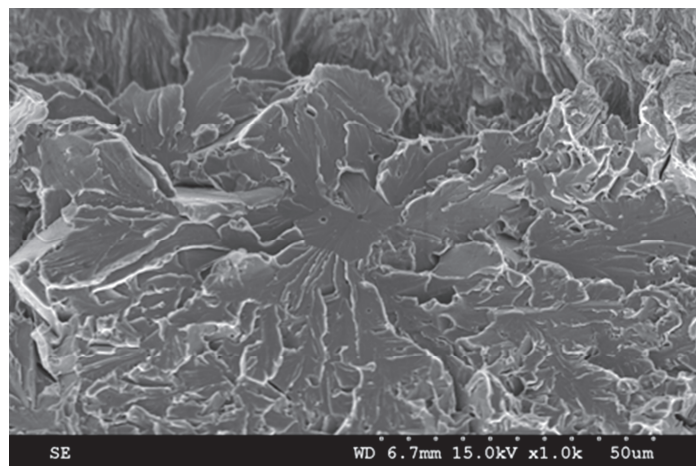
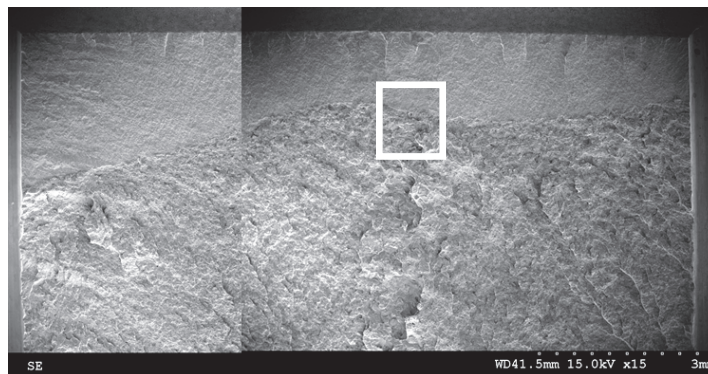
Eprouvette 697GA



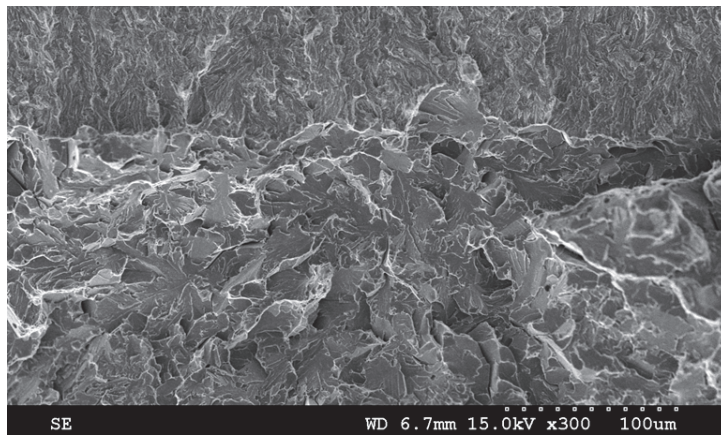
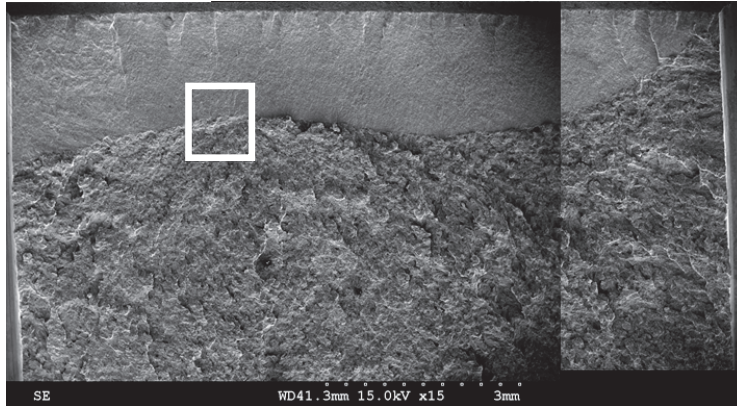
Eprouvette 697GB



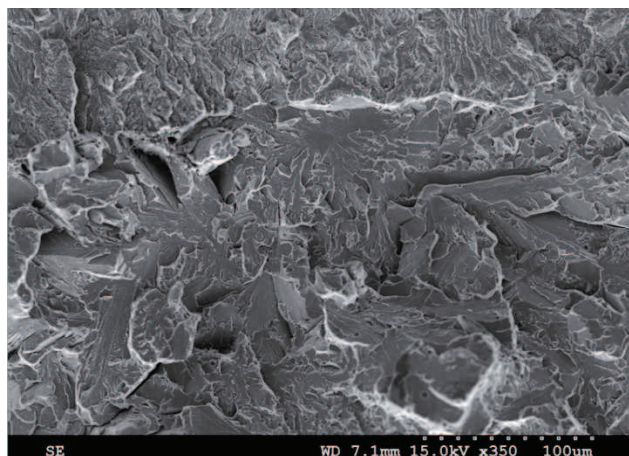
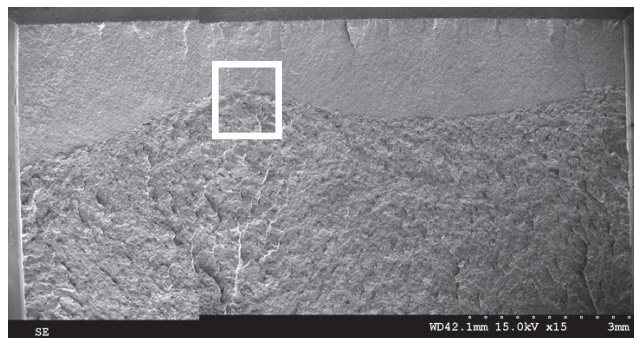
Eprouvette 697GC



Eprouvette 697GD



Eprouvette 697GE

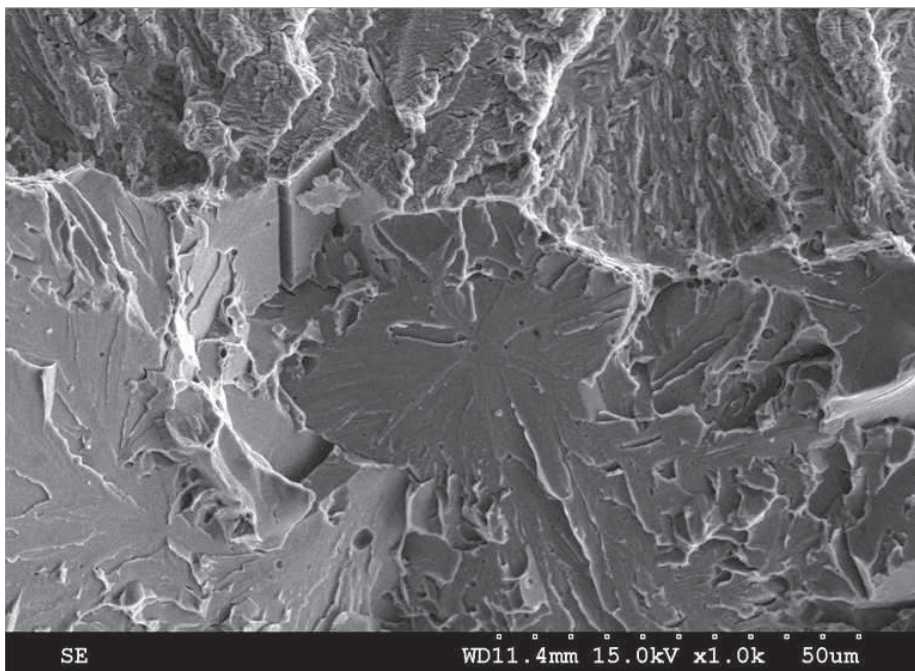
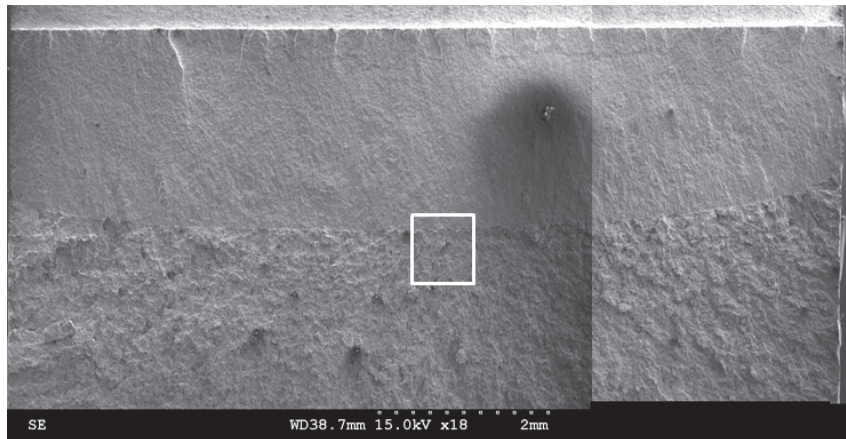


Eprouvette 697GF

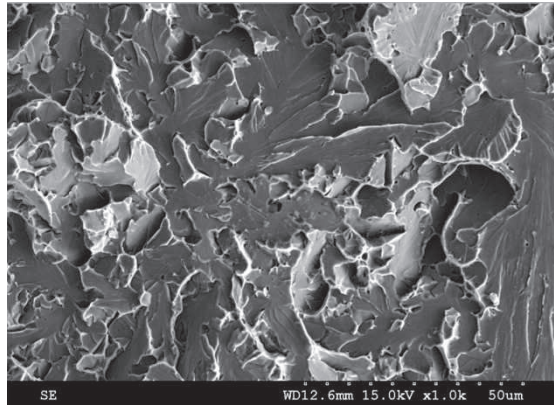
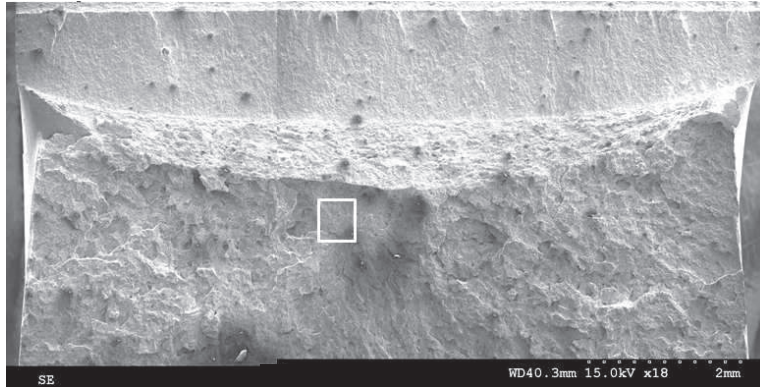
Ref éprouvette	T °C d'essai	Rupture dans ZFBS	Sites secondaires	Taille inclusion site principal	X (mm)	Y (mm)	Y1	Y2
697GA	-70	Oui	Oui	0,5 µm	2,9	2,3	25 µm	0
697GB	-70	Oui	Oui	/	2,2 (g)	1,8	52µm	0
697GC	-70	Oui	Oui	1,5µm	1,1	2,7	30µm	0
697GD	-130	Oui	Oui	1µm	5,0	1,2	20µm	0
697GE	-130	Oui	Oui	/	3,6 (g)	1,6	/	0
697GF	-130	Oui	Oui	1µm	4,0	1,3	15µm	0

Tableau récapitulatif

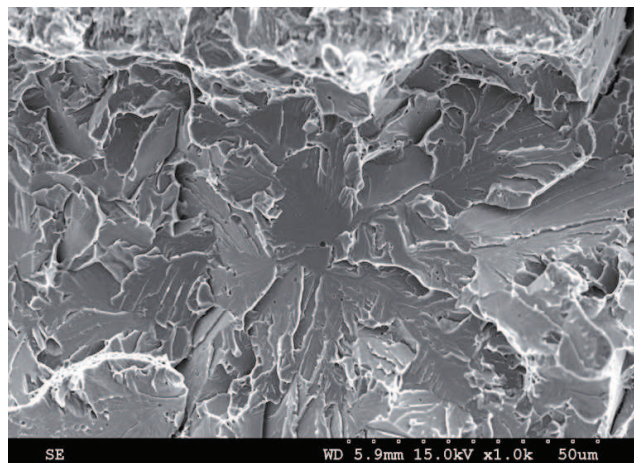
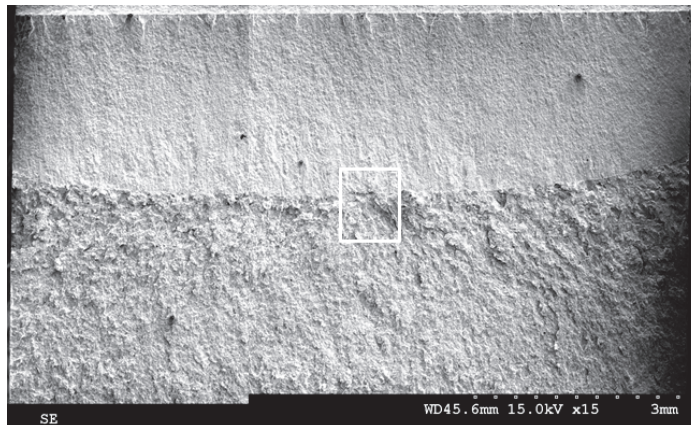
III.2. Eprouvettes SENT10



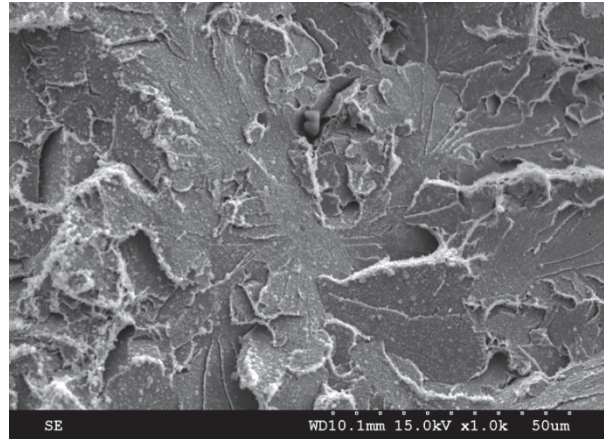
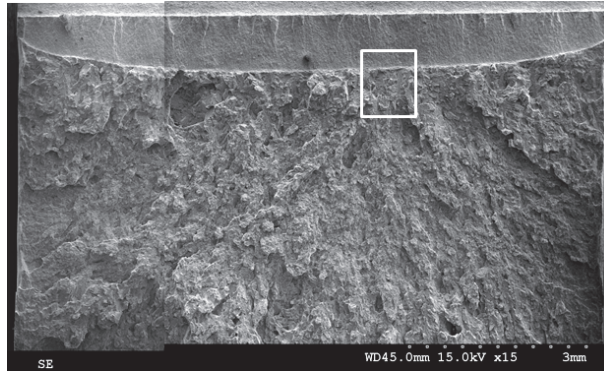
Eprouvette 697GG



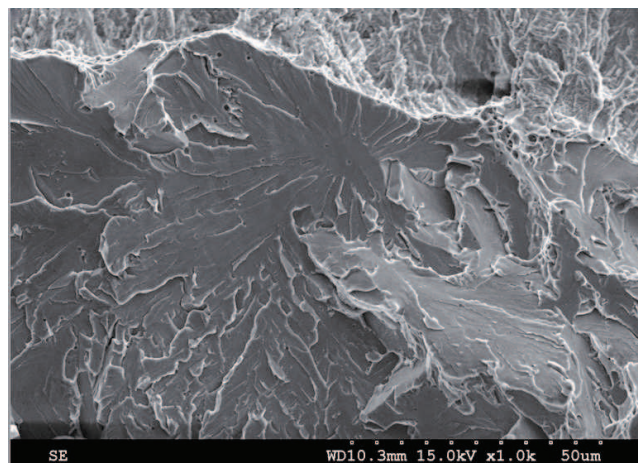
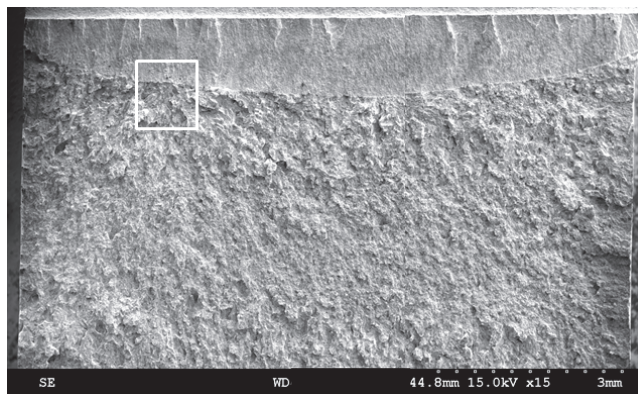
Eprouvette 697GH



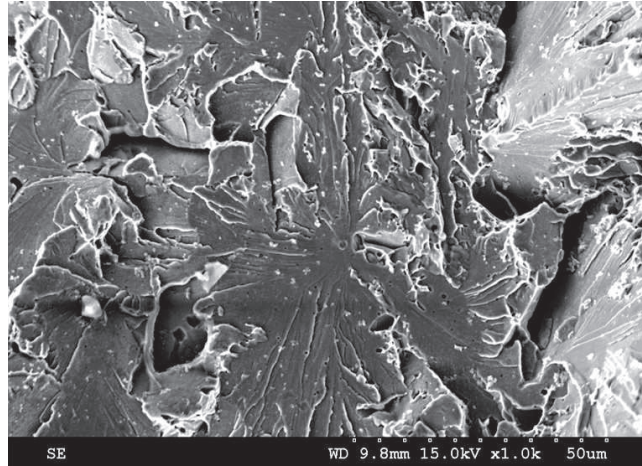
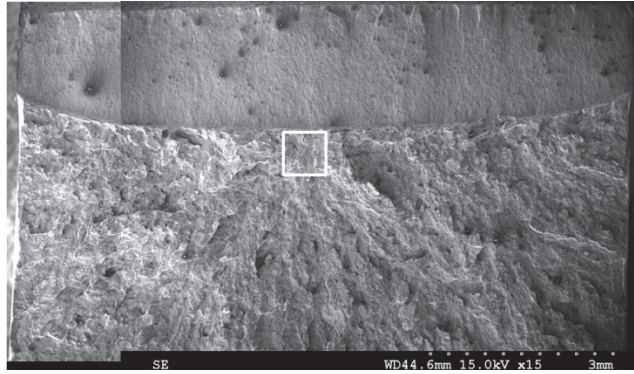
Eprouvette 697GI



Eprouvette 697GJ



Eprouvette 697GK



Eprouvette 697GL

Ref éprouvette	T °C d'essai	Rupture dans ZFBS	Sites secondaires	Taille inclusion site principal	X (mm)	Y (mm)	Y1	Y2
697GG	-130	Oui	Oui	1µm	4,7	2,39	3 µm	0
697GH	-70	Oui	Oui	2µm	5,6	2,3	0,6 mm	1,1mm
697GI	-130	Oui	Oui	1µm	4,7	2,7	30 µm	0
697GJ	-70	Oui	Oui	1µm	6,1	0,9	80 µm	50µm
697GK	-130	Oui	Oui	0,5µm	2,4	1	15 µm	0
697GL	-70	Oui	Oui	2µm	4,5	1,9	0,4 mm	0 (cupule)

Tableau récapitulatif

ANNEXE 6

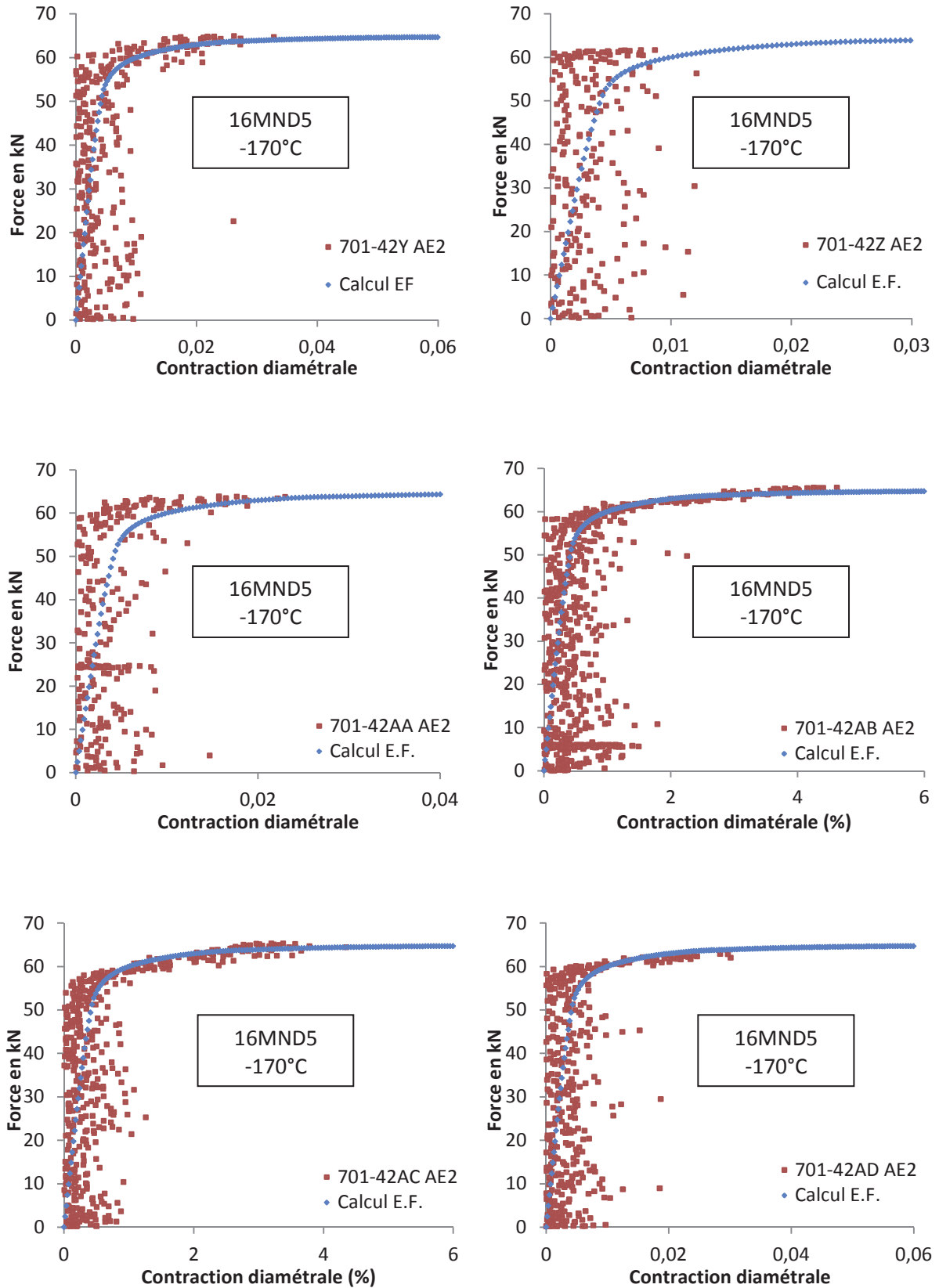
COMPLEMENTS – LIAISON BIMETALLIQUE FOURNIE PAR LE CEA

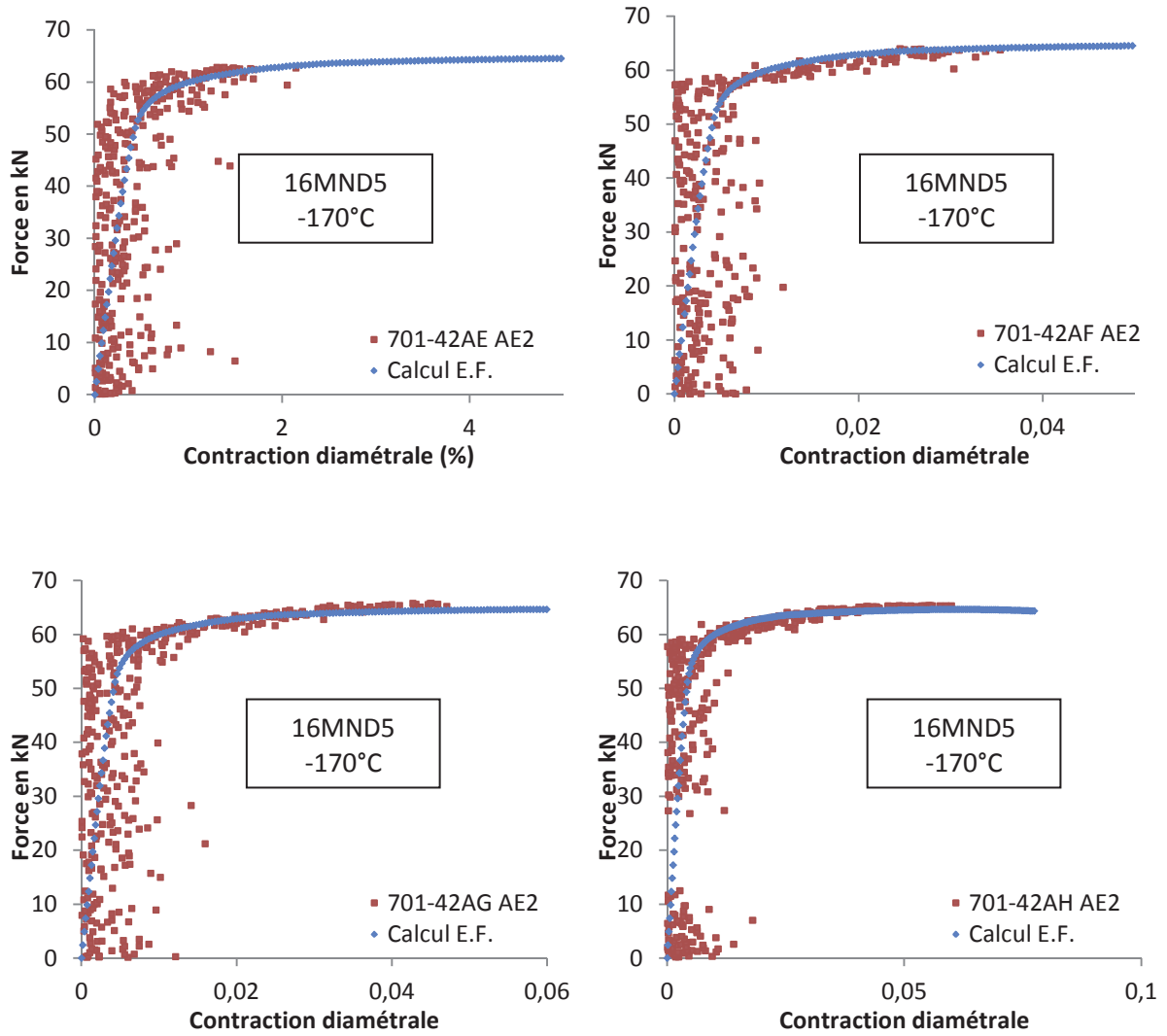
Sommaire

I. Courbes expérimentales et issues des calculs E.F.....	329
I.1. Eprouvettes AE en 16MND5 à -170°C	329
I.2. Eprouvettes prismatiques en 16MND5 à -170°C	330
I.3. Eprouvettes prismatiques entaillées dans la ZAT à -170°C	332
I.4. Eprouvettes CT12ep5 en 16MND5 à -130°C	334
I.5. Eprouvettes CT12 en 16MND5 à -130°C	336
I.6. Eprouvettes CT12ep5 multi-matériaux à -130°C.....	337
II. Tableaux de valeurs	343
II.1. Eprouvettes AE à -170°C.....	343
II.2. Eprouvettes prismatiques en 16MND5 à -170°C	344
II.3. Eprouvettes prismatiques multi-matériaux à -170°C.....	344
II.4. Eprouvettes CT12 et CT12ep5 en 16MND5 à -130°C	344
II.5. Eprouvettes CT12ep5 multi-matériaux à -130°C.....	345
III. Eprouvettes CT12 multi-matériaux.....	346
III.1. Prélèvement	346
III.2. Découpes au niveau du front de fissure.....	348
IV. Observations au MEB	349
IV.1. Eprouvettes AE	349
IV.2. Eprouvettes prismatiques en 16MND5.....	352
IV.3. Eprouvettes prismatiques entaillées dans la ZAT.....	357
IV.4. Eprouvette CT en 16MND5 – Aspect global	360
IV.5. Eprouvettes CT multi-matériaux	361

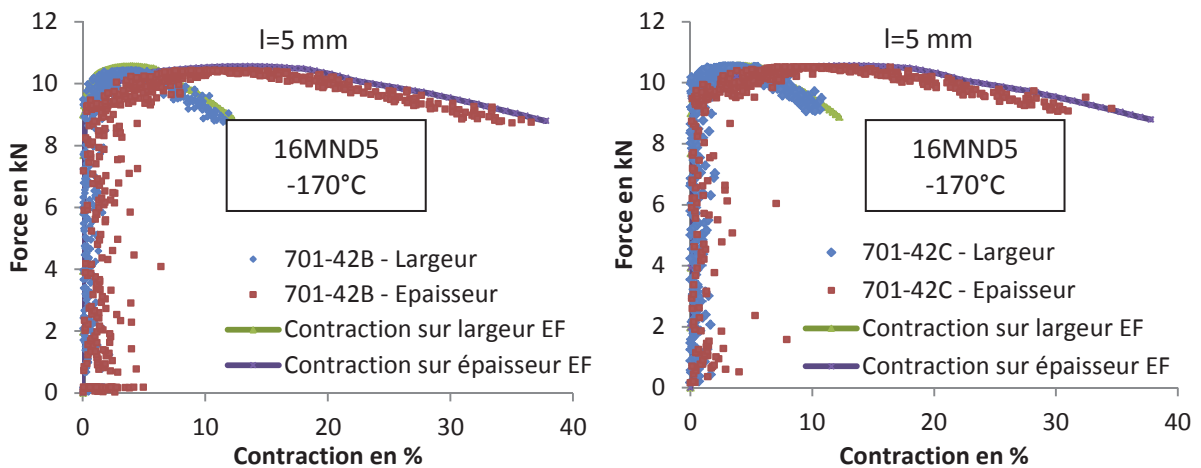
I. Courbes expérimentales et issues des calculs E.F.

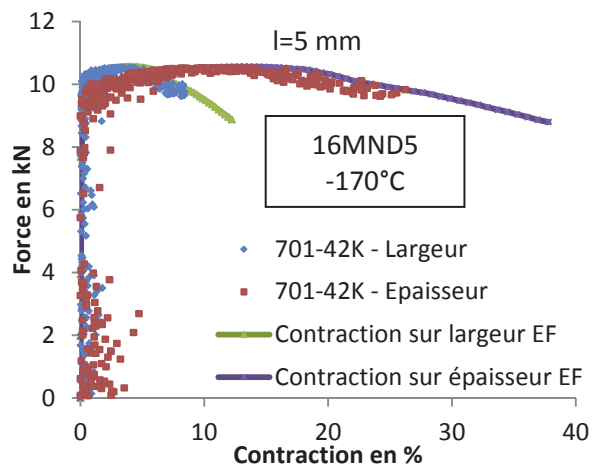
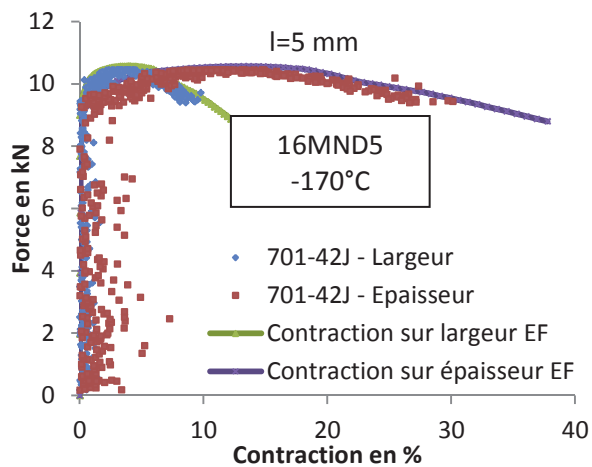
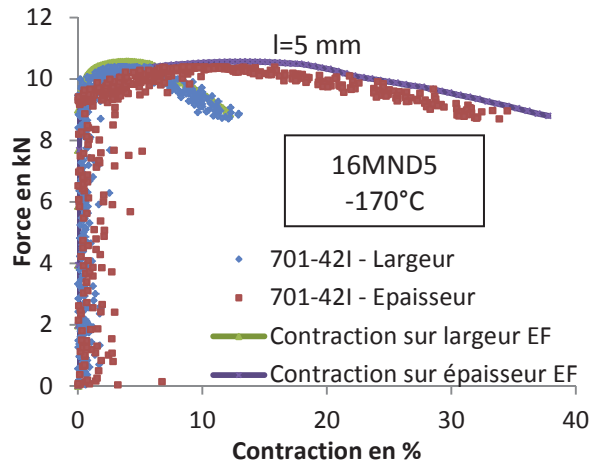
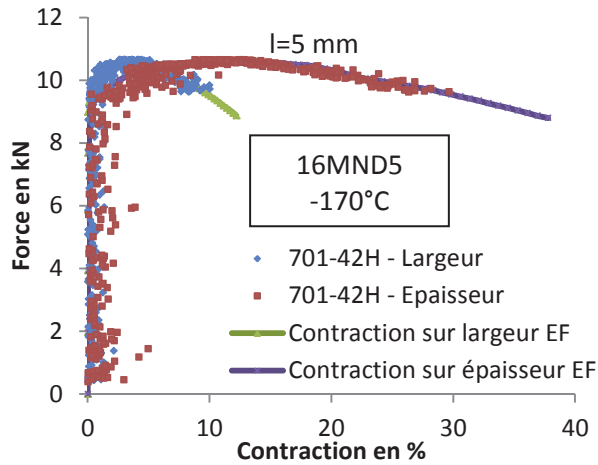
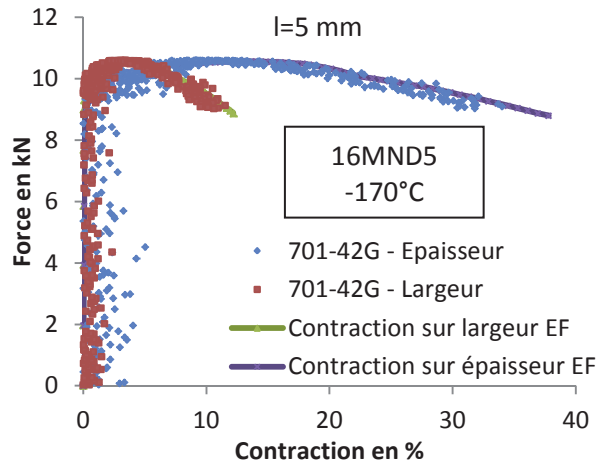
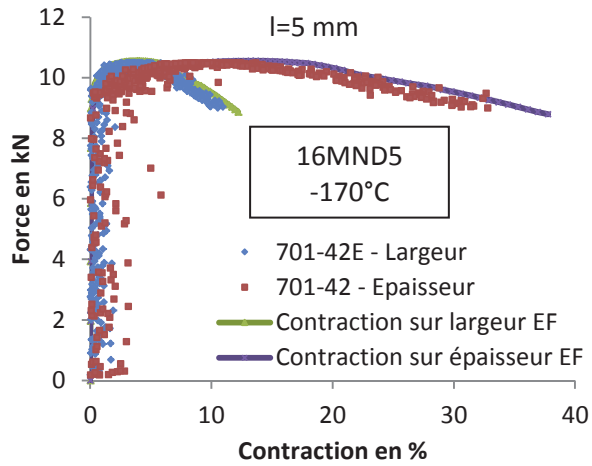
I.1. Eprouvettes AE en 16MND5 à -170°C

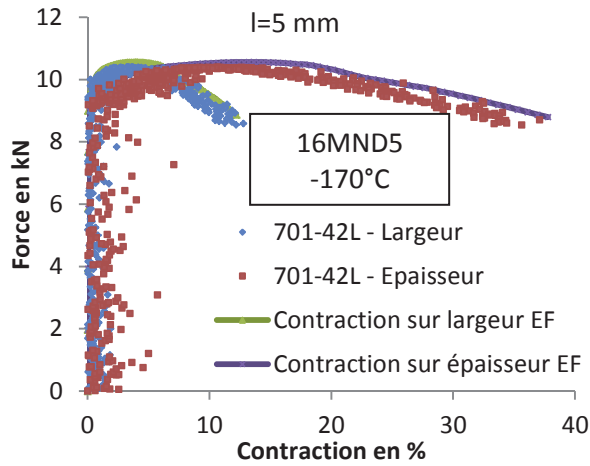




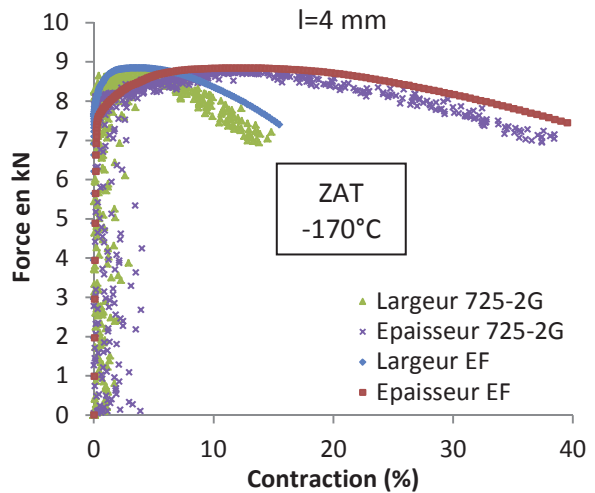
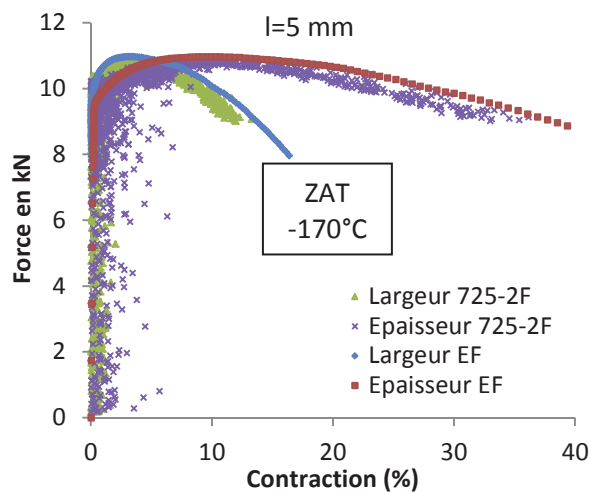
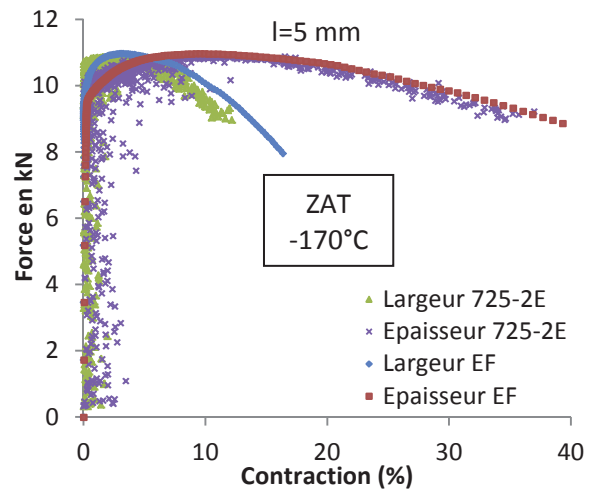
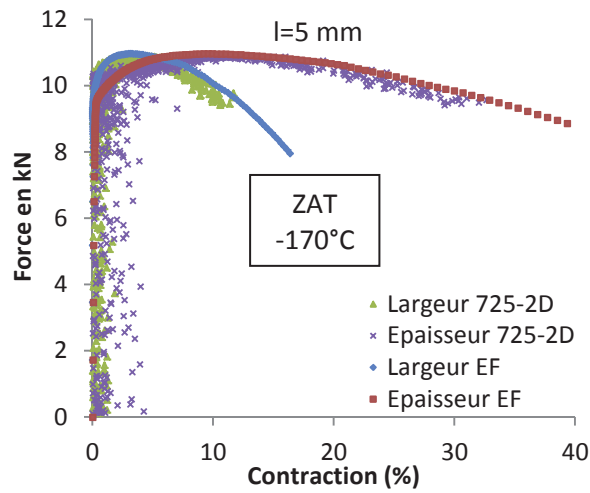
I.2. Eprouvettes prismatiques en 16MND5 à -170°C

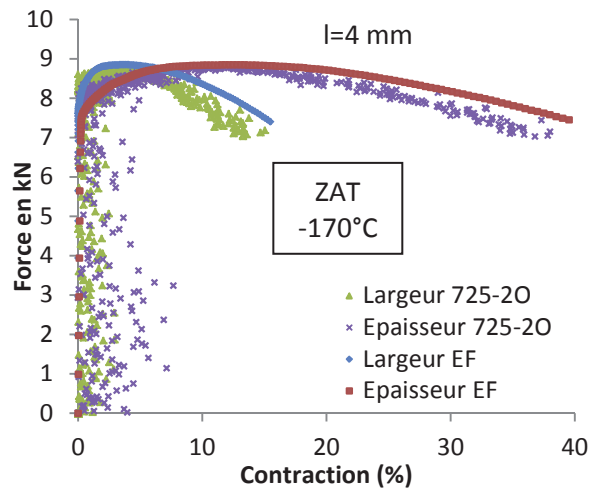
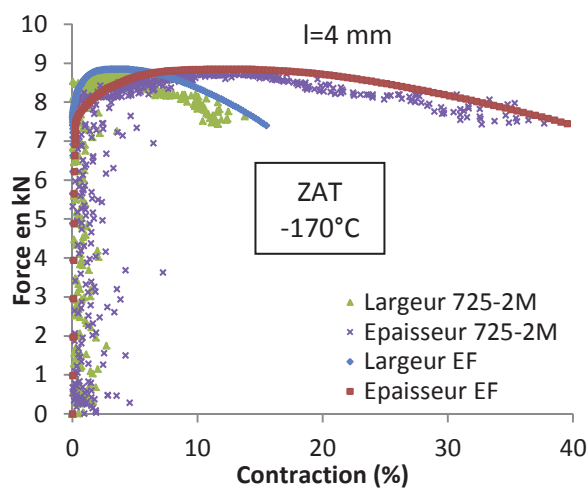
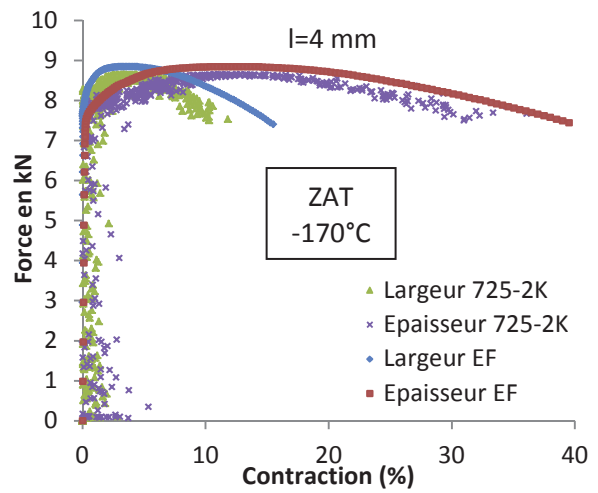
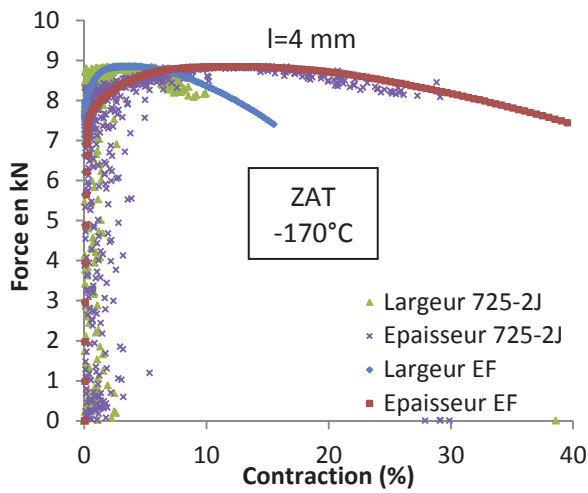
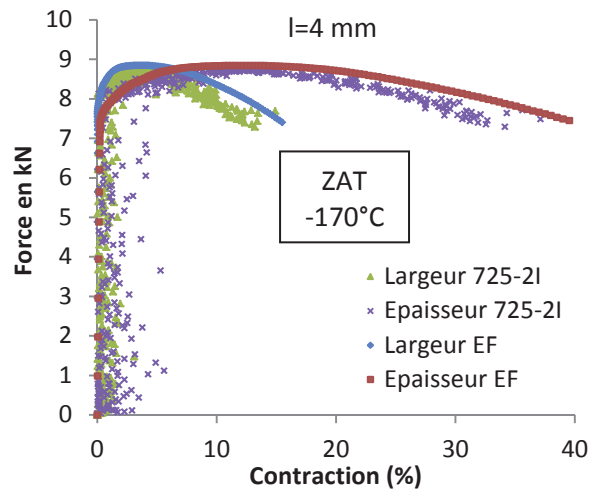
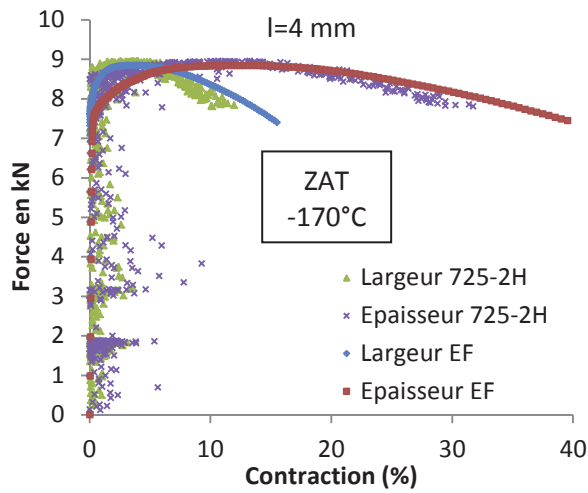


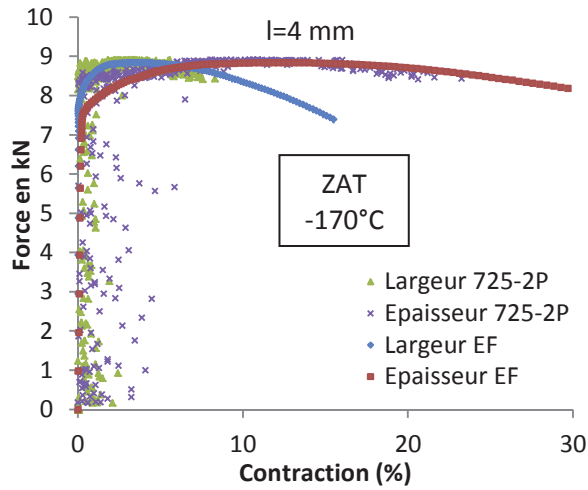




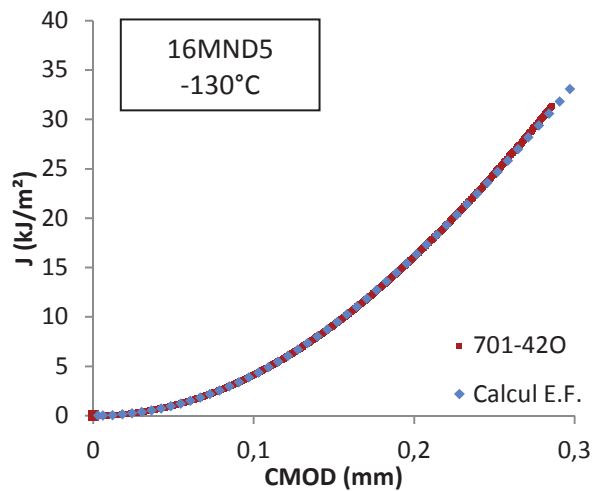
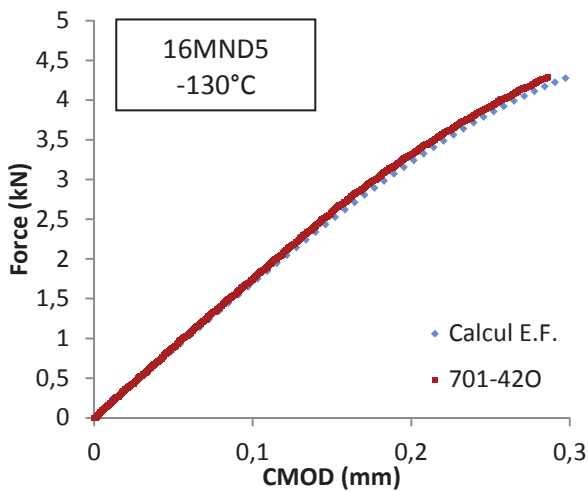
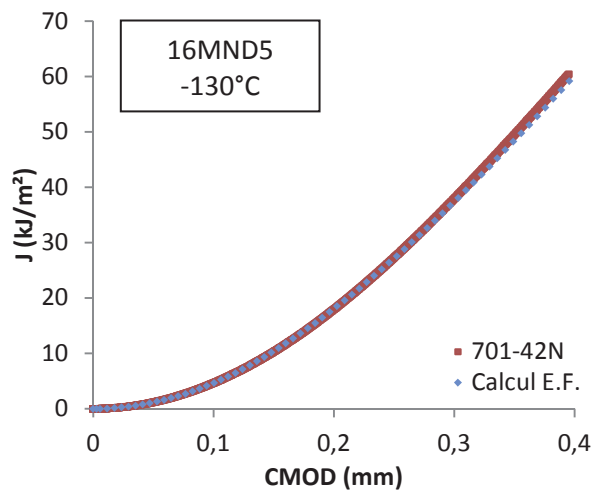
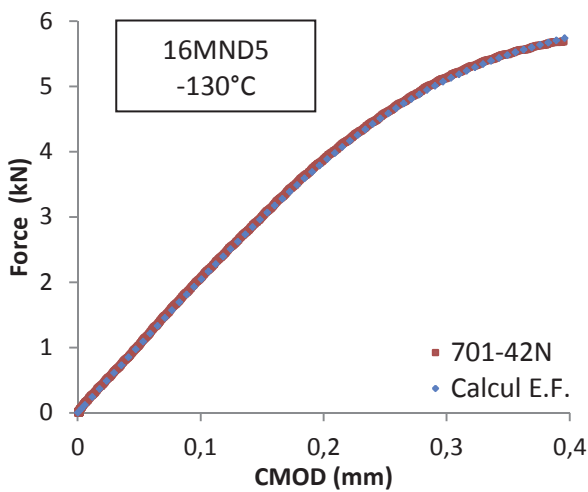
I.3. Eprouvettes prismatiques entaillées dans la ZAT à -170°C

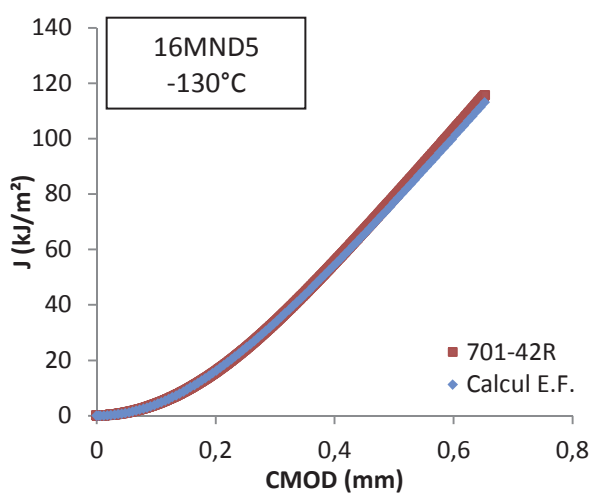
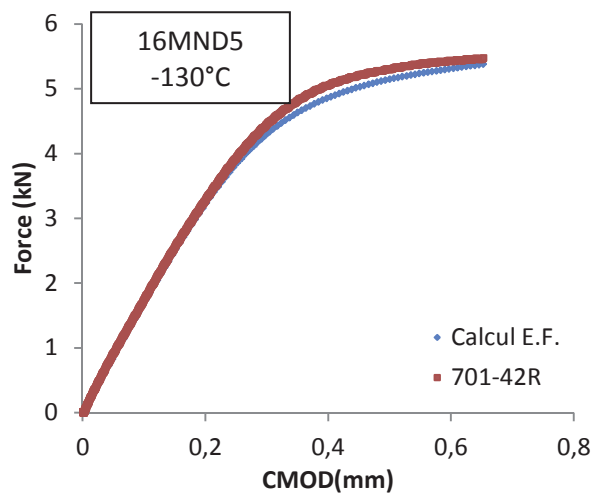
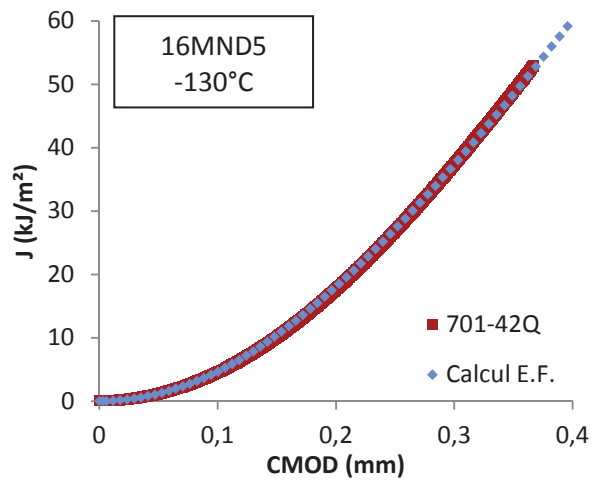
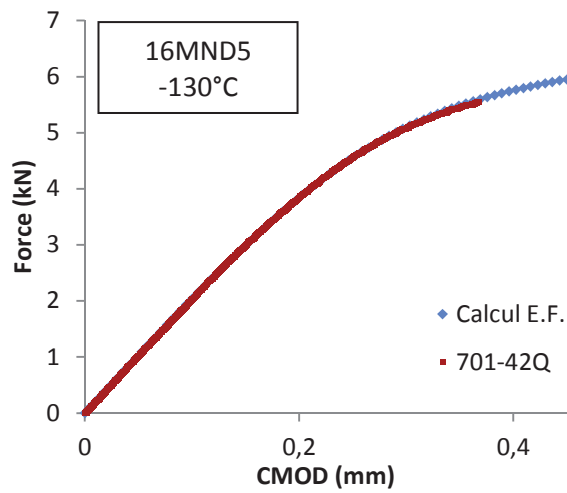
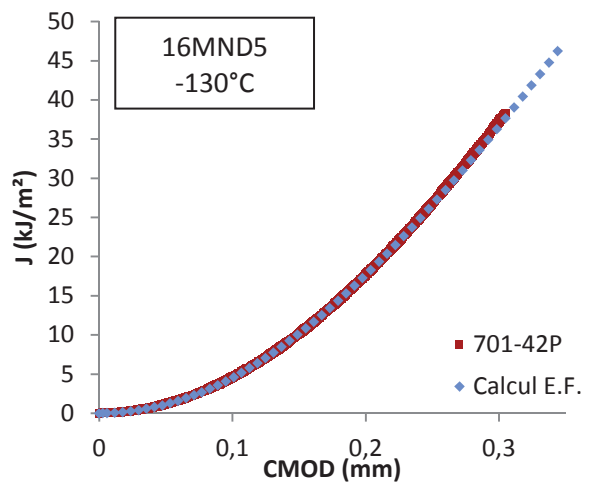
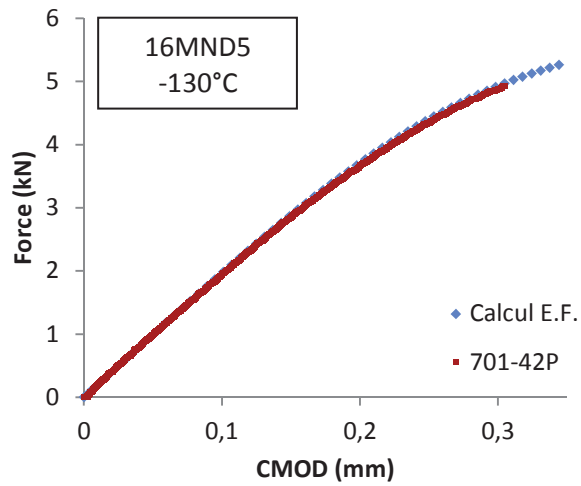




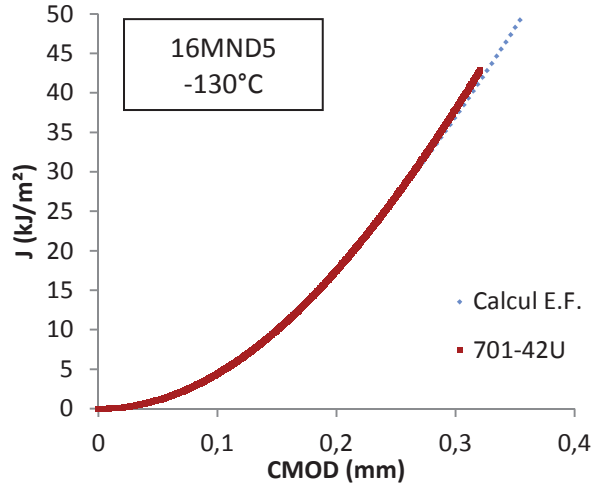
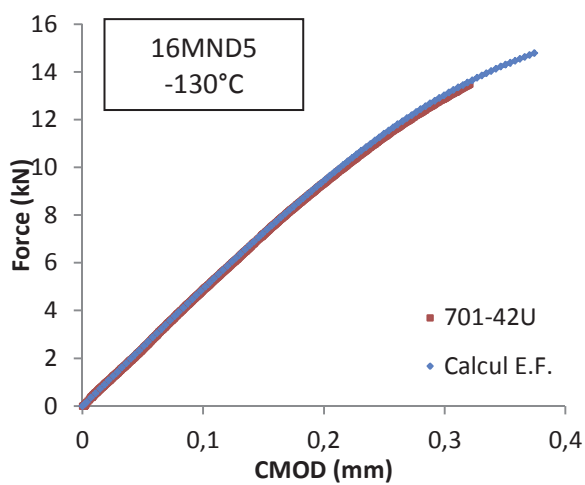
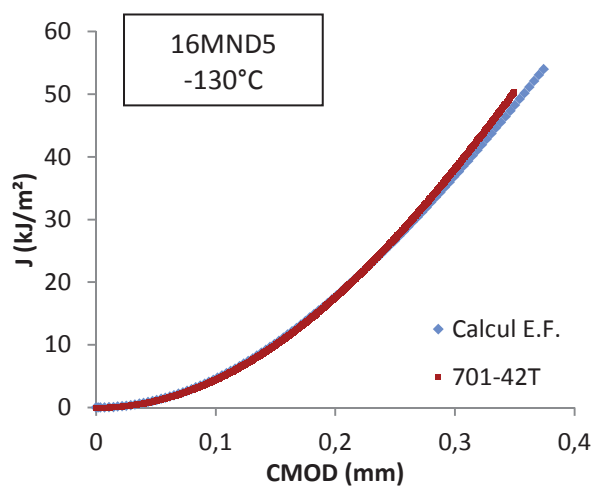
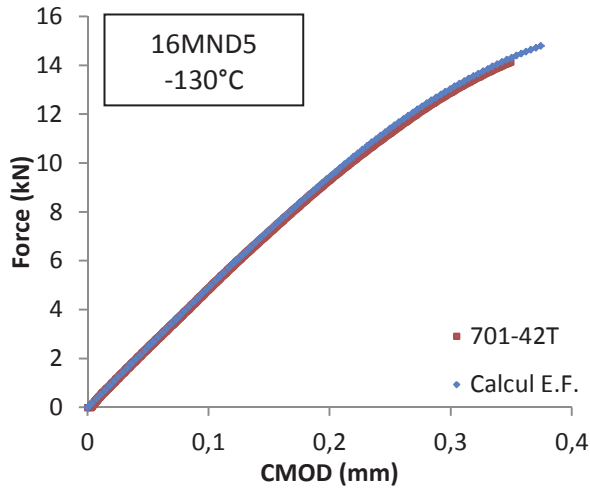
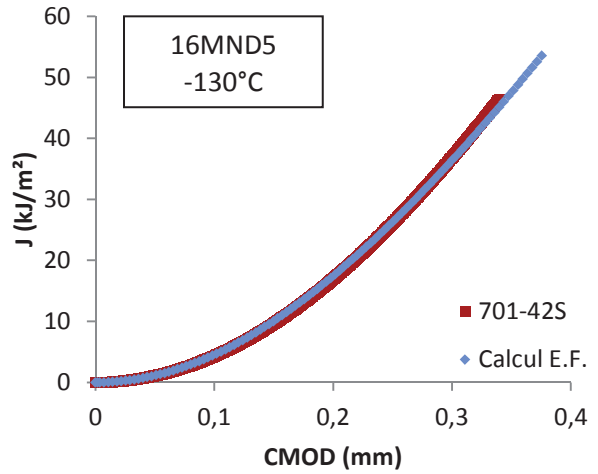
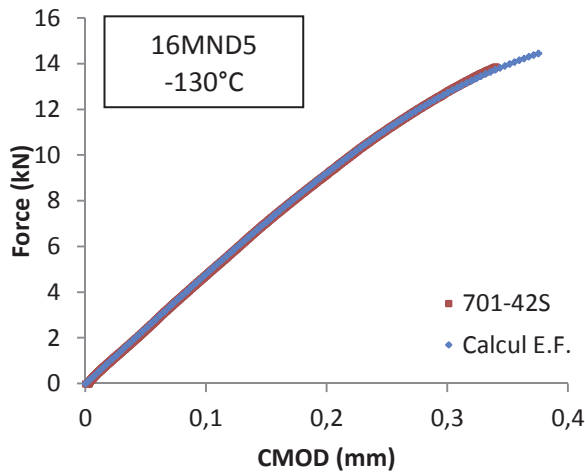


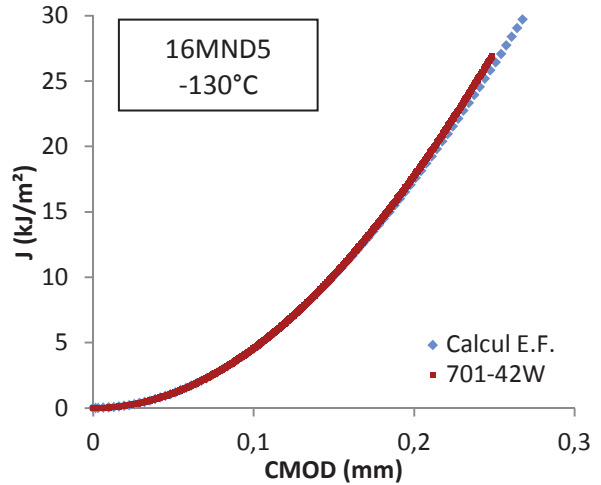
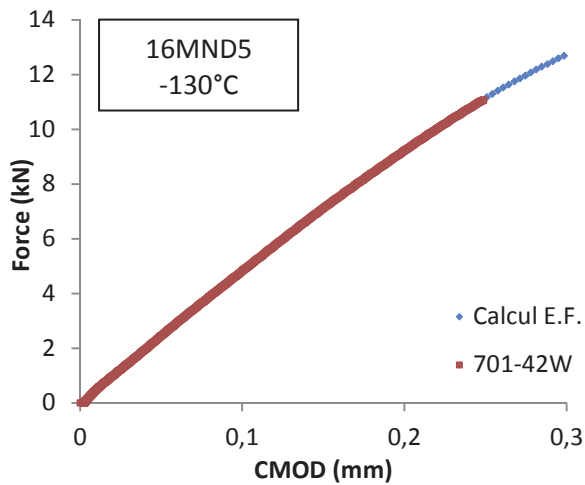
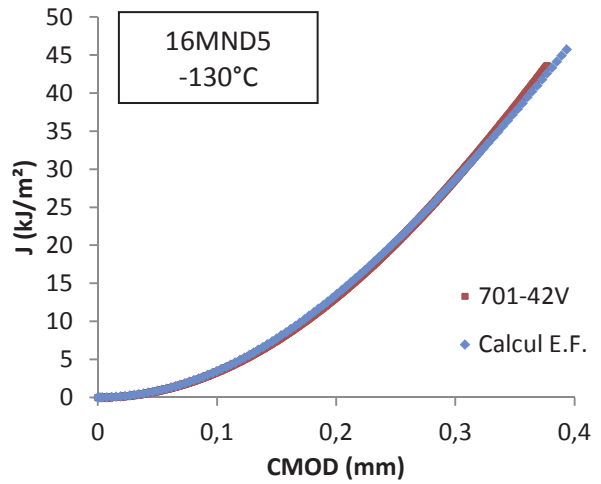
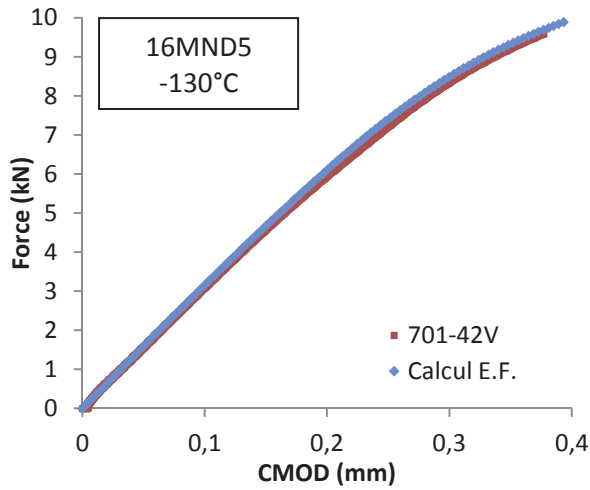
I.4. Eprouvettes CT12ep5 en 16MND5 à -130°C



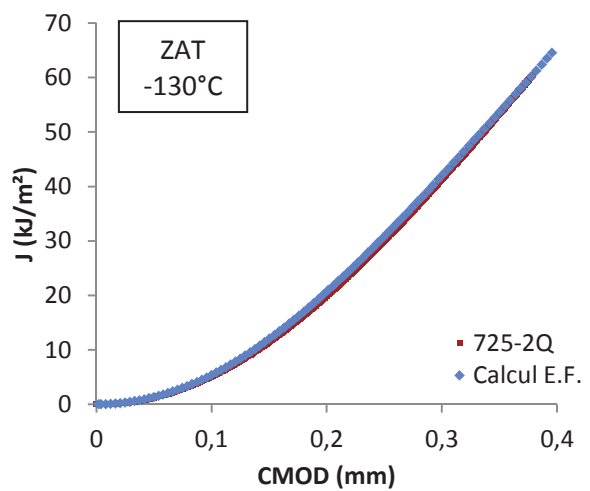
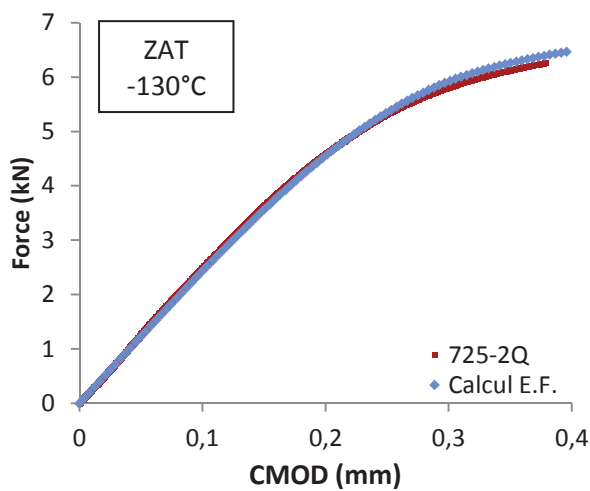


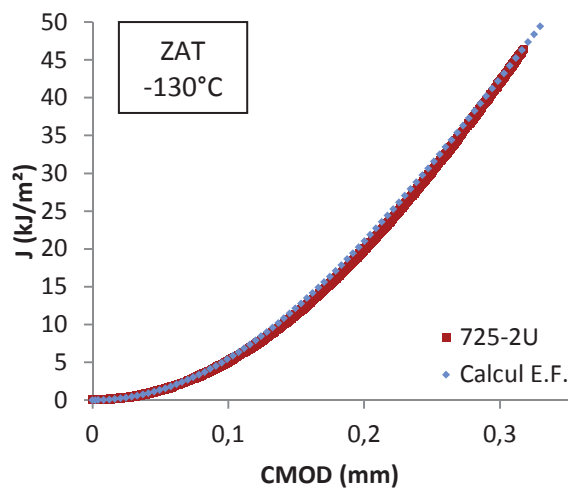
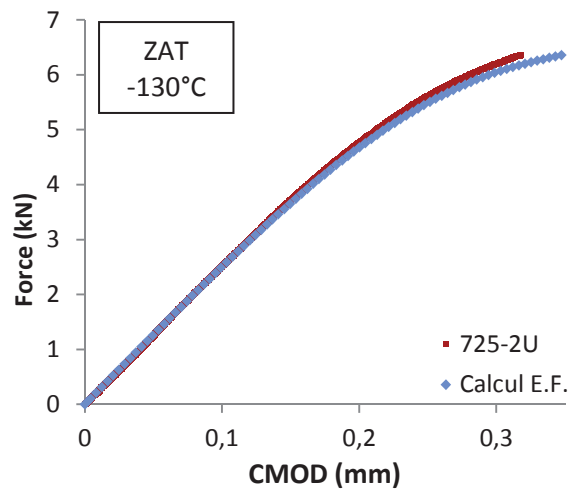
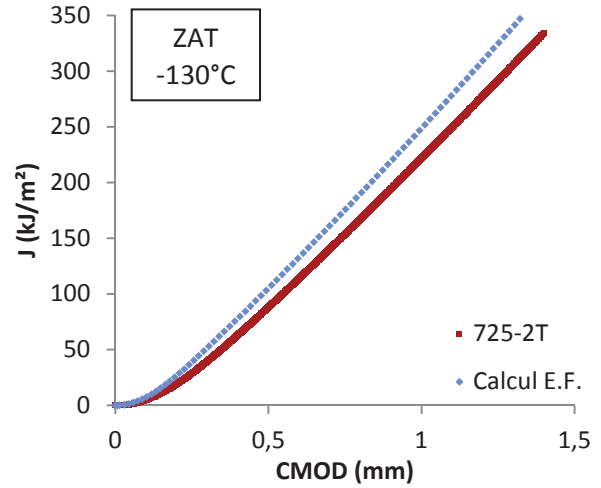
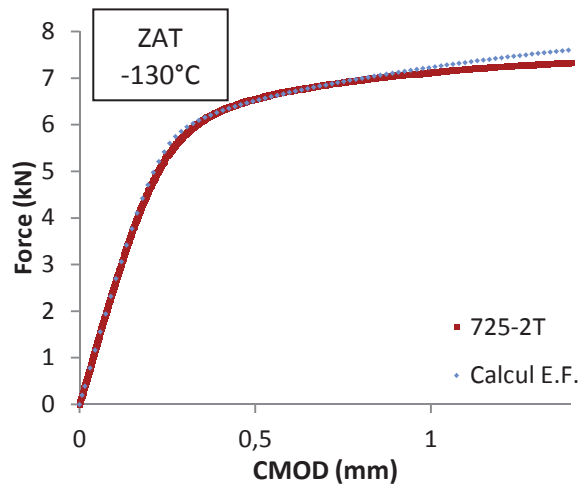
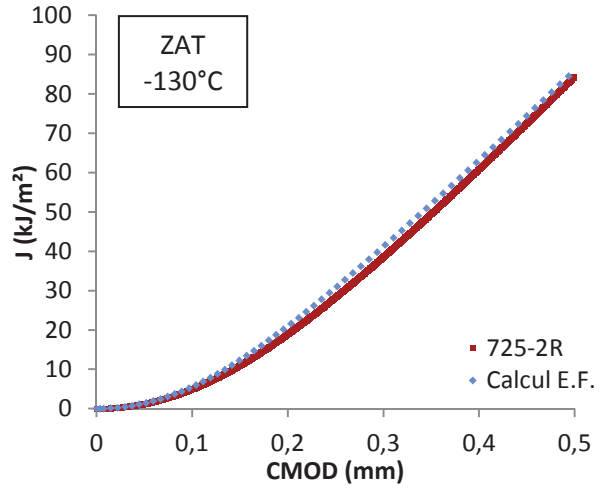
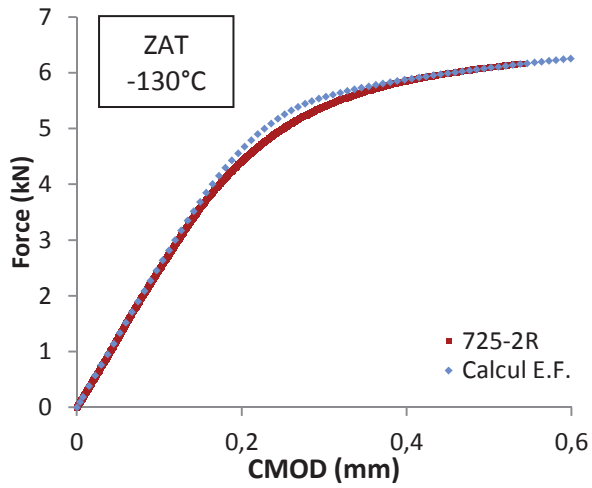
I.5. Eprouvettes CT12 en 16MND5 à -130°C

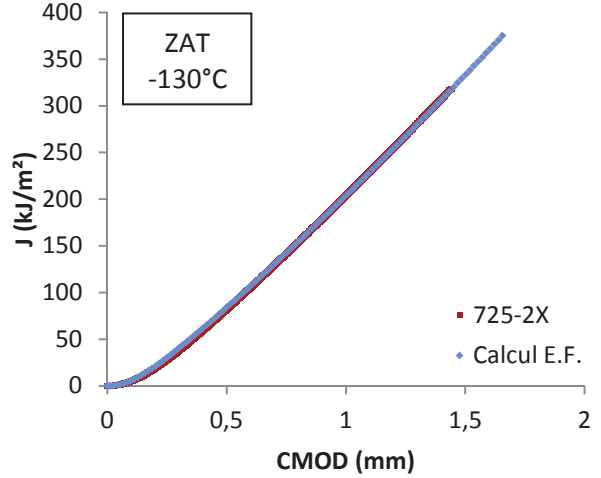
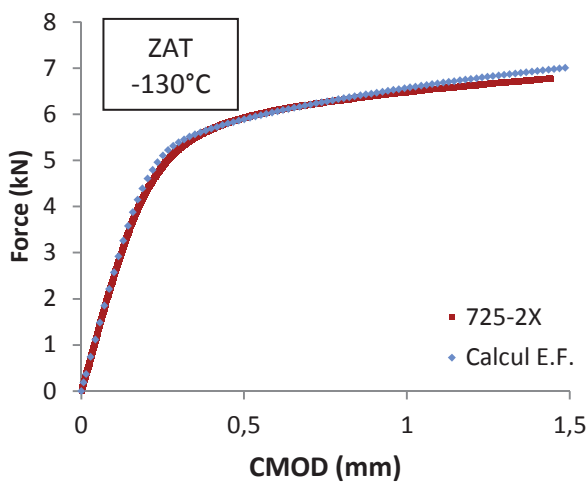
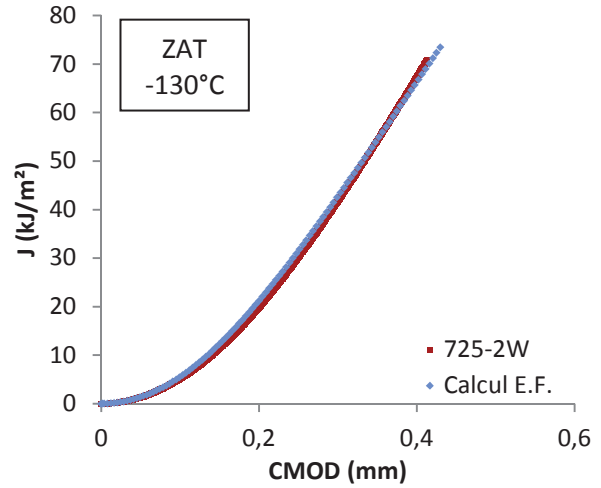
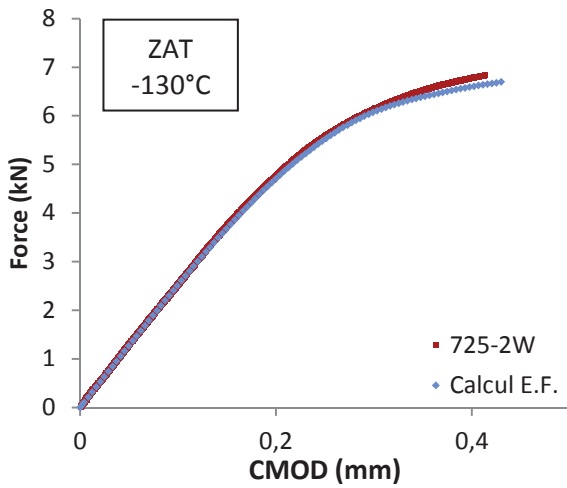
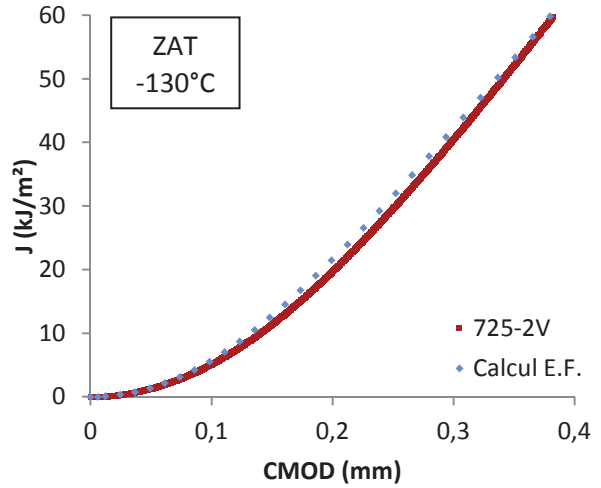
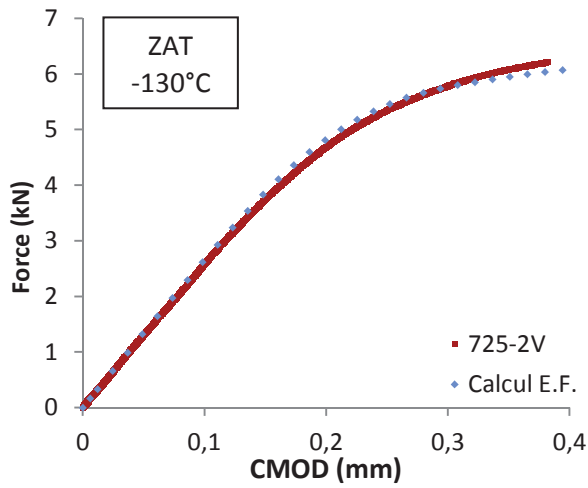


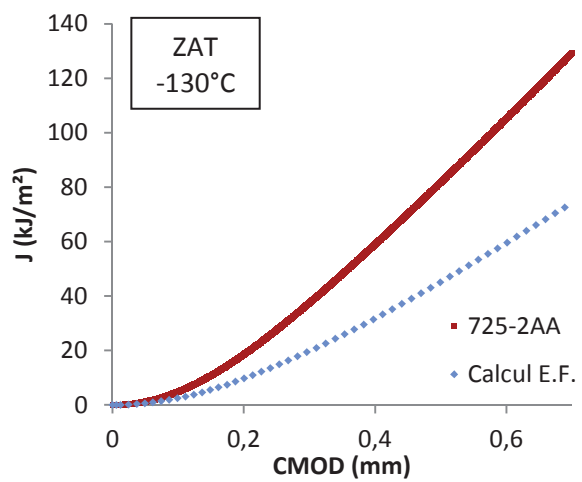
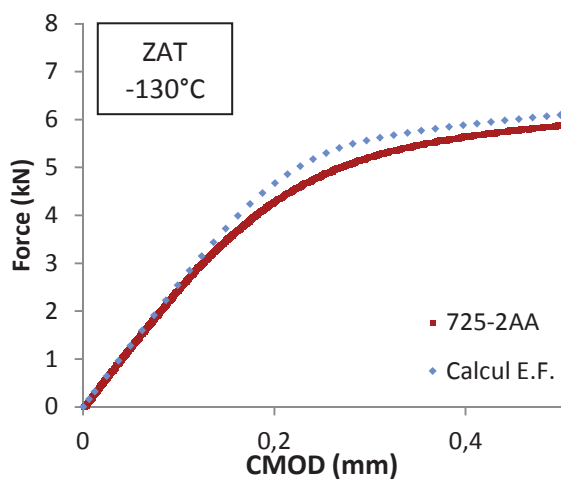
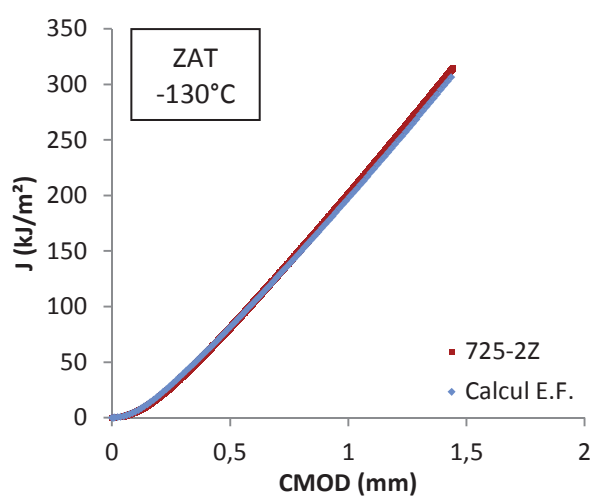
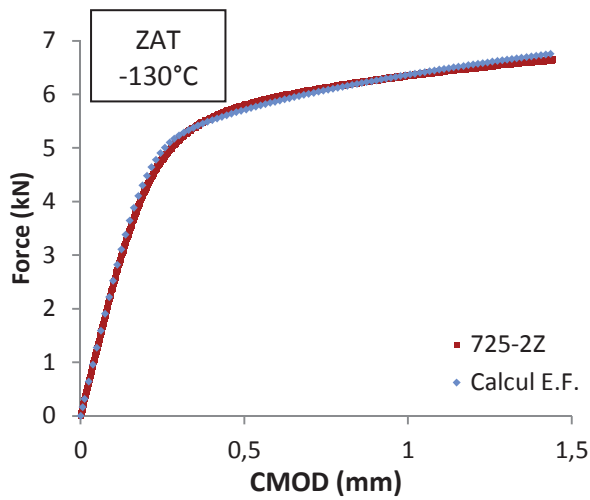
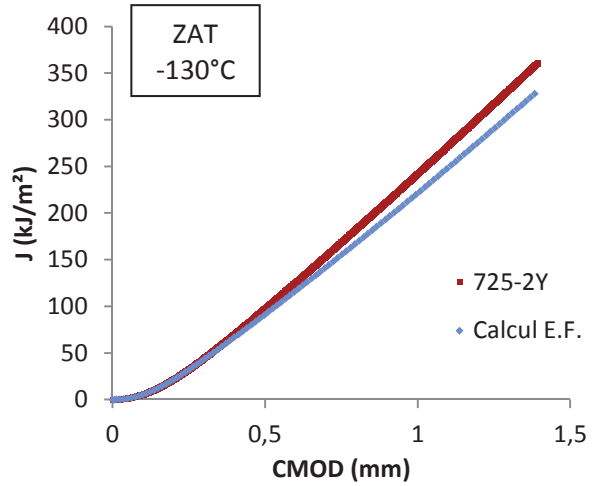
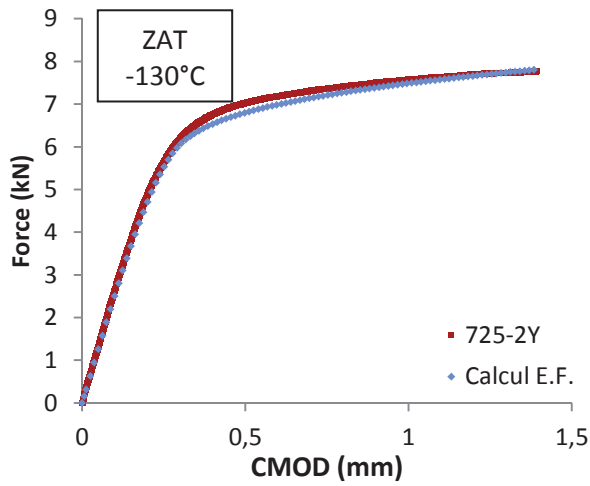


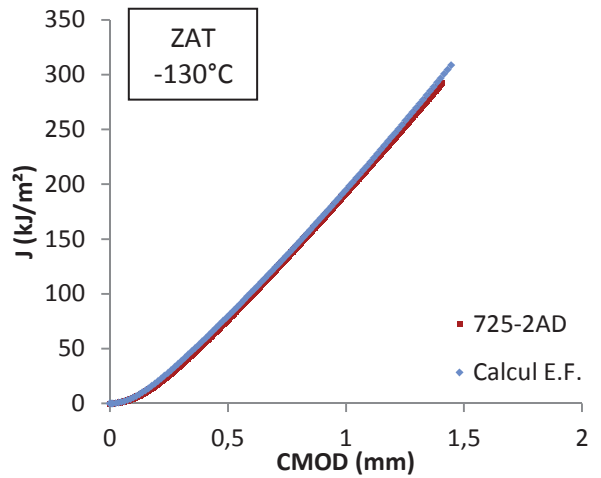
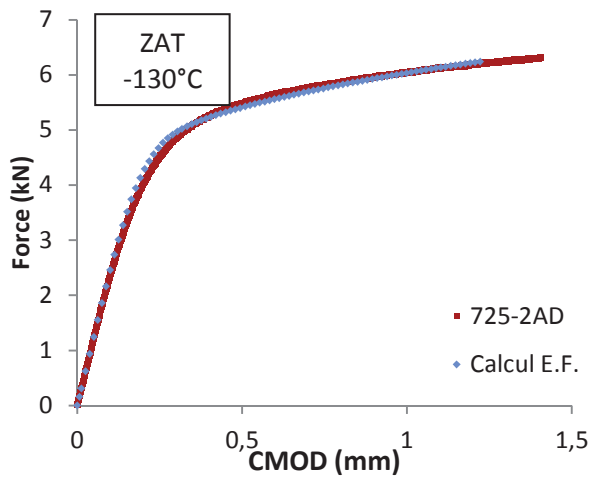
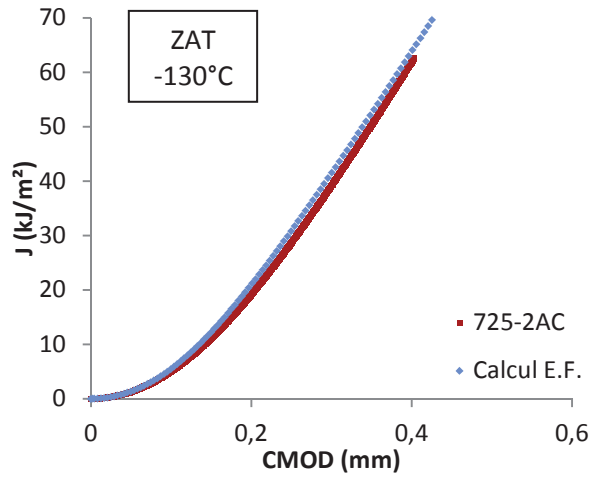
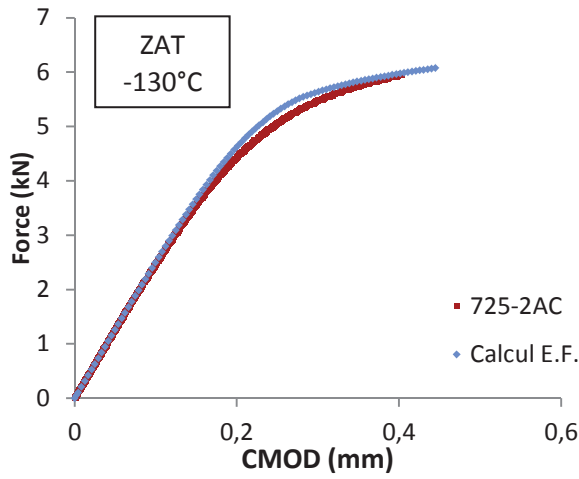
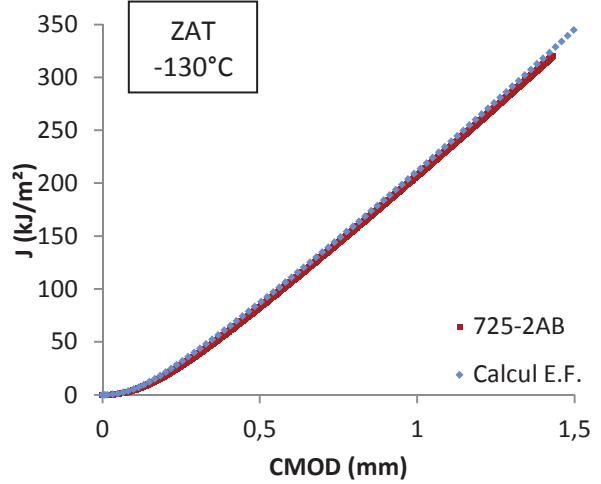
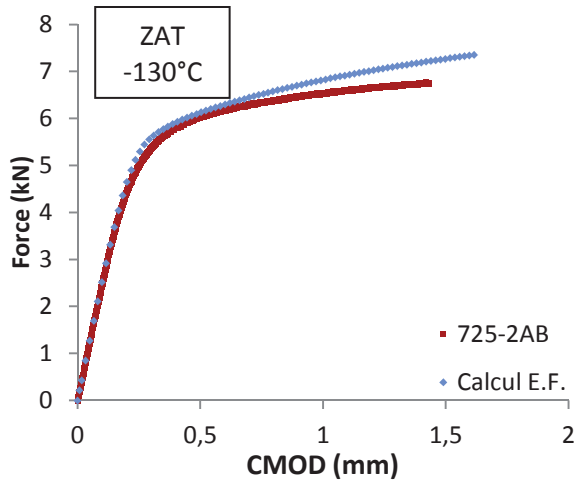
I.6. Eprouvettes CT12ep5 multi-matériaux à -130°C

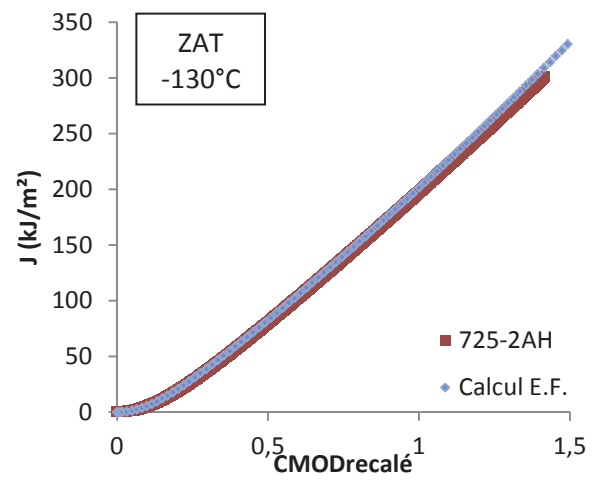
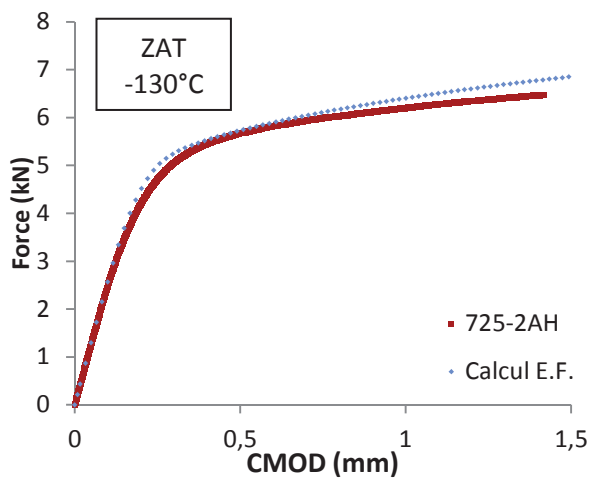
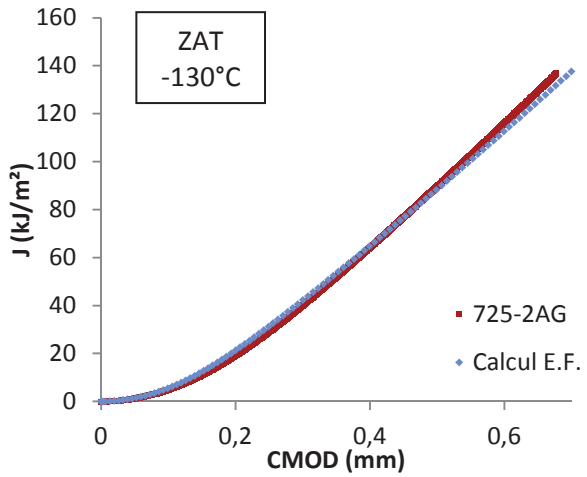
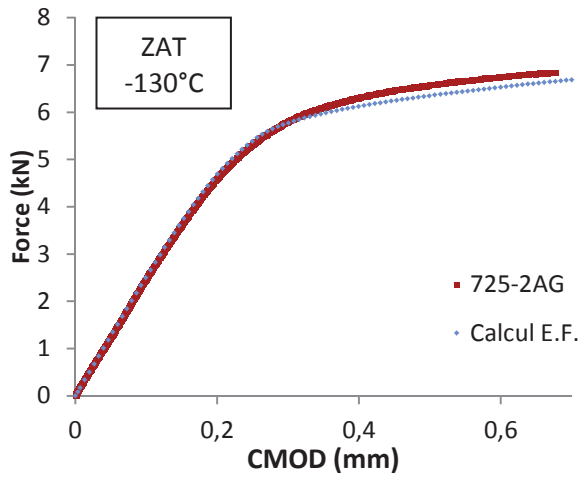
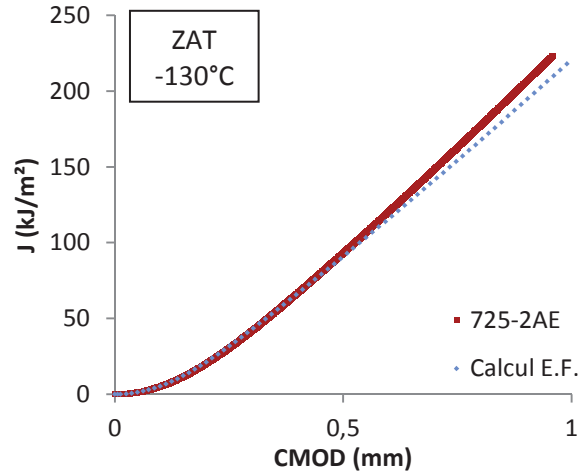
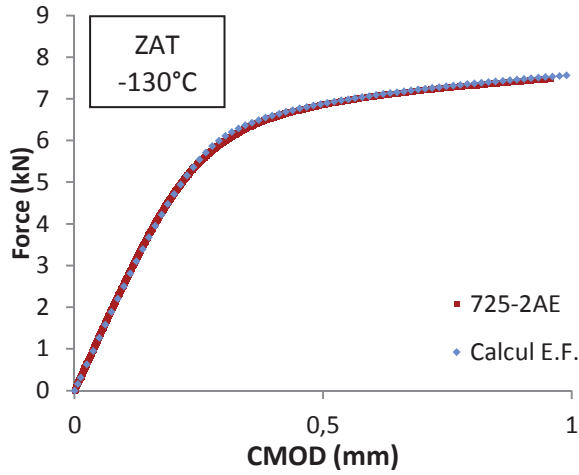


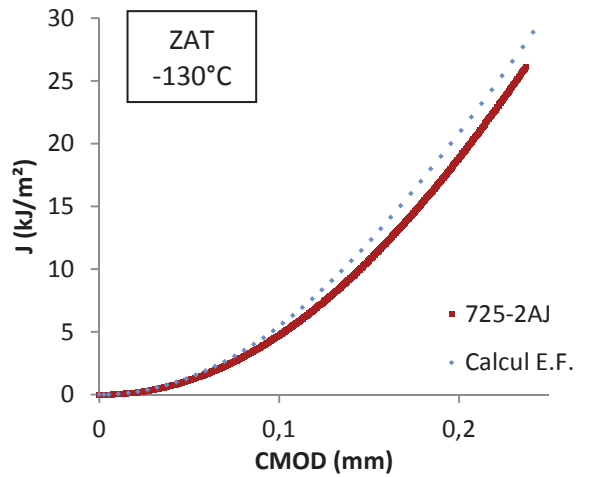
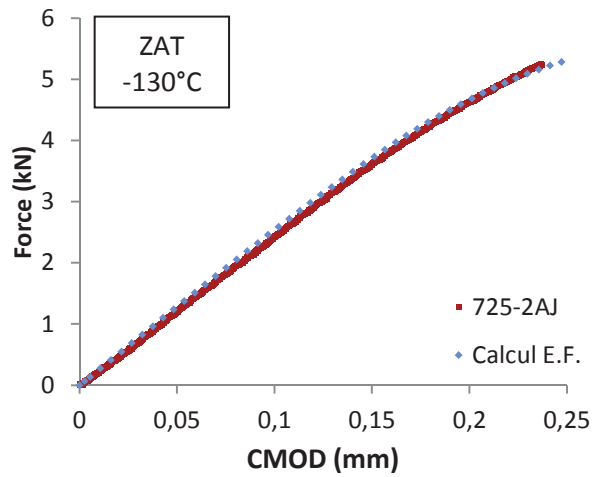
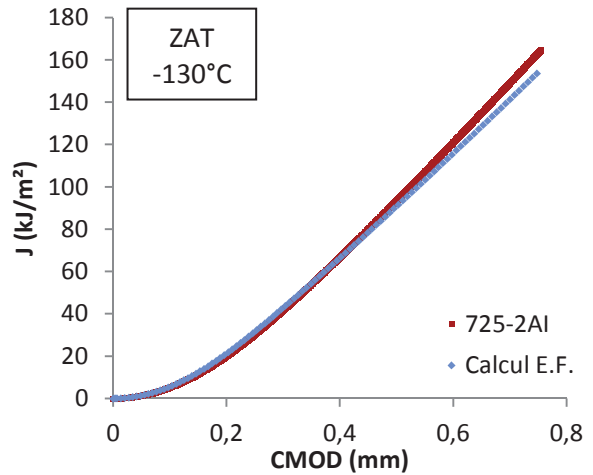
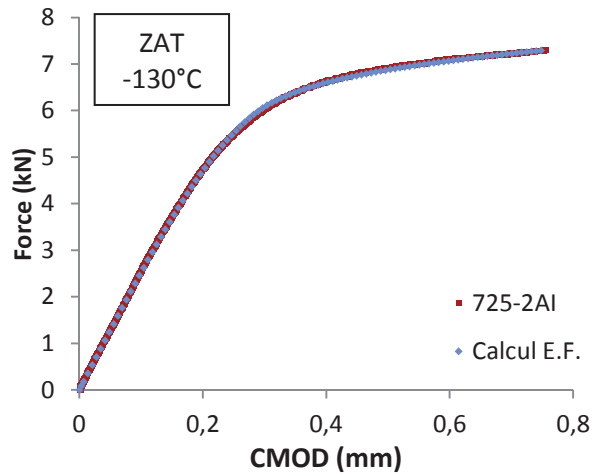












II. Tableaux de valeurs

II.1. Eprouvettes AE à -170°C

Eprouvette	Numéro d'essai	Effort à rupture (kN)	Contraction diamétrale (%)	σ_{11max} (Mpa)
701-42Y	11-337	64,92	2,6	1800
701-42Z	11-338	61,68	0,7	1407
701-42AA	11-339	63,85	1,6	1666
701-42AB	11-340	65,60	4,6	1899
701-42AC	11-341	65,32	3,2	1834
701-42AD	11-342	62,88	2,8	1750
701-42AE	11-343	62,88	1,4	1693
701-42AF	11-344	64,04	2,4	1754
701-42AG	11-345	65,82	4,2	1908
701-42AH	11-346	65,39	5,5	1938

II.2. Eprouvettes prismatiques en 16MND5 à -170°C

Eprouvette	Numéro d'essai	Effort à rupture (N)	Contraction largeur à rupture (%)	Contraction épaisseur à rupture (%)	$\Delta S/S_0$	σ_{11max} (MPa)
701-42B	10-097	8732,3	12,2	34,99	0,43	1794
701-42C	10-098	9077,6	10,23	30,98	0,38	1743
701-42E	10-100	9015,1	10,52	32,76	0,4	1771
701-42G	10-102	9038,6	10,6	31,79	0,39	1764
701-42H	10-103	9638,8	7,65	29,63	0,35	1744
701-42I	10-104	8701,3	12,1	33,84	0,42	1769
701-42J	10-105	9425,1	9,31	28,5	0,35	1683
701-42K	10-106	9621,3	8,13	24,19	0,3	1648
701-42L	10-107	8646,5	11,84	33,67	0,415	1754

II.3. Eprouvettes prismatiques multi-matériaux à -170°C

Eprouvette	l (mm)	Numéro d'essai	Effort à rupture (N)	Contraction largeur à rupture (%)	Contraction épaisseur à rupture (%)	$\Delta S/S_0$	σ_{11max} (MPa)
725-2D	5	11-123	9415,55	10,56	29,19	0,37	1798
725-2E	5	11-124	8974,12	12,17	34,57	0,43	1896
725-2F	5	11-125	9004,95	11,94	32,98	0,41	1844
725-2G	4	11-126	6975,5	12,84	36,56	0,45	1818
725-2H	4	11-127	7802,97	10,12	31,72	0,39	1828
725-2I	4	11-128	7288,3	13,18	34,12	0,43	1842
725-2J	4	11-129	8087,6	8,94	29,11	0,35	1825
725-2K	4	11-130	7499,6	10,26	30,98	0,38	1775
725-2M	4	11-131	7434,1	11,6	32,7	0,41	1815
725-2O	4	11-132	7027,6	13,26	36,78	0,45	1868
725-2P	4	11-133	8440,2	8,29	23,23	0,3	1756

II.4. Eprouvettes CT12 et CT12ep5 en 16MND5 à -130°C

Ep.	Eprouvette	Numéro d'essai	a_0 (mm)	Effort à rupture (kN)	CMOD (mm)	K_I (MPa.m ^{0,5})	J_{Ic} (kJ/m ²)	V_{th} (mm ³)
5	701-42N	11-026	13,59	5,69	0,395	88,44	60,44	1,562
5	701-42O	11-027	14,29	4,28	0,286	74,147	31,42	1,032
5	701-42P	11-023	13,81	4,94	0,305	79,25	38,27	1,216
5	701-42Q	11-025	13,67	5,55	0,367	87,18	52,89	1,438
5	701-42R	11-024	14,11	5,47	0,65	92,98	115,73	2,312
12	701-42S	11-013	13,65	13,86	0,34	90,538	46,41	9,693
12	701-42T	11-021	13,64	14,16	0,349	92,327	50,33	11,459
12	701-42U	11-020	13,64	13,51	0,32	88,09	42,86	8,469
12	701-42V	11-015	15,46	9,60	0,377	84,826	43,64	8,586
12	701-42W	11-022	13,62	11,07	0,248	71,98	26,90	3,576

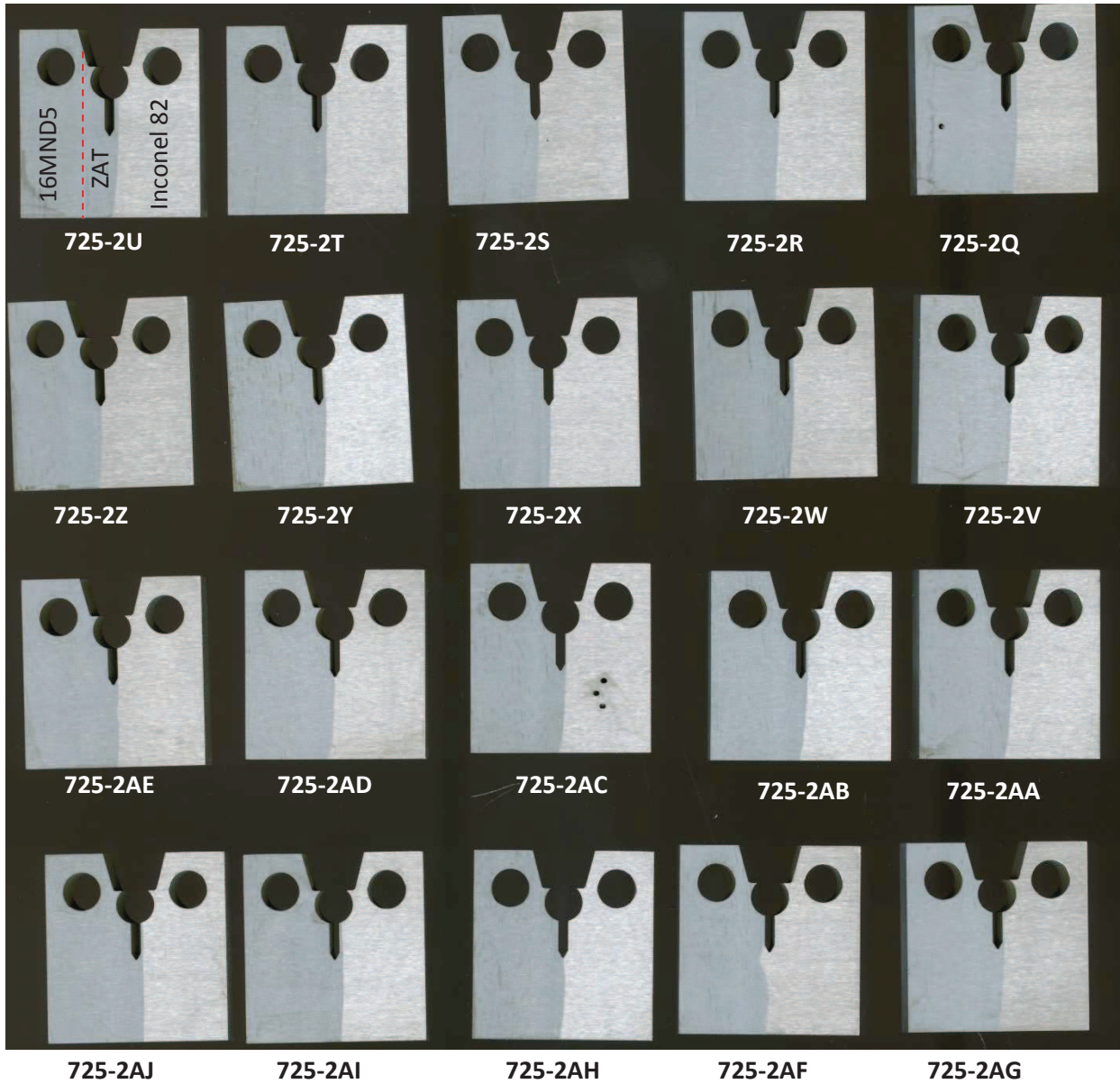
II.5. Eprouvettes CT12ep5 multi-matériaux à -130°C

Ep.	N° essai	Distance/ inconel (mm)	a ₀ (mm)	Effort à rupture (kN)	CMOD (mm)	K _I (MPa.m ^{0,5})	J _{IC} (kJ/m ²)	V _{th} (mm ³)
725-2Q	11-028	3,81	12,68	6,26	0,379	85,4	58,42	2,00
725-2R	11-029	1,52	12,56	6,17	0,540	82,82	91,27	1,87
725-2T	11-031	2,13	12,42	7,39	1,665	97,34	430,47	6,27
725-2U	11-032	3,62	12,55	6,36	0,318	85,29	45,29	1,78
725-2V	11-033	1,45	12,41	6,21	0,380	81,75	57,96	1,73
725-2W	11-034	3,47	12,52	6,29	0,413	91,15	67,77	2,11
725-2X	11-035	0,94	12,49	6,87	1,655	91,36	364,66	3,04
725-2Y	11-036	3,20	12,53	7,78	1,394	103,98	335,27	4,90
725-2Z	11-037	0,73	12,58	6,65	1,443	89,51	303,53	2,49
725-2AA	11-038	1,20	12,58	6,19	0,715	83,36	127,94	2,57
725-2AB	11-039	1,59	12,56	6,88	1,960	92,37	446,4	5,39
725-2AC	11-040	1,85	12,6	5,95	0,404	80,31	60,96	1,76
725-2AD	11-041	0,46	12,73	6,33	1,419	86,93	296,84	1,70
725-2AE	11-042	3,47	12,52	7,78	1,368	103,84	317,79	5,00
725-2AG	11-044	2,86	12,64	6,83	0,677	92,67	130,97	3,14
725-2AH	11-045	0,62	12,55	6,66	1,853	89,26	411,94	2,73
725-2AI	11-046	3,47	12,51	7,31	0,756	97,40	152,96	3,20

III. Eprouvettes CT12 multi-matériaux

III.1. Prélèvement





III.2. Découpes au niveau du front de fissure

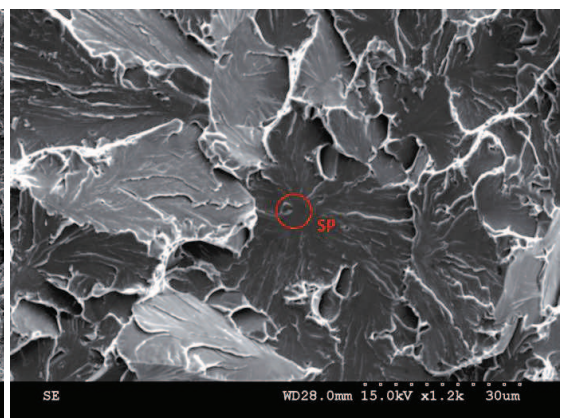
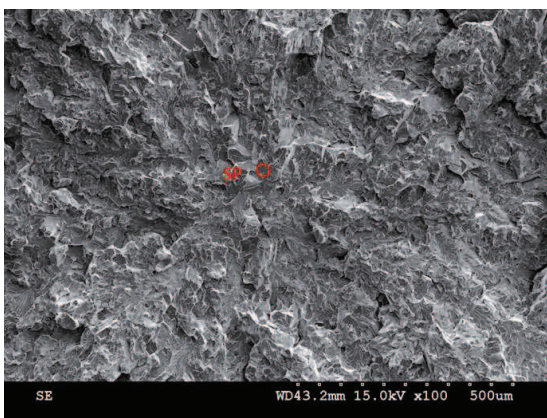
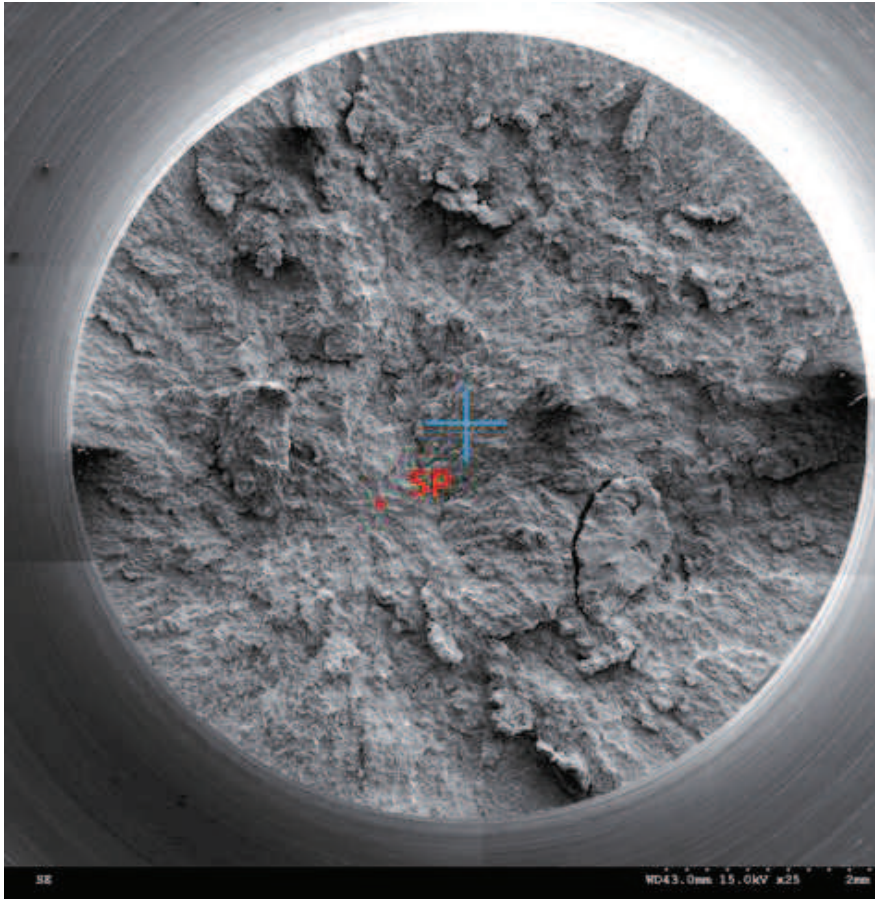


IV. Observations au MEB

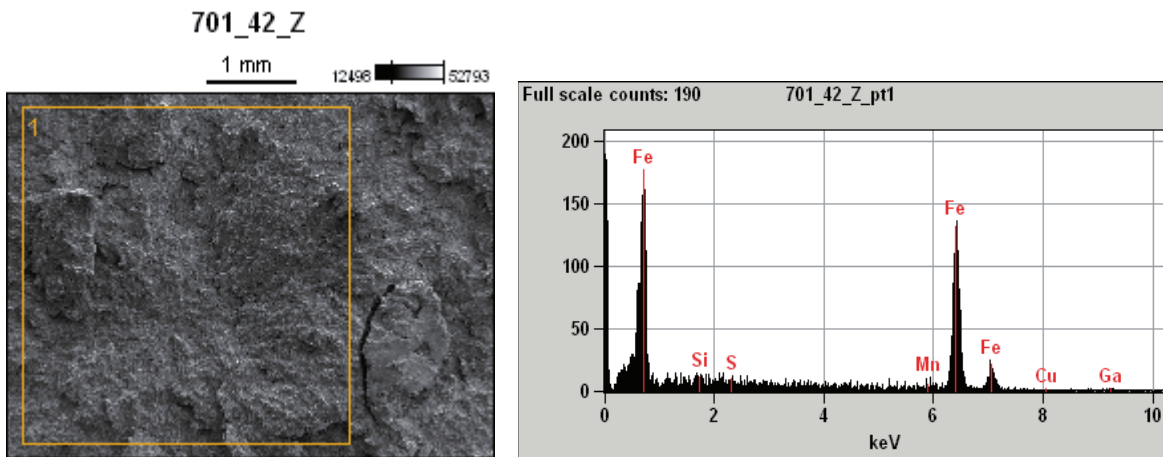
IV.1. Eprouvettes AE

IV.1.1. 701-42Z

Distance au centre : 1200 μm



Micro-analyse



Weight %

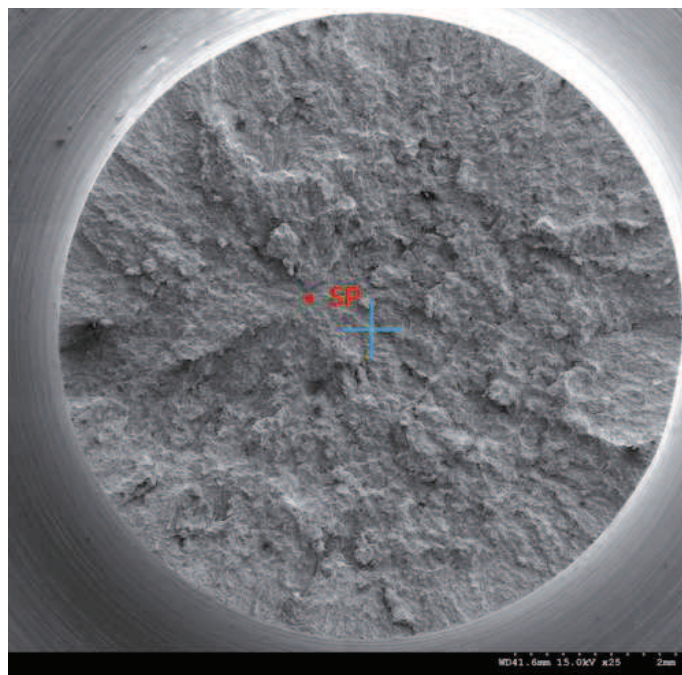
	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>
701-42-Z	0.43	0.26	1.65	92.39	0.98

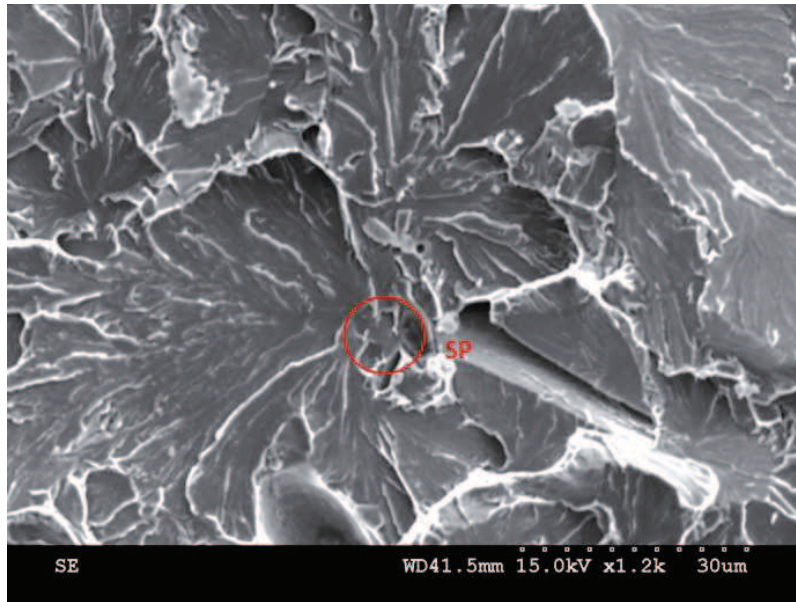
Atom %

	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>
701-42-Z	0.85	0.45	1.68	92.71	0.87

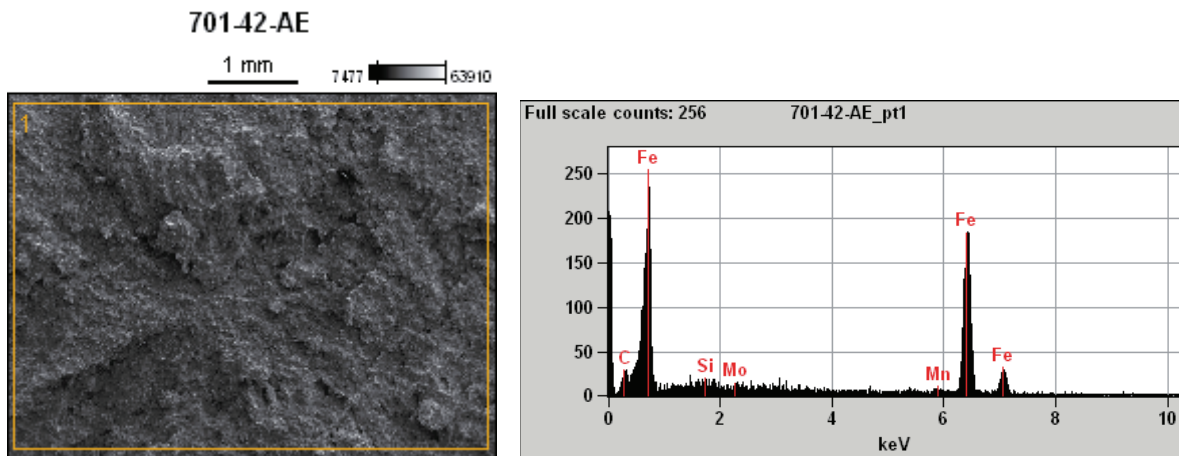
IV.1.2. 701-42AE

Distance au centre : 870 µm





Micro-analyse



Weight %

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Mo</i>
701-42-AE	0.28	1.95	97.27	0.50

Atom %

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Mo</i>
701-42-AE	0.56	1.98	97.17	0.29

IV.2. Eprouvettes prismatiques en 16MND5

IV.2.1. 701-42-B

Micro-analyse du faciès de rupture

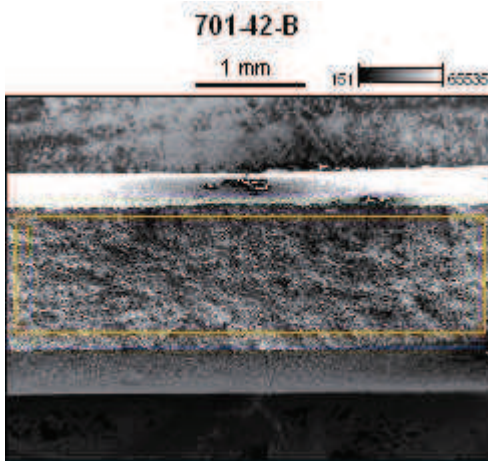
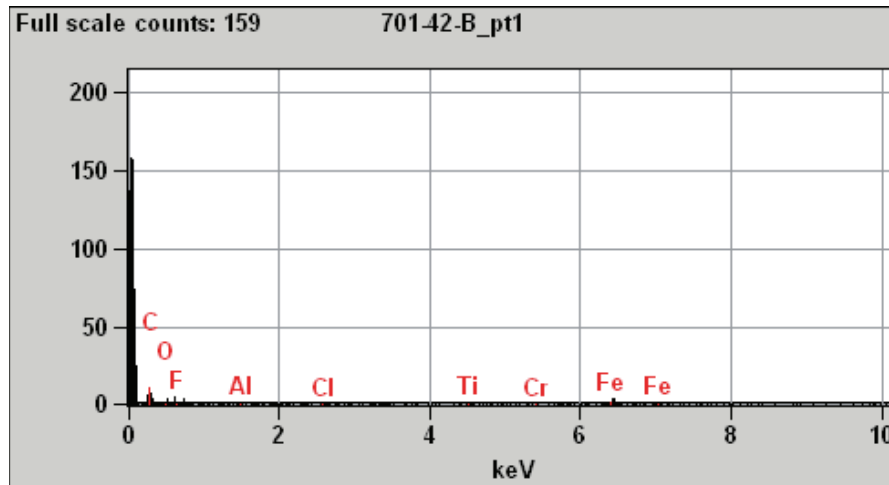


Image Name: 701-42-B

Accelerating Voltage: 15.0 kV

Magnification: 30

Detector: UltraDry



Weight %

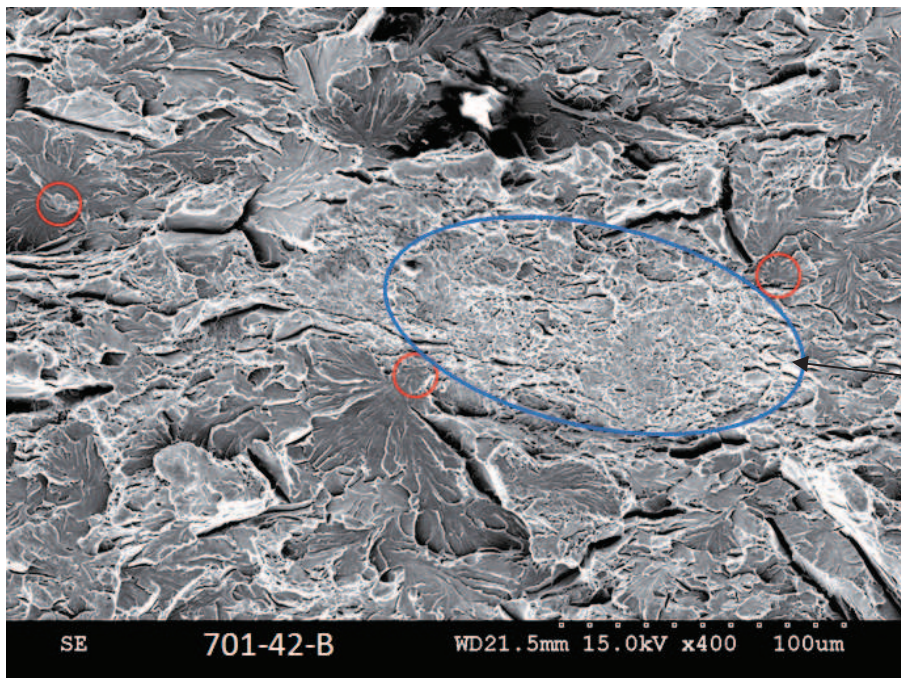
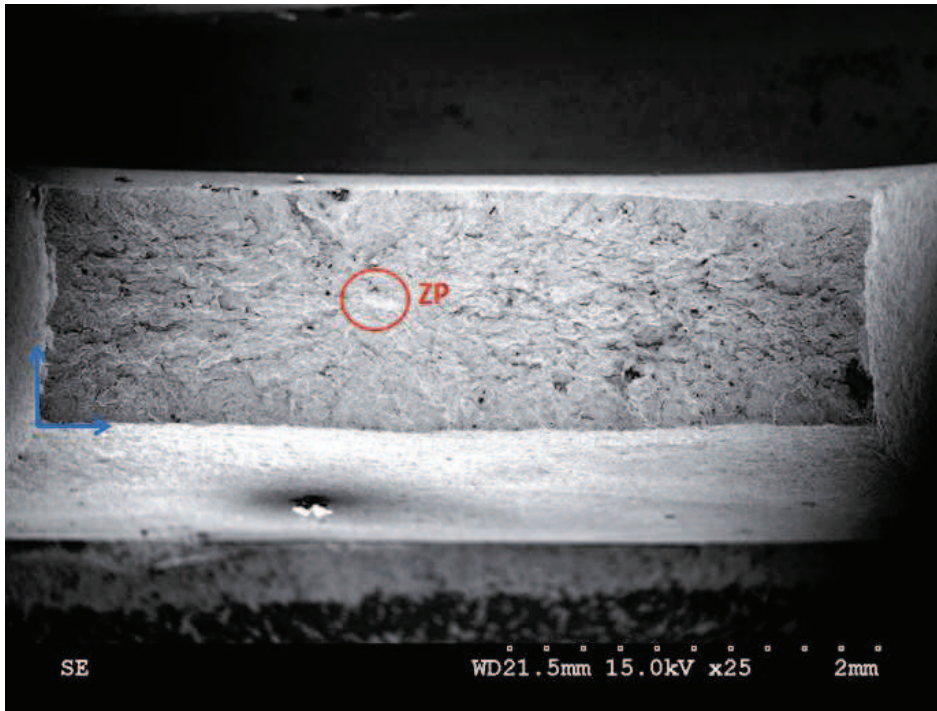
	O	Al	Ti	Cr	Fe
701-42-B	5.33	2.36	8.49	6.37	73.50

Atom %

	O	Al	Ti	Cr	Fe
701-42-B	15.58	4.09	8.29	5.73	61.51

Observation

Coordonnées du site d'amorçage : (1850 μ m ; 700 μ m)



Tâche
blanche près
des SP

Micro-analyse de la tâche blanche

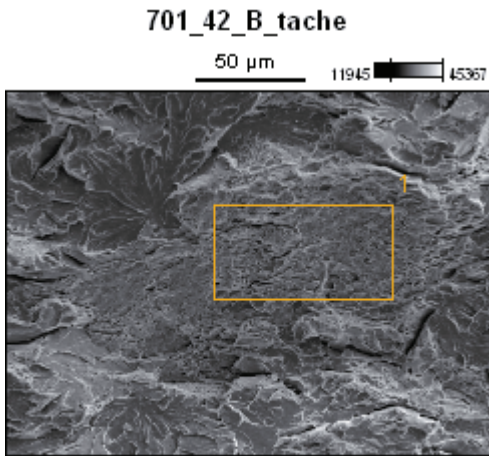
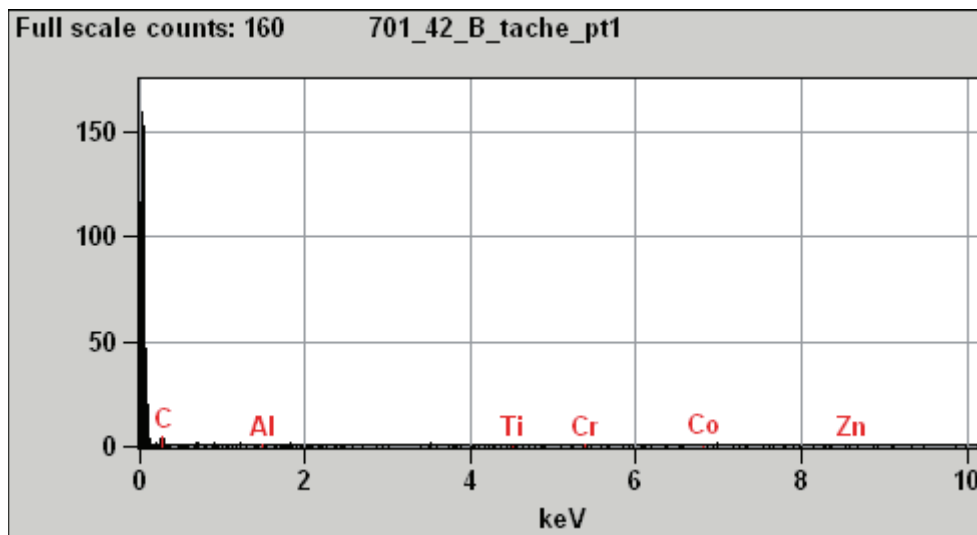


Image Name: 701_42_B_tache

Accelerating Voltage: 15.0 kV

Magnification: 600

Detector: UltraDry



Weight %

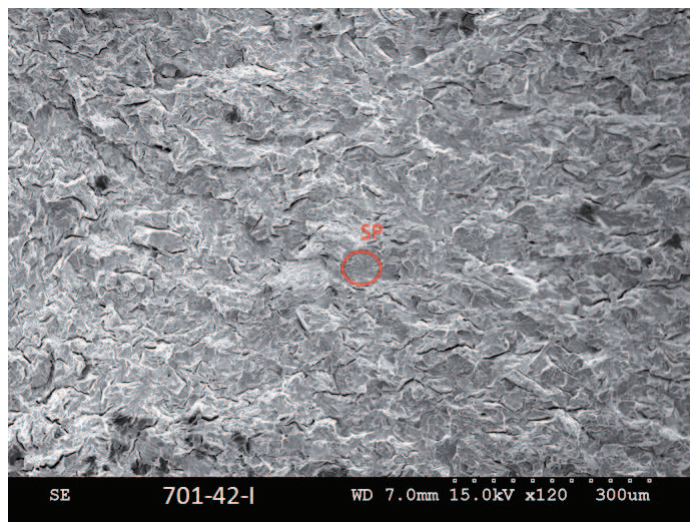
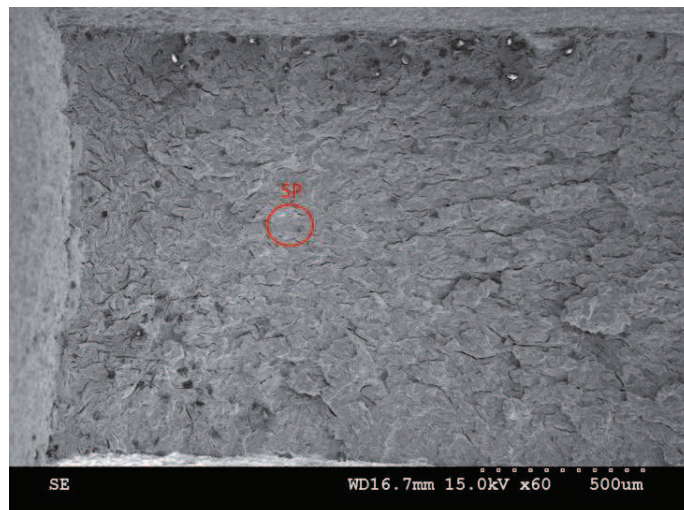
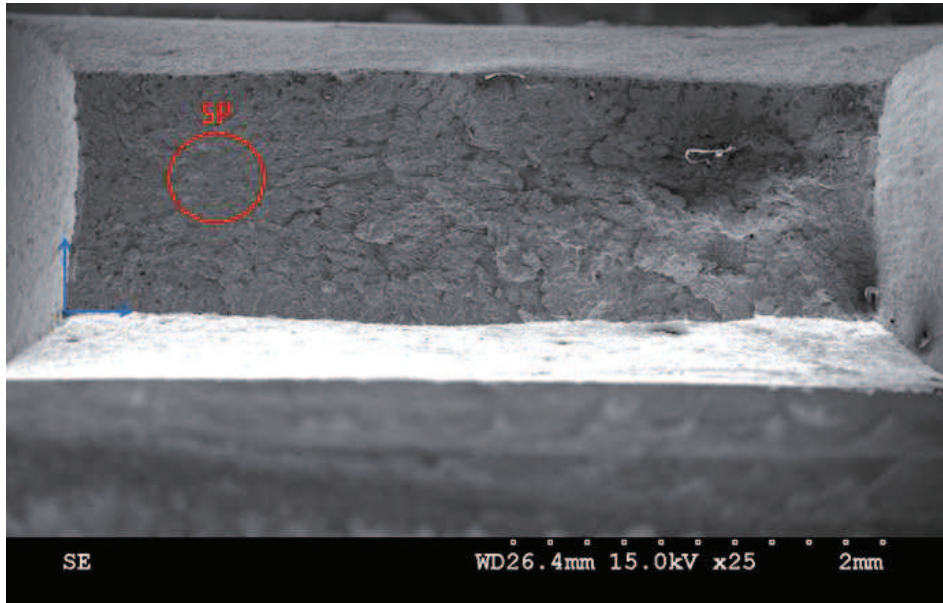
	<i>Al</i>	<i>Ti</i>	<i>Cr</i>	<i>Co</i>	<i>Zn</i>
701-42-B - tâche	8.45	11.31	14.07	26.54	39.62

Atom %

	<i>Al</i>	<i>Ti</i>	<i>Cr</i>	<i>Co</i>	<i>Zn</i>
701-42-B - tâche	16.70	12.59	14.42	24.00	32.30

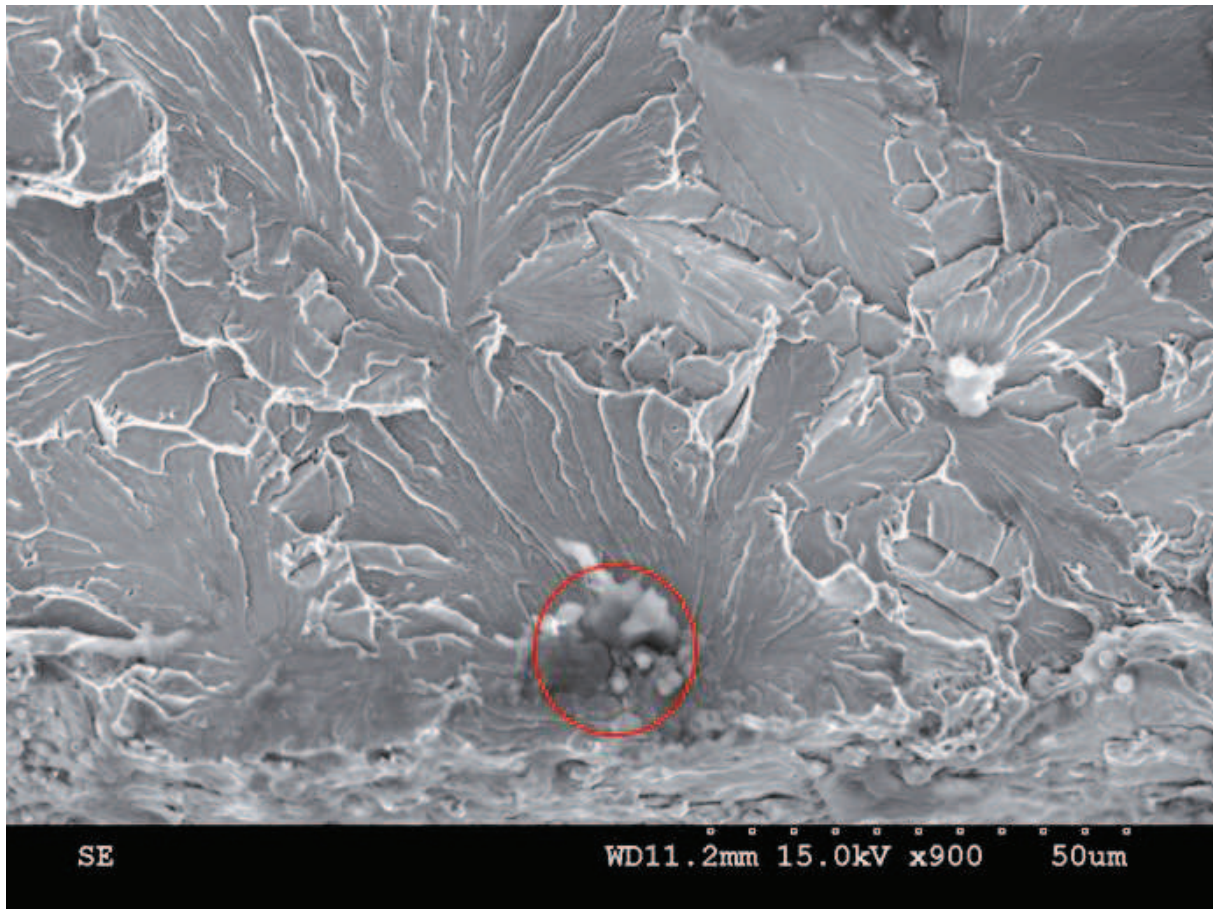
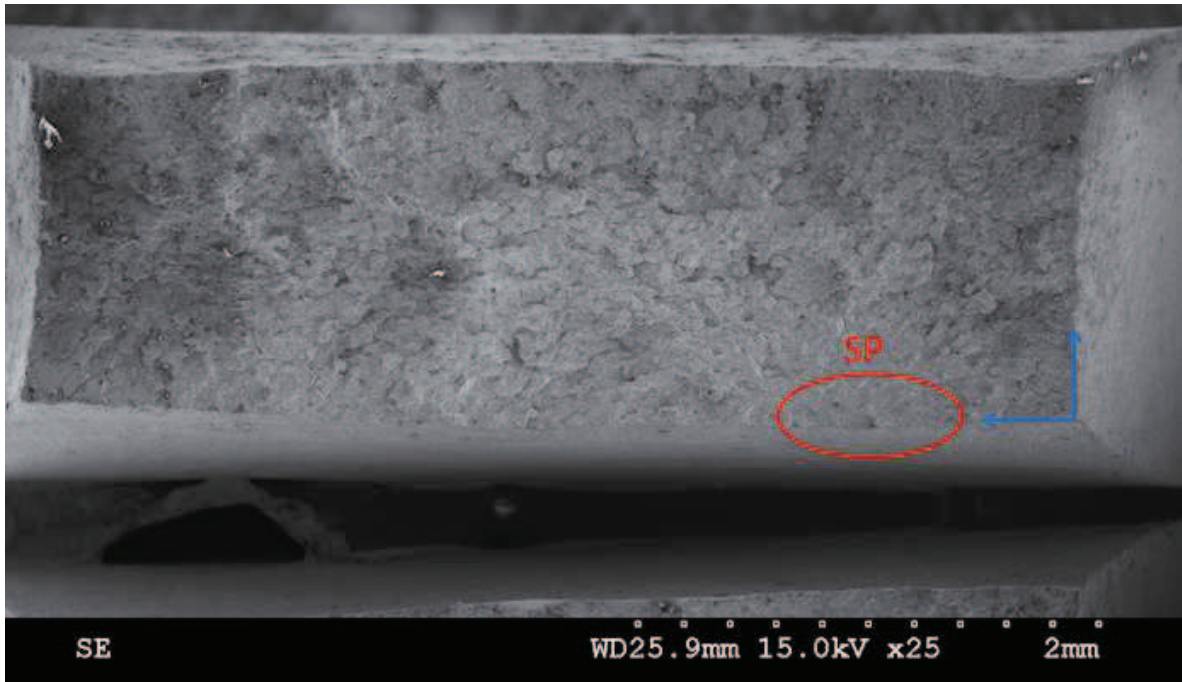
IV.2.2. 701-42-I

Coordonnées du site d'amorçage (par rapport au repère) : (690 μ m ; 725 μ m)



IV.2.3. 701-42-H

Coordonnées (par rapport au repère) : SP (1100 μ m ; 0 μ m)



IV.3. Eprouvettes prismatiques entaillées dans la ZAT

IV.3.1. 725-20

Micro-analyse

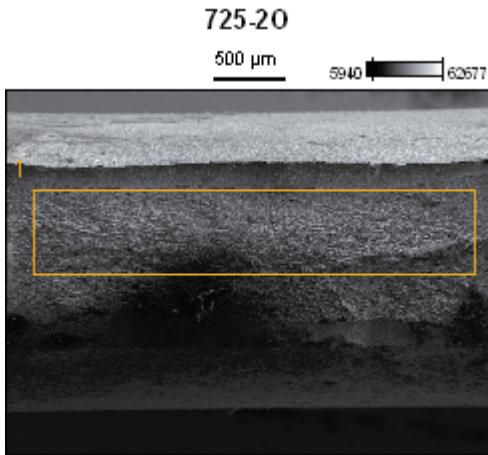
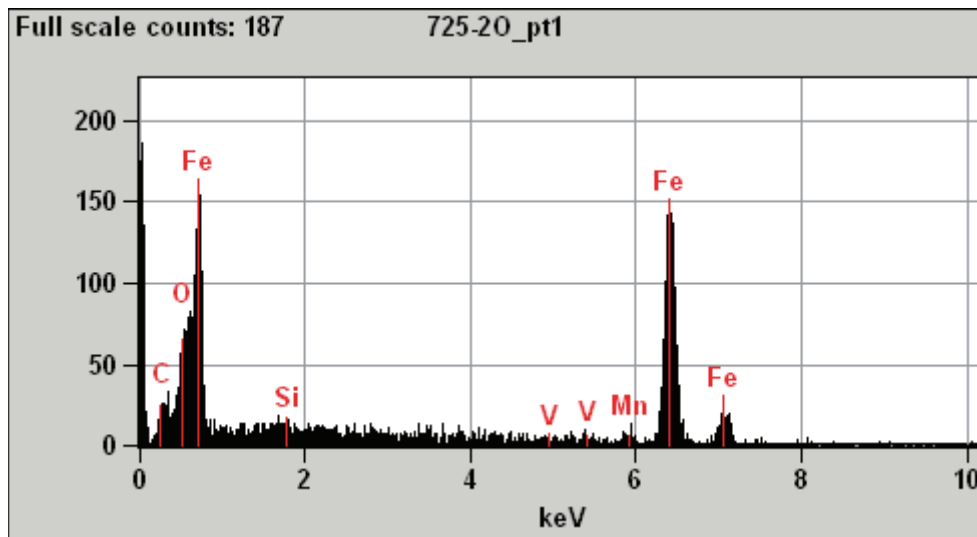


Image Name: 725-20

Accelerating Voltage: 15.0 kV

Magnification: 40

Detector: UltraDry



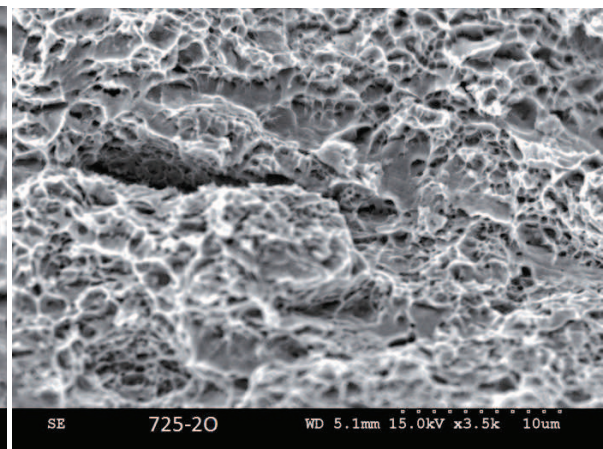
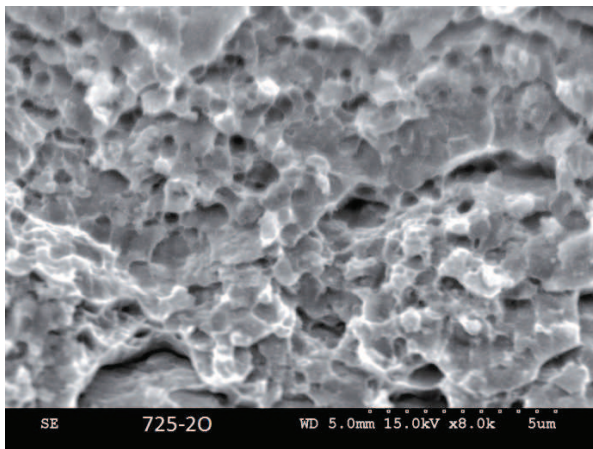
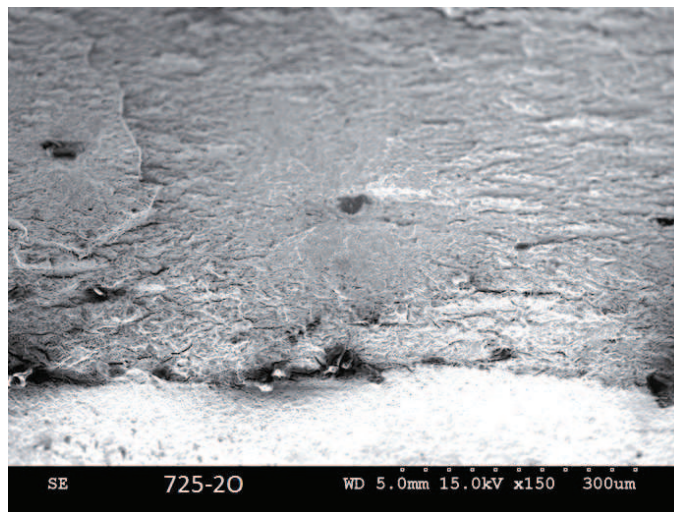
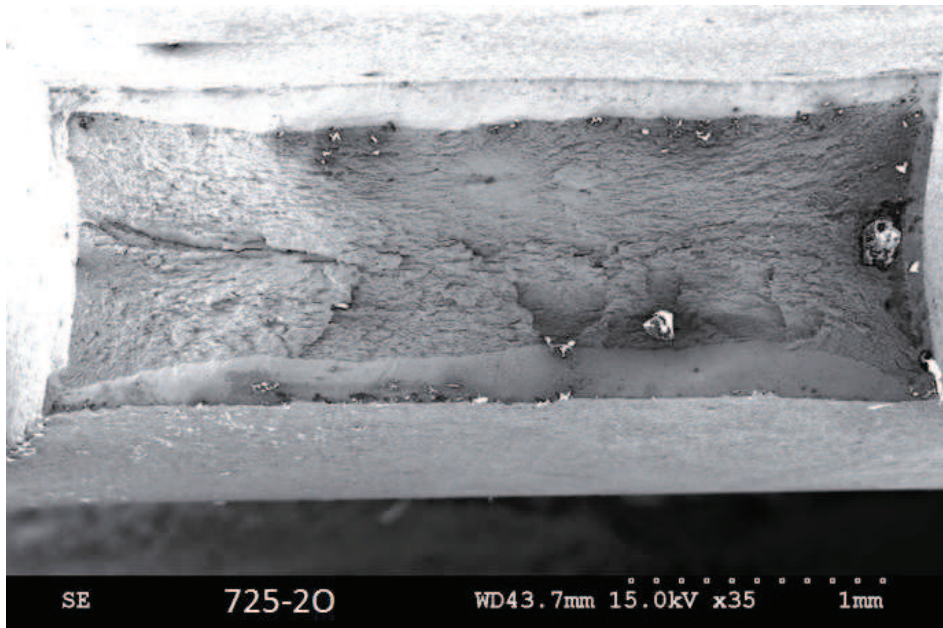
Weight %

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
726-F	0.24	2.41	97.34

Atom %

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
726-F	0.49	2.45	97.07

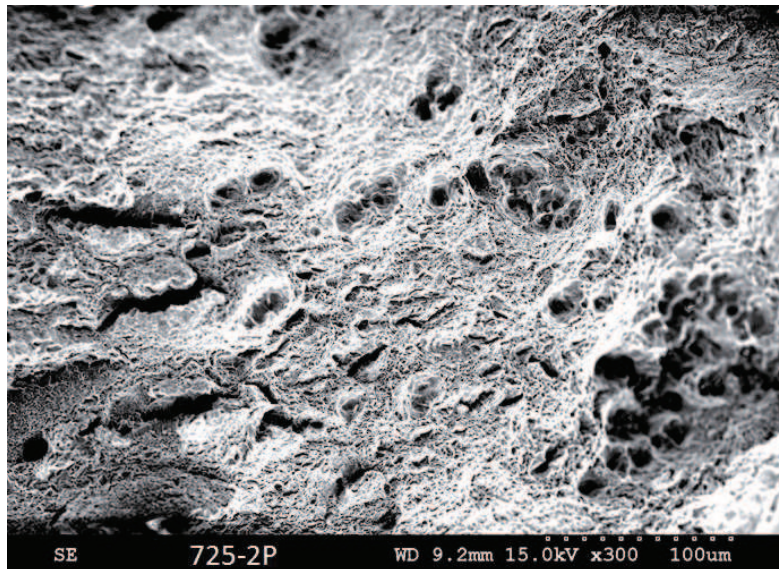
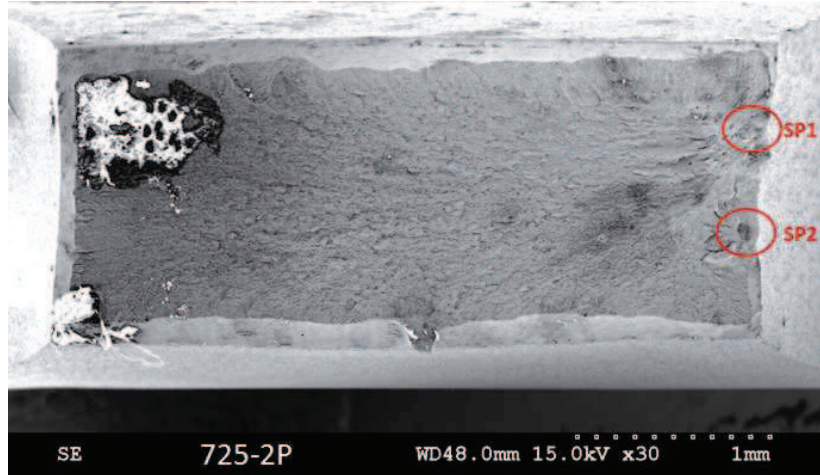
Observation



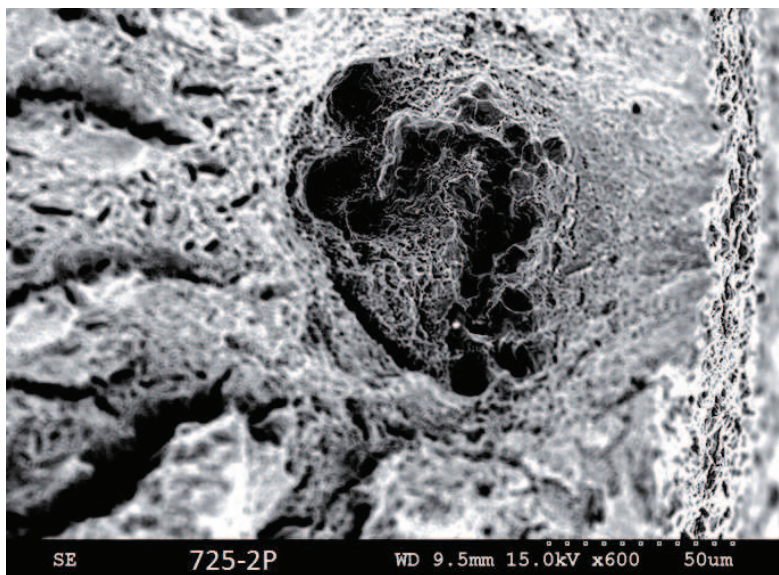
Aspect global

IV.3.2. 725-2P

Observation

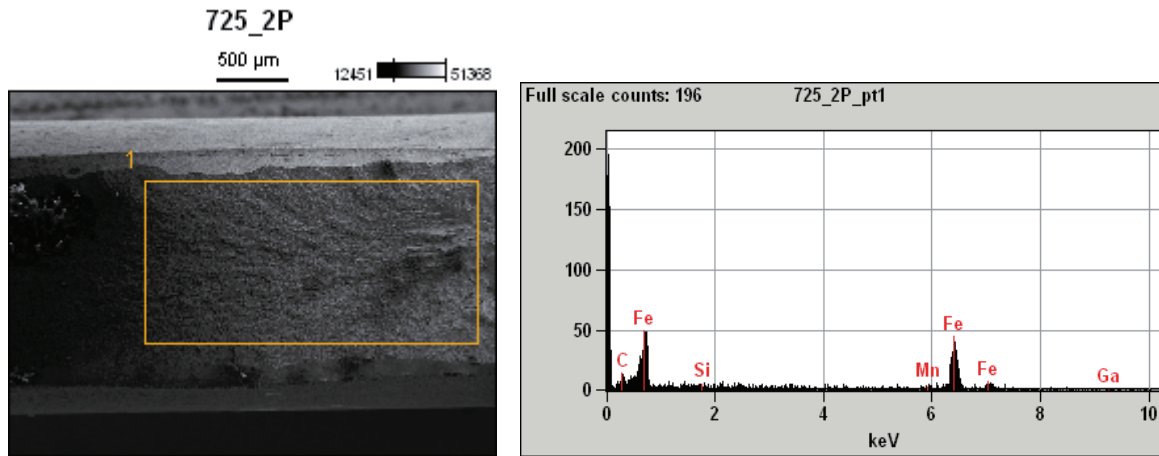


SP1



SP2

Micro-analyse



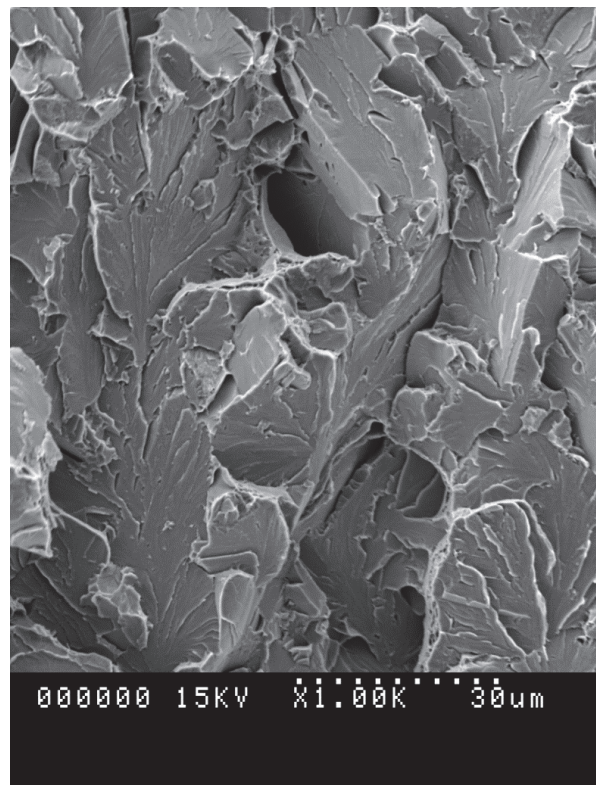
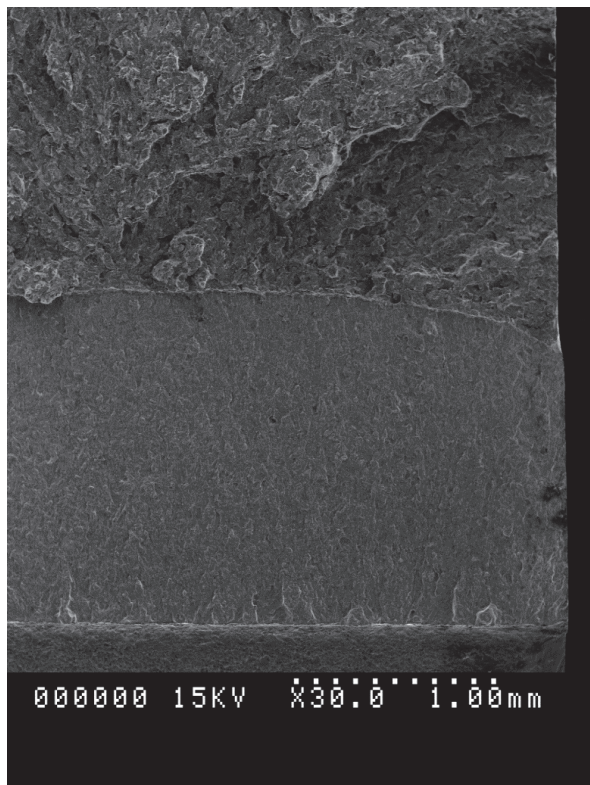
Weight %

	Si	Mn	Fe
725-2P	0.52	3.90	89.99

Atom %

	Si	Mn	Fe
725-2P	1.03	3.99	90.47

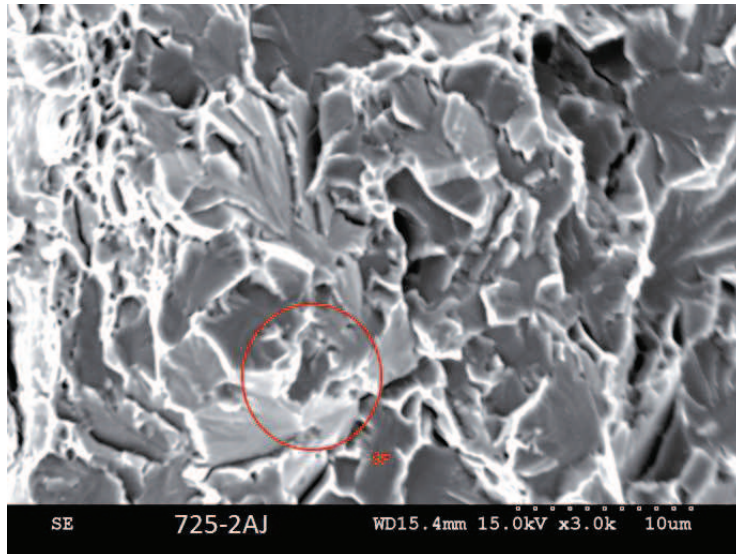
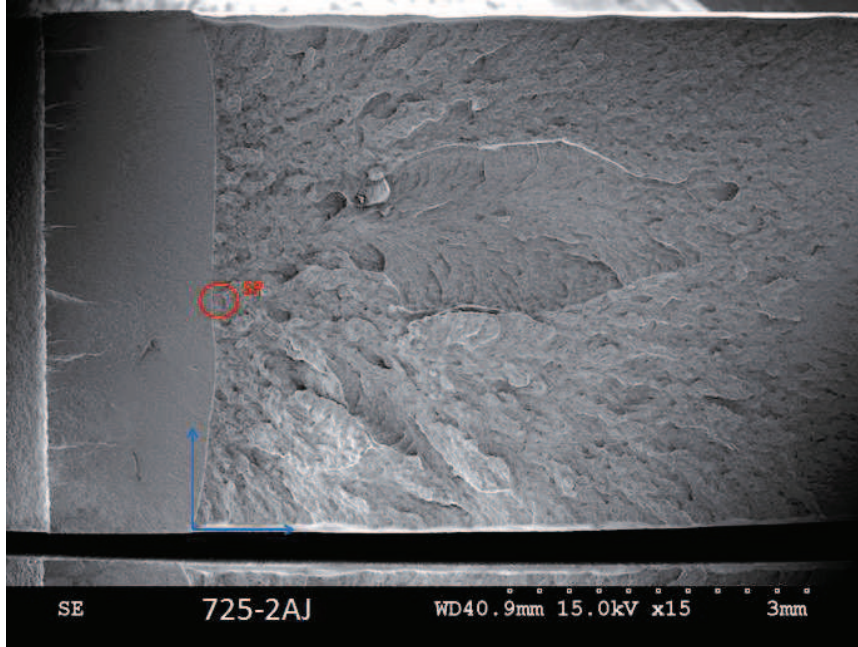
IV.4. Eprouvette CT en 16MND5 – Aspect global



IV.5. Eprouvettes CT multi-matériaux

IV.5.1. 725-2AJ

Coordonnées du site d'amorçage : (10 μ m ; 2300 μ m)



Micro-analyse

725_2AJ

1 mm 151 64827

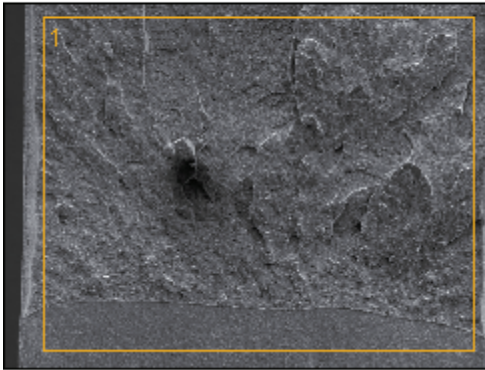
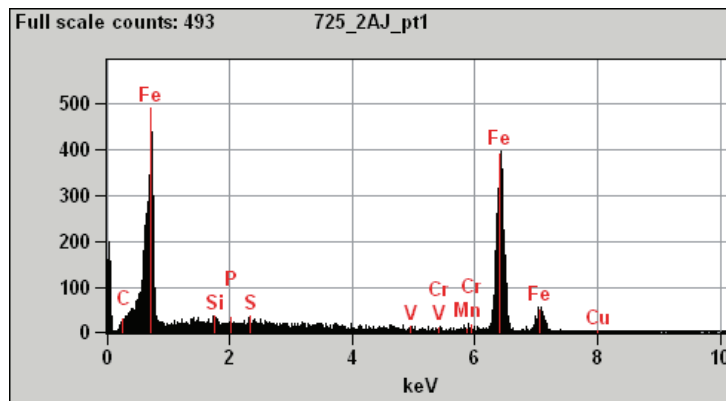


Image Name: 725_2AJ

Accelerating Voltage: 15.0 kV

Magnification: 25

Detector: UltraDry



Weight %

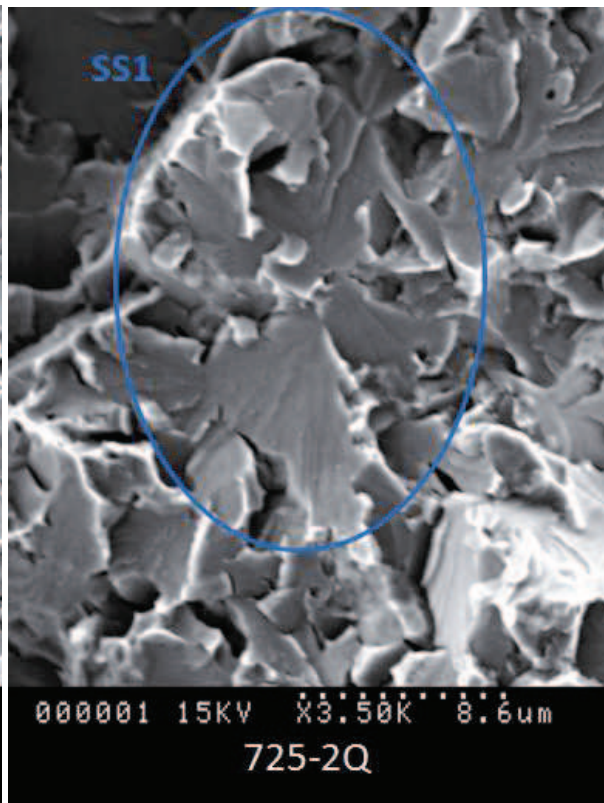
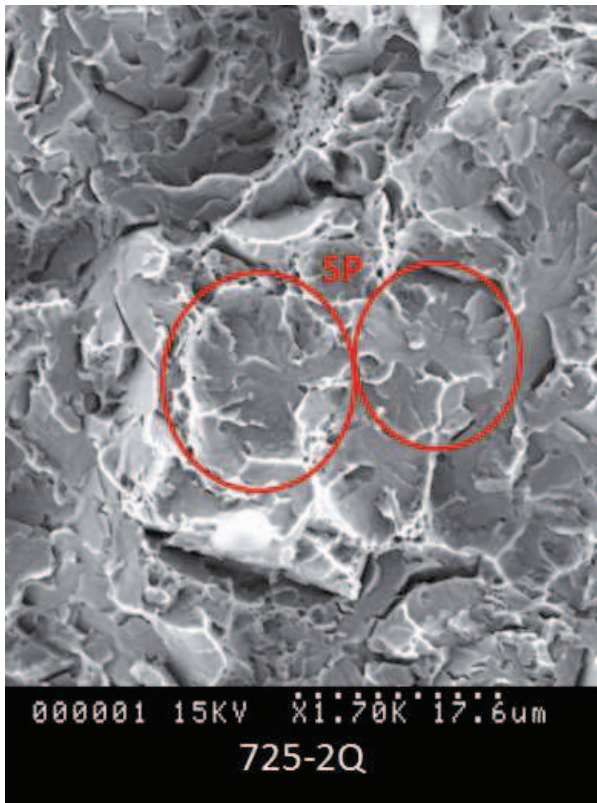
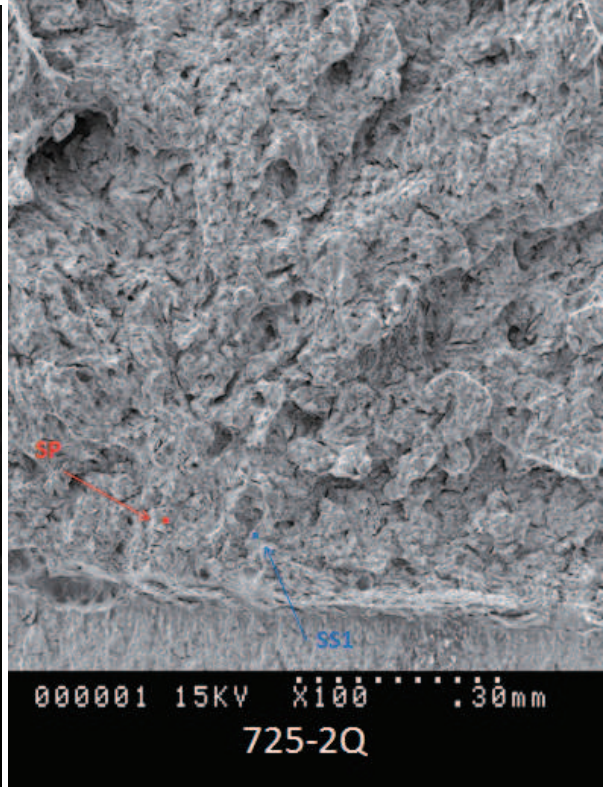
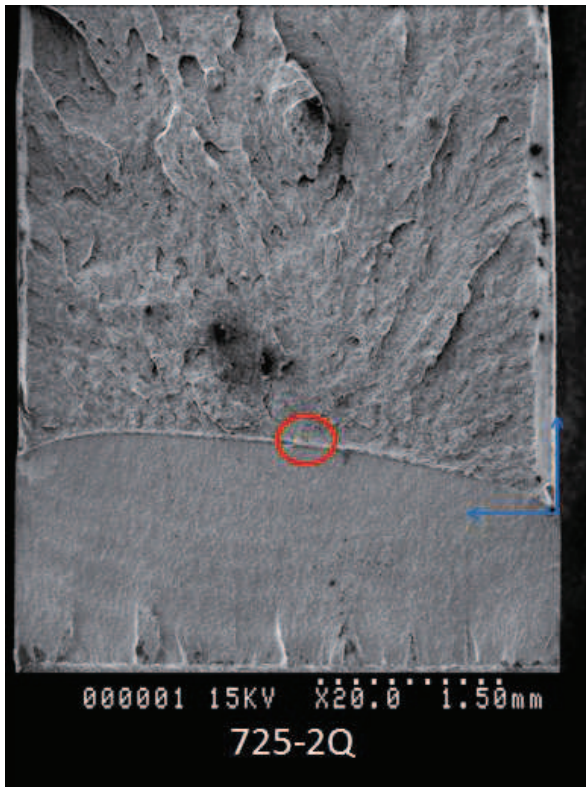
	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Cu
725-2AJ	0.43	0.23	0.33	0.39	0.99	97.40	0.00

Atom %

	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Cu
725-2AJ	0.85	0.41	0.56	0.41	1.00	96.52	0.00

IV.5.2. 725-2Q

Coordonnées (par rapport au repère) : SP (2150 μ m ; 100 μ m) - SS1 (2026 μ m ; 102 μ m)



Micro-analyse 725-2Q

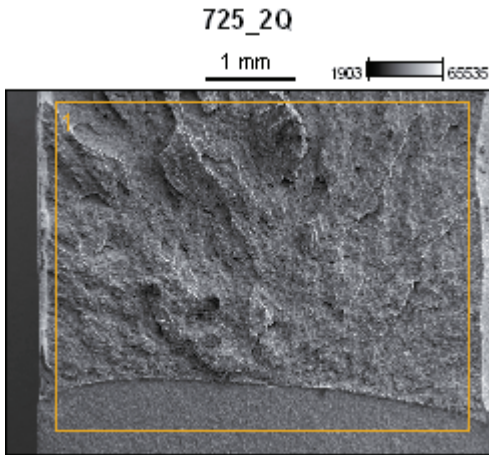
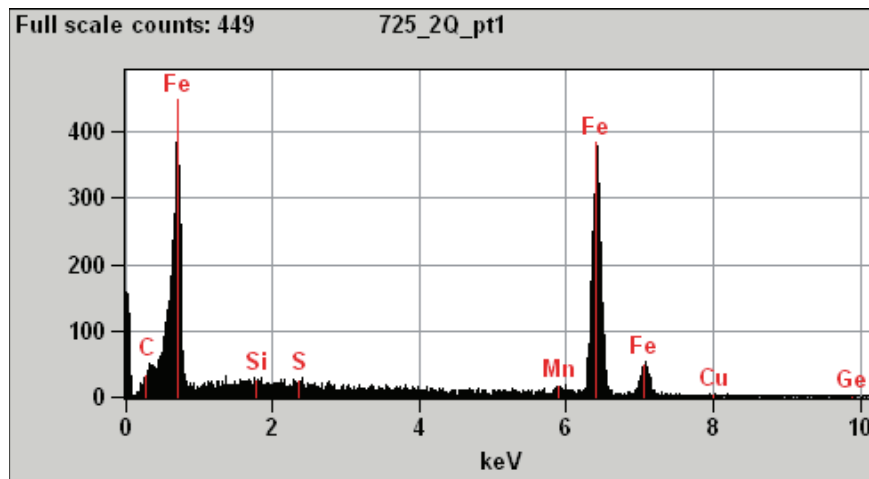


Image Name: 725_2Q

Accelerating Voltage: 15.0 kV

Magnification: 25

Detector: UltraDry



Weight %

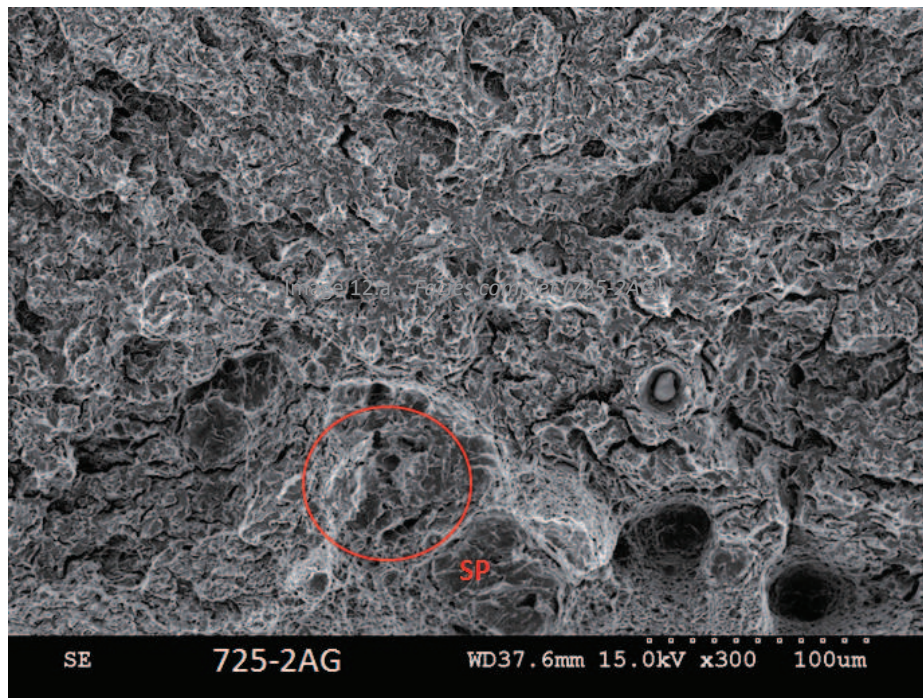
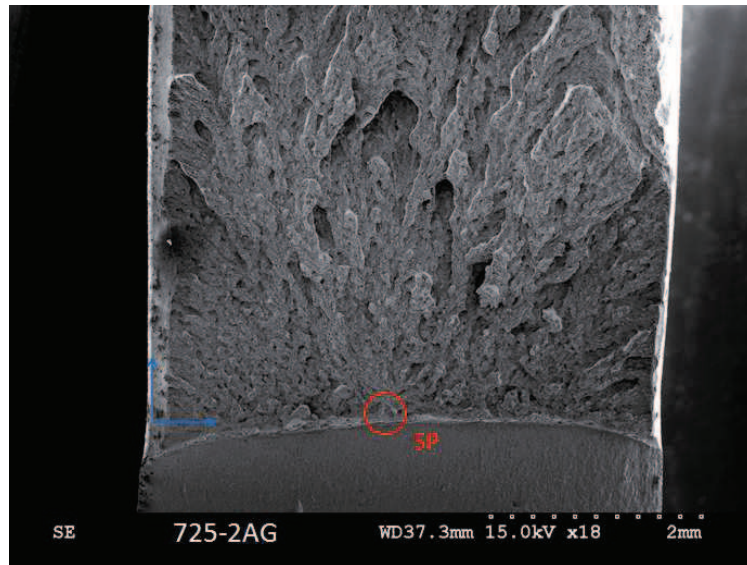
	Si	S	Mn	Fe	Cu
725-2Q	0.10	0.21	1.86	94.90	1.33

Atom %

	Si	S	Mn	Fe	Cu
725-2Q	0.19	0.37	1.90	95.13	1.17

IV.5.3. 725-2AG

Coordonnées su site d'amorçage : (2220 μ m ; 10 μ m)



Micro-analyse

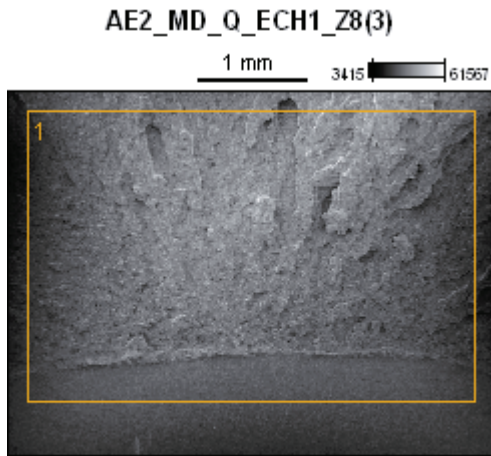
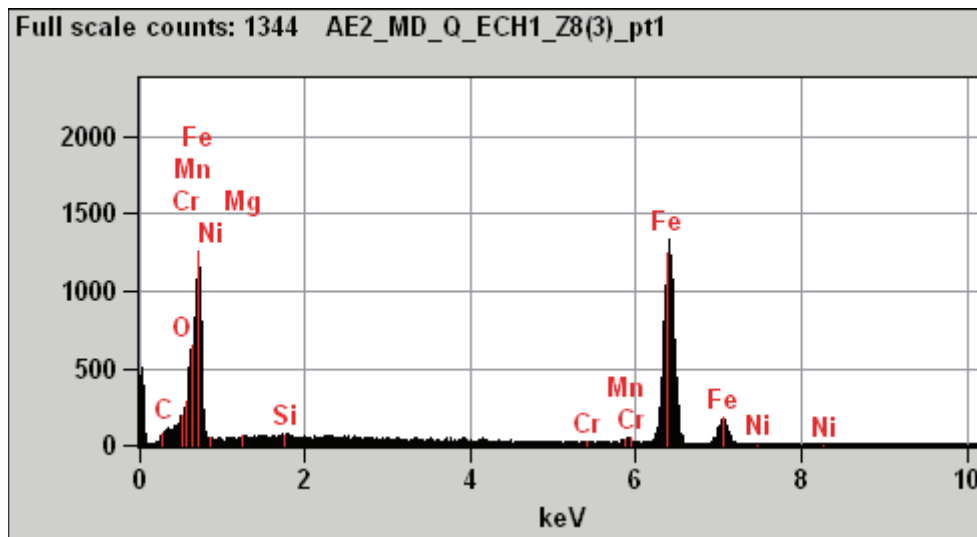


Image Name: AE2_MD_Q_ECH1_Z8(3)

Accelerating Voltage: 15.0 kV

Magnification: 30

Detector: UltraDry



Weight %

	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
725-2AG	0.30	0.29	1.82	96.59	0.85

Atom %

	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
725-2AG	0.60	0.31	1.84	96.11	0.80

ANNEXE 7

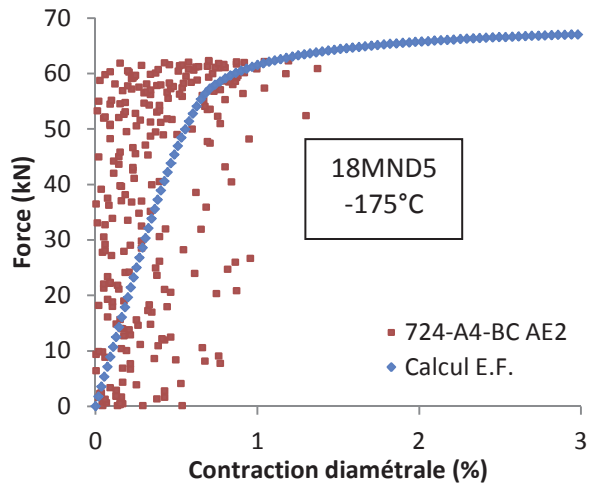
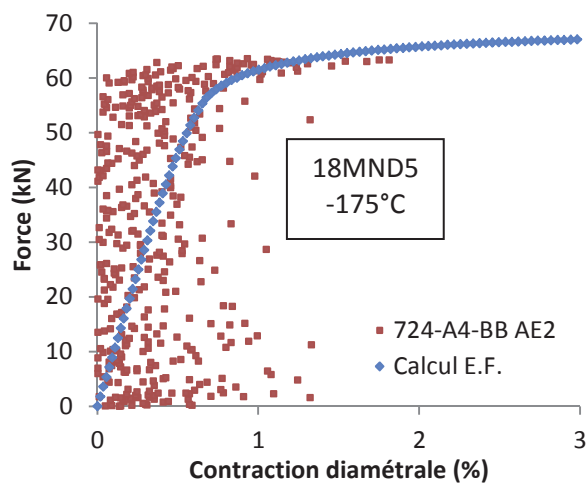
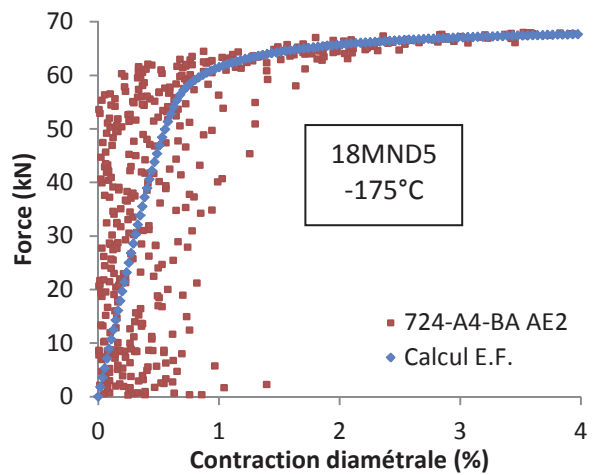
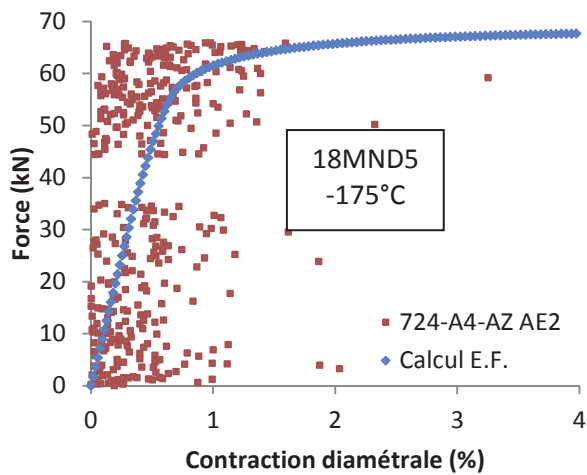
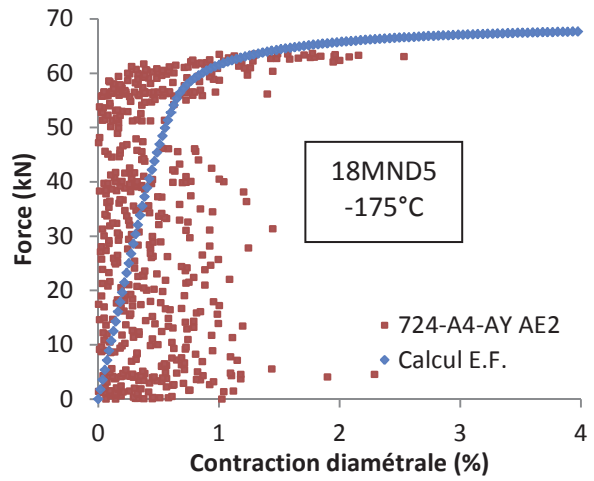
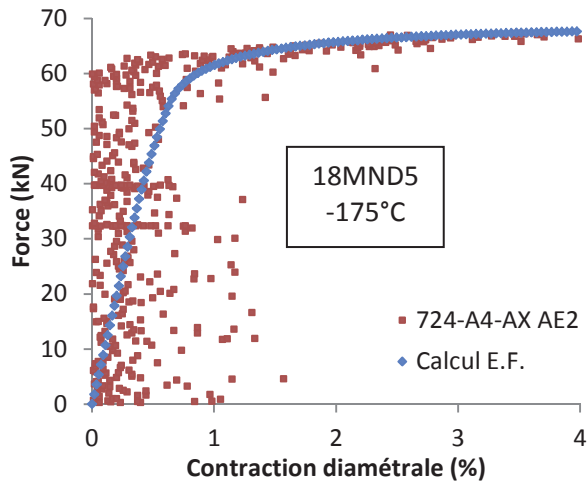
COMPLEMENTS – LIAISON BIMETALLIQUE TYPE « NARROW GAP »

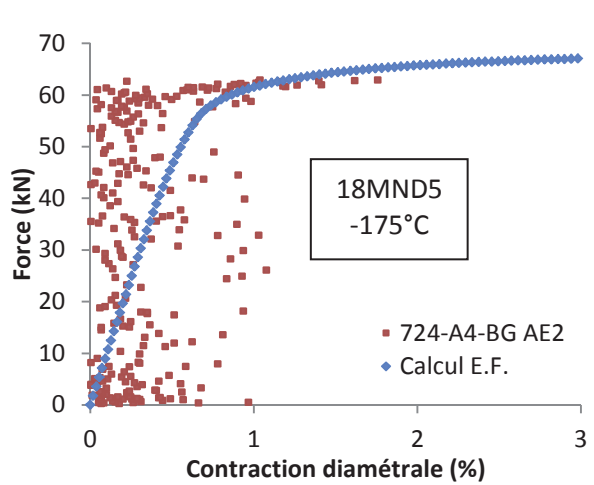
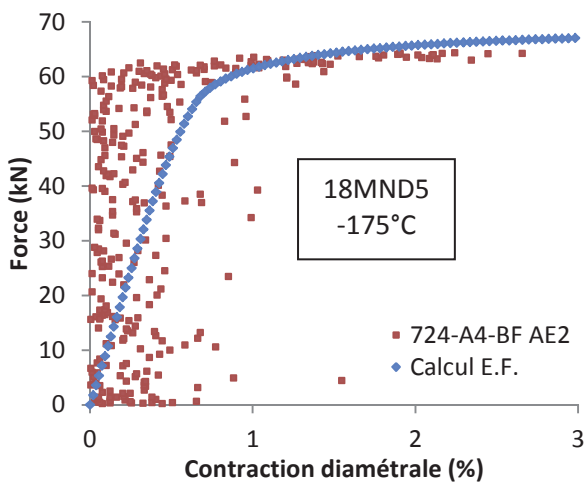
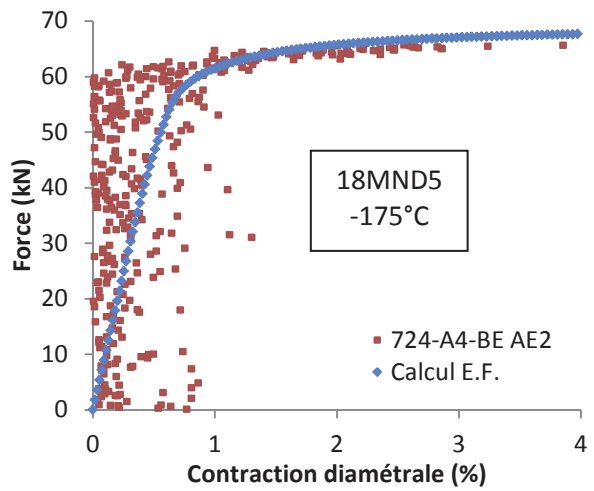
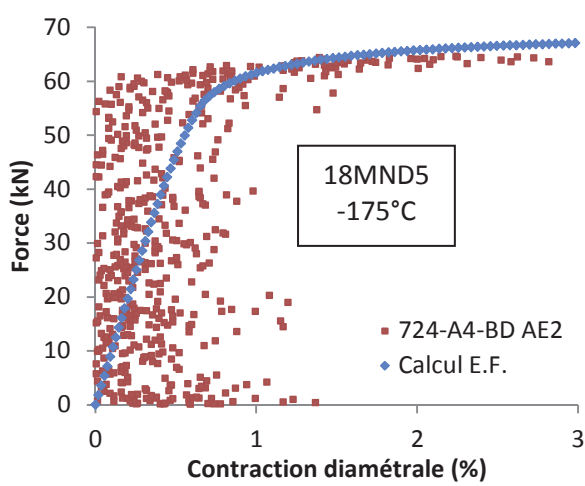
Sommaire

I.	Courbes expérimentales et issues des calculs E.F.....	371
I.1.	Eprovettes AE à -175°C (18MND5).....	371
I.2.	Eprovettes prismatiques en 18MND5 à -175°C	372
I.3.	Eprovettes prismatiques entaillées dans la ZAT à -175°C	374
I.4.	Eprovettes CT12 en 18MND5 à -125°C	376
I.5.	Eprovettes CT12 multi-matériaux à -125°C.....	381
I.6.	Eprovettes SENT10 en 18MND5 à -125°C	382
I.7.	Eprovettes SENT10 multi-matériaux à -125°C.....	383
II.	Tableaux de valeurs	384
II.1.	Eprovettes AE à -175°C (18MND5).....	384
II.2.	Eprovettes prismatiques en 18MND5 à -175°C	384
II.3.	Eprovettes prismatiques entaillées dans la ZAT à -175°C	385
II.4.	Eprovettes CT12 en 18MND5 à -125°C	385
II.5.	Eprovettes CT12 multi-matériaux à -125°C.....	386
II.6.	Eprovettes SENT10 en 18MND5 à -125°C	386
II.7.	Eprovettes SENT10 multi-matériaux à -125°C.....	387
III.	Eprovettes prismatiques multi-matériaux	387
IV.	Eprovettes CT12 multi-matériaux.....	388
V.	Eprovettes SENT10 multi-matériaux.....	392
VI.	Observations au MEB	394
VI.1.	Eprovettes AE à -175°C (18MND5).....	394
VI.2.	Eprovettes prismatiques en 18MND5 à -175°C	399
VI.3.	Eprovettes prismatiques entaillées dans la ZAT à -175°C	408
VI.4.	Eprovette CT12 en 18MND5 à -125°C.....	415
VI.5.	Eprovettes CT12 multi-matériaux à -125°C.....	416
VI.6.	Eprovettes SENT10 multi-matériaux à -125°C.....	424

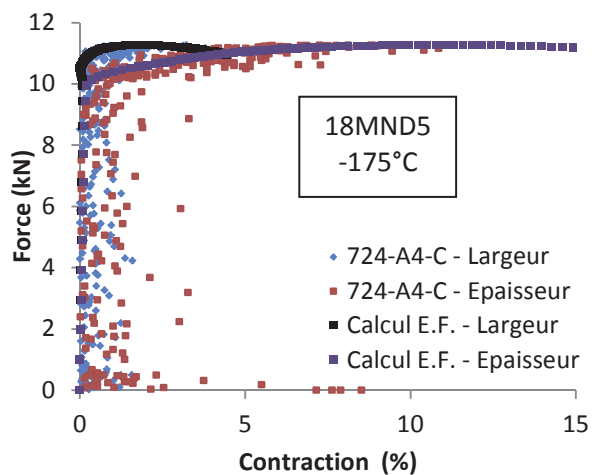
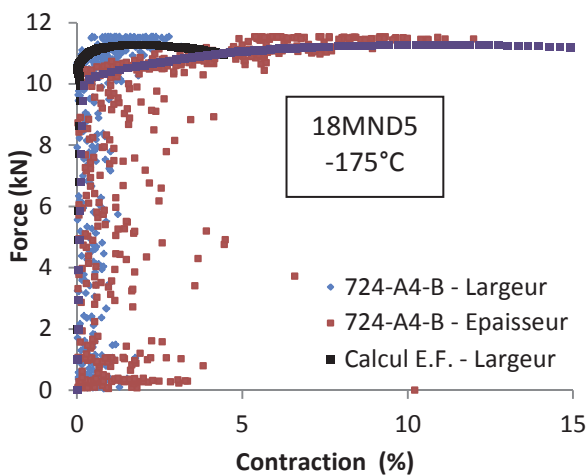
I. Courbes expérimentales et issues des calculs E.F.

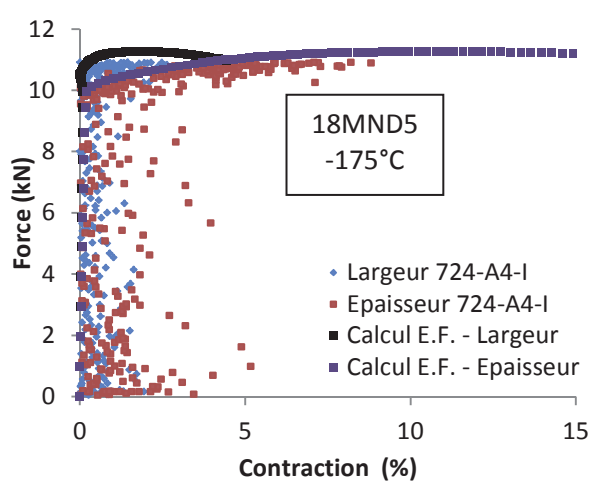
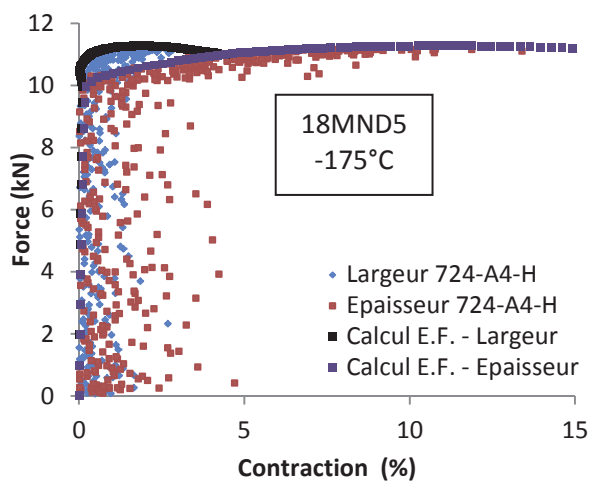
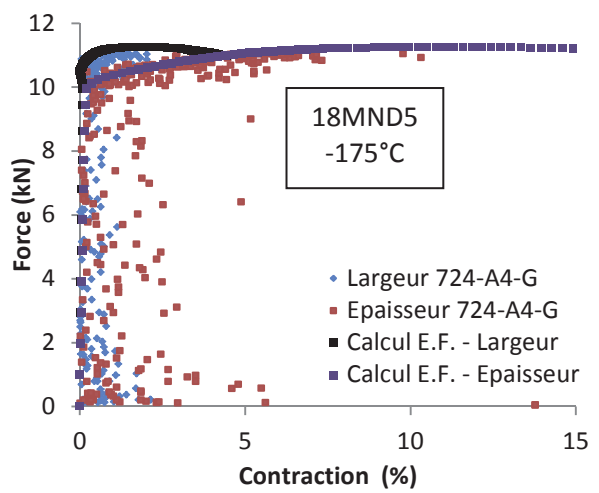
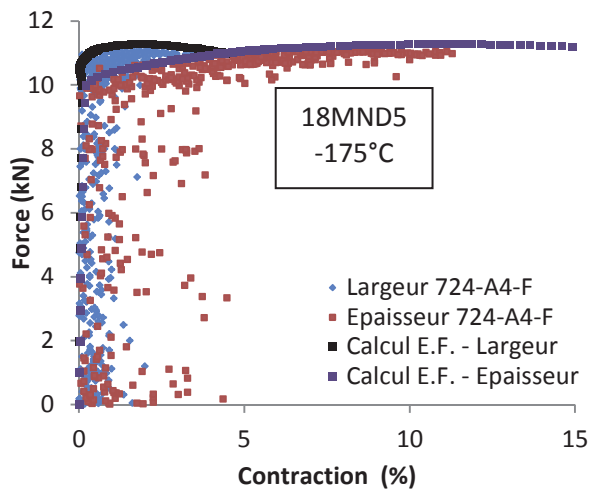
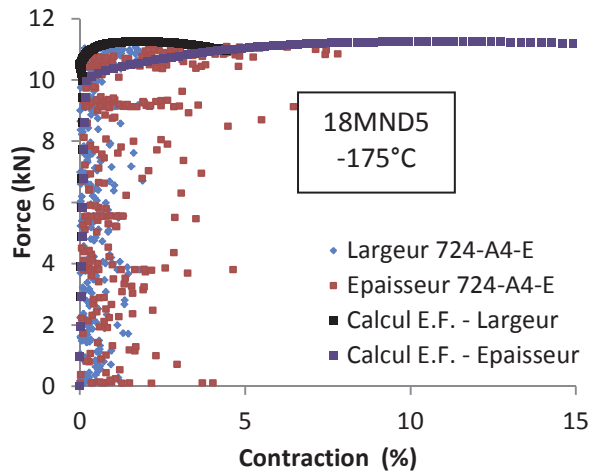
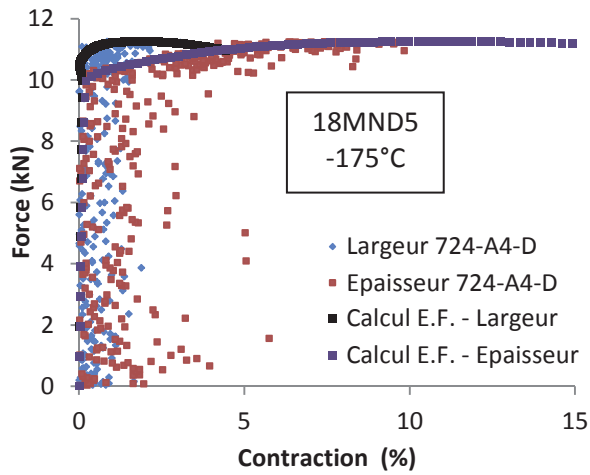
I.1. Eprouvettes AE à -175°C (18MND5)

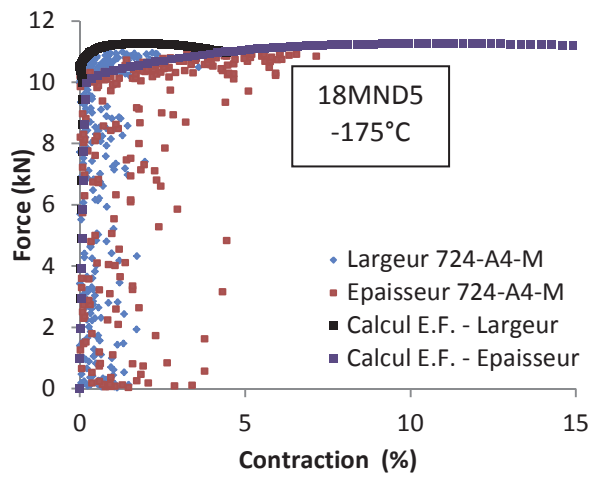
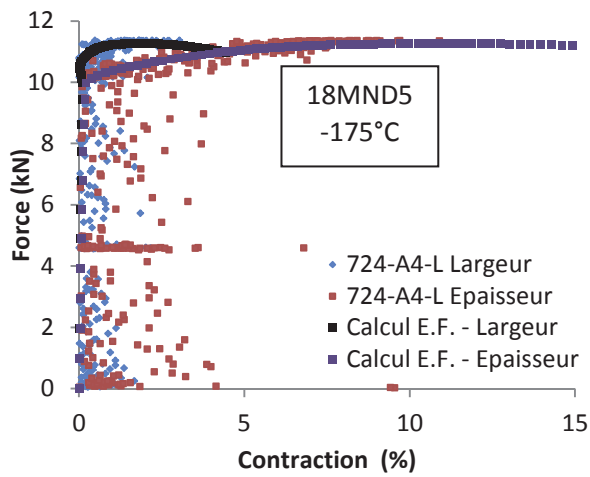
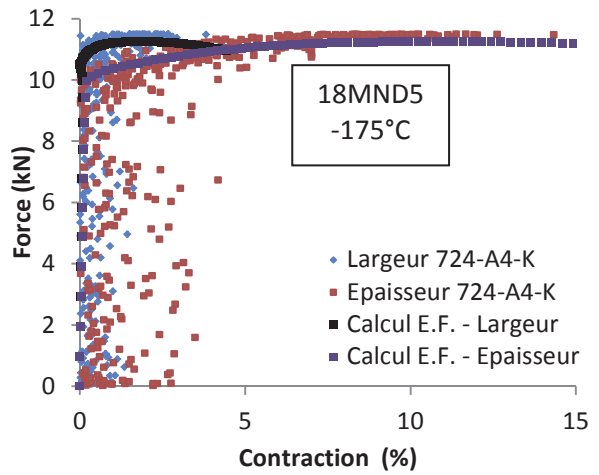
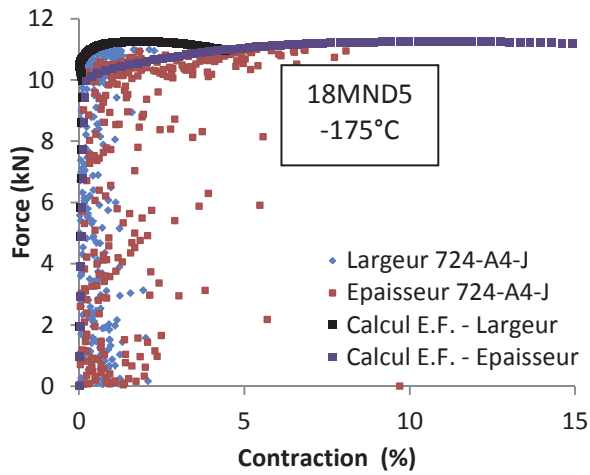




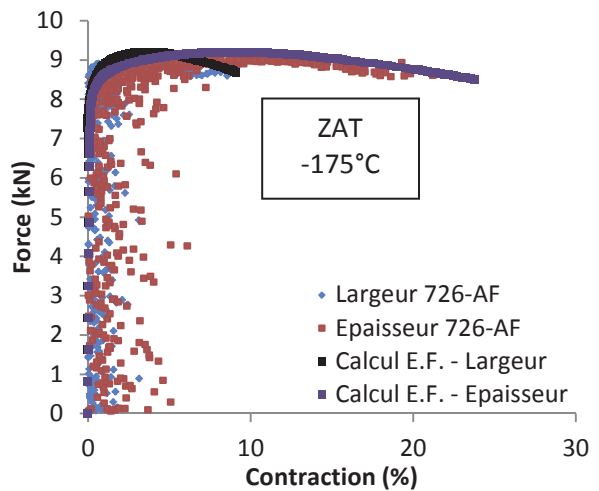
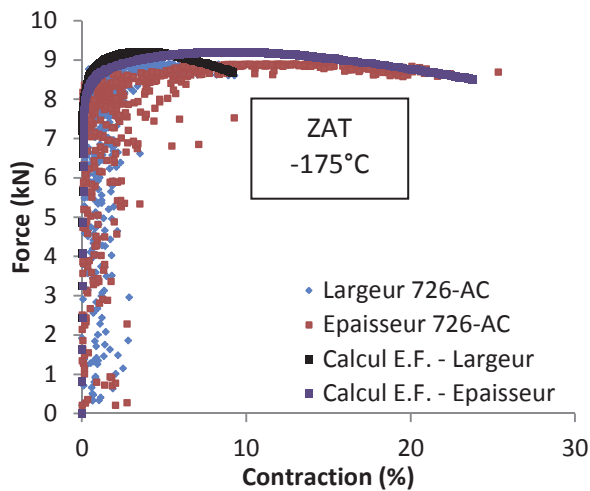
I.2. Eprouvettes prismatiques en 18MND5 à -175°C

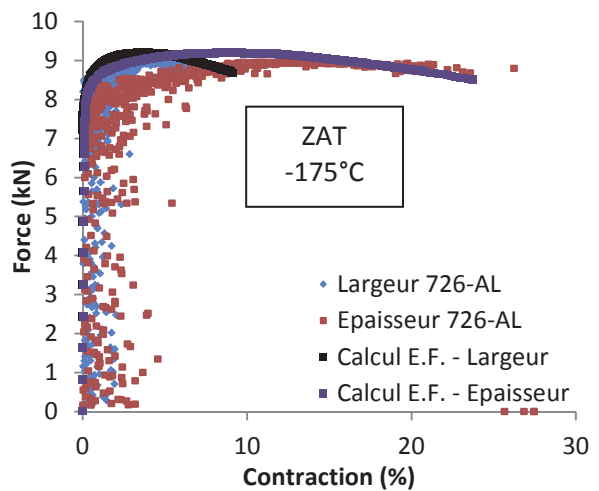
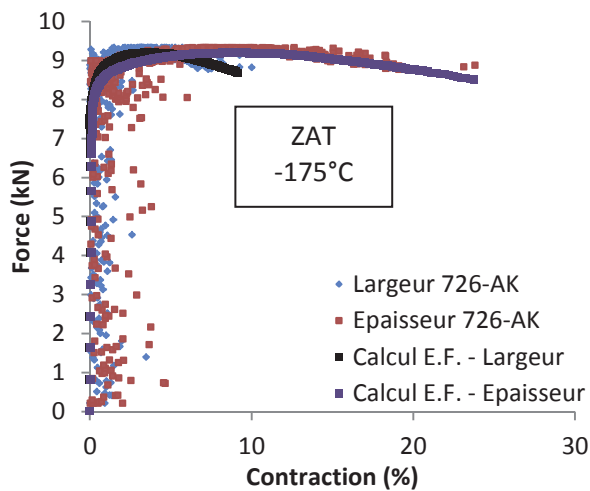
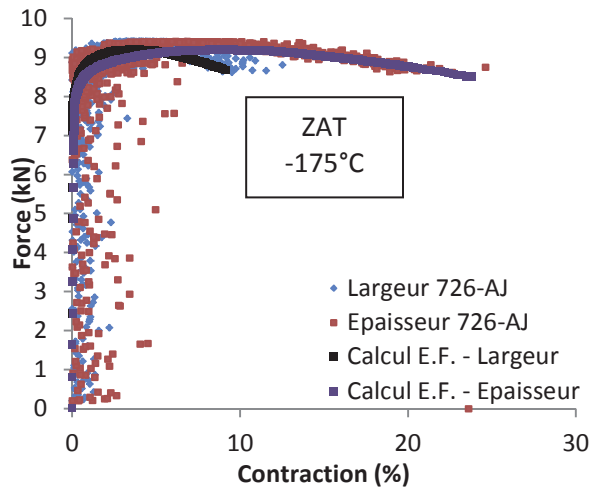
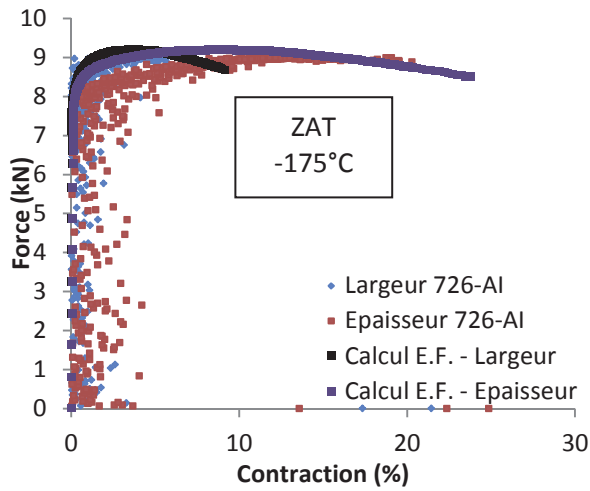
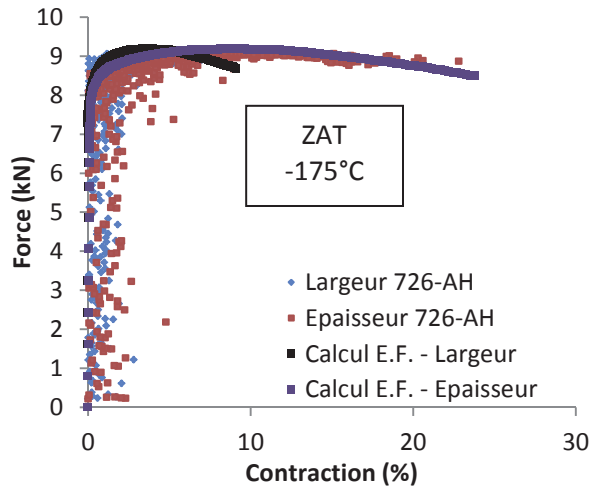
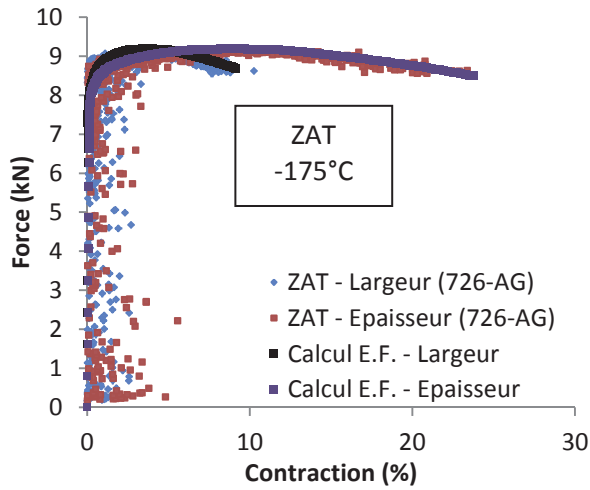


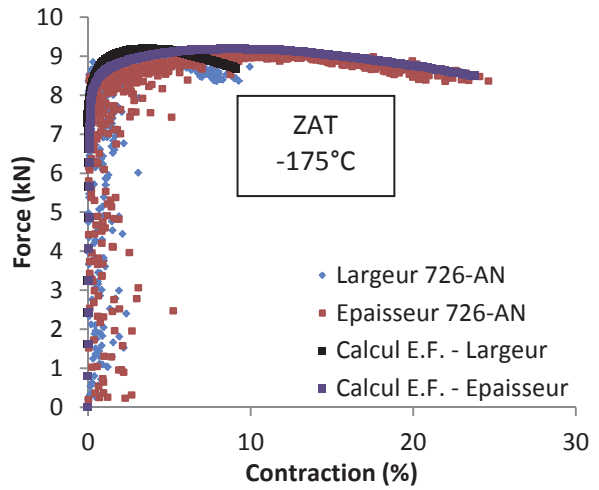
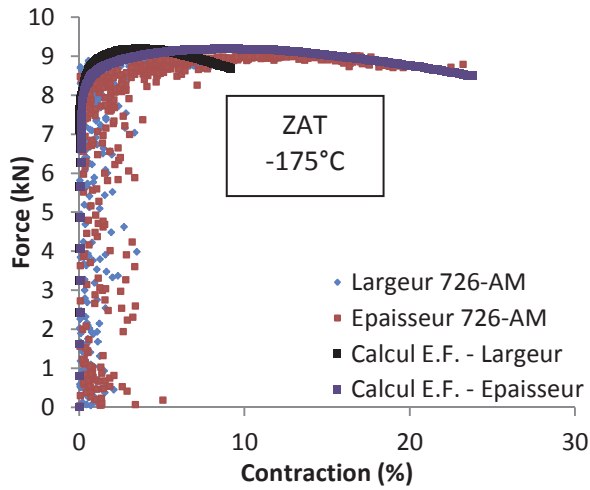




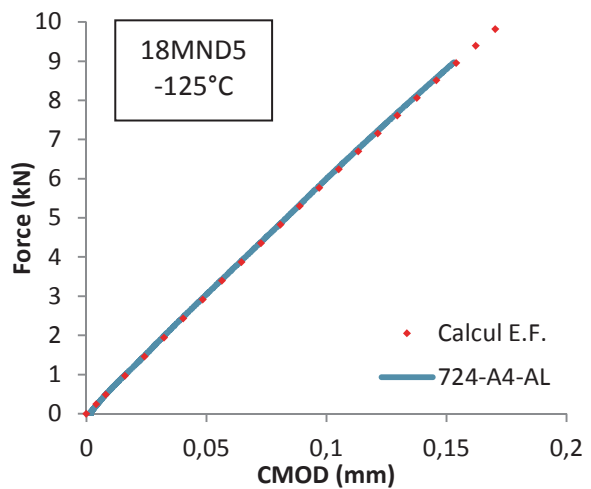
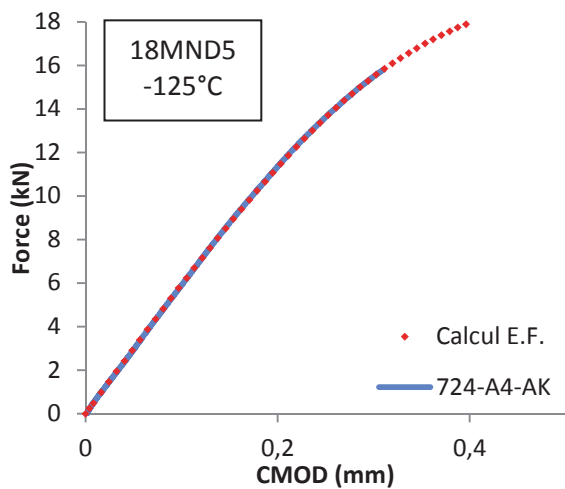
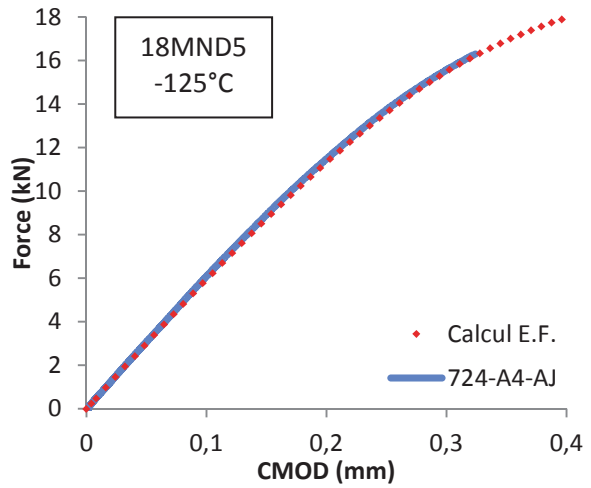
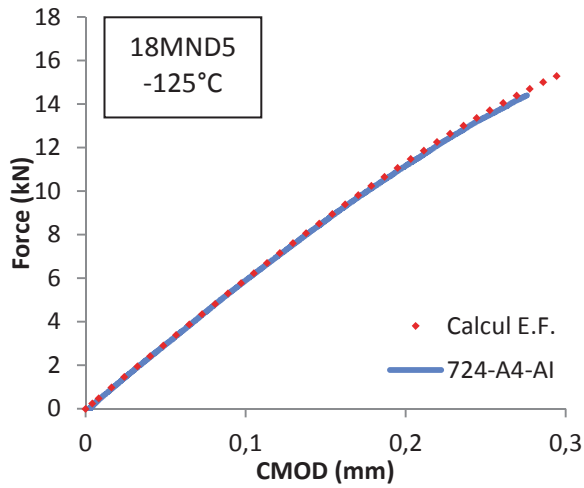
I.3. Eprouvettes prismatiques entaillées dans la ZAT à -175°C

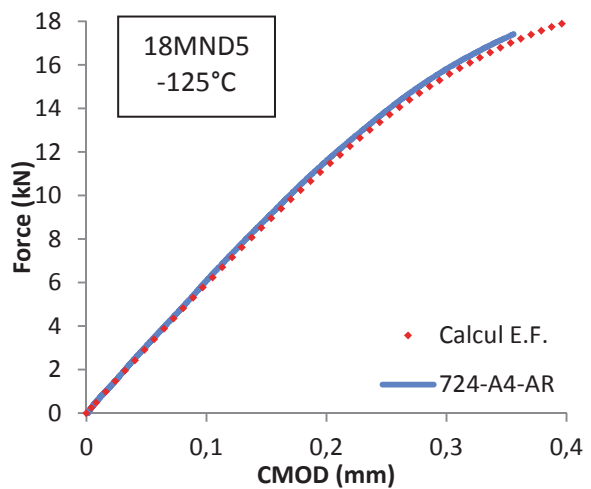
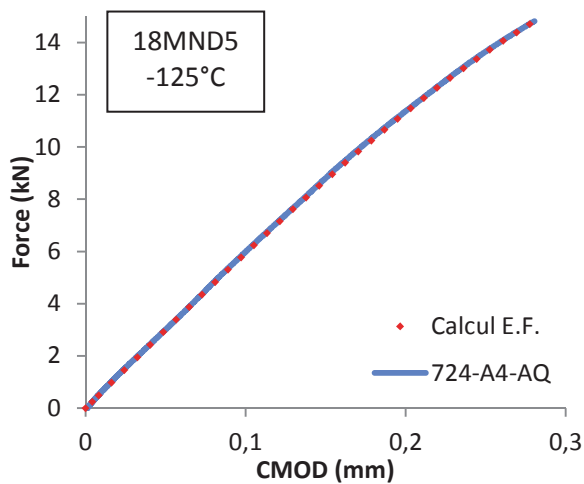
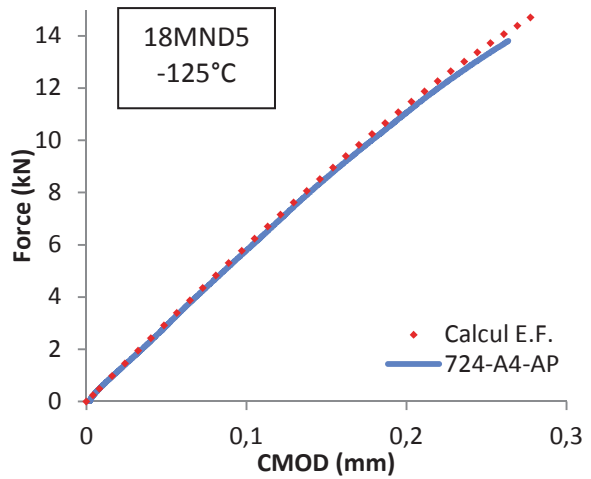
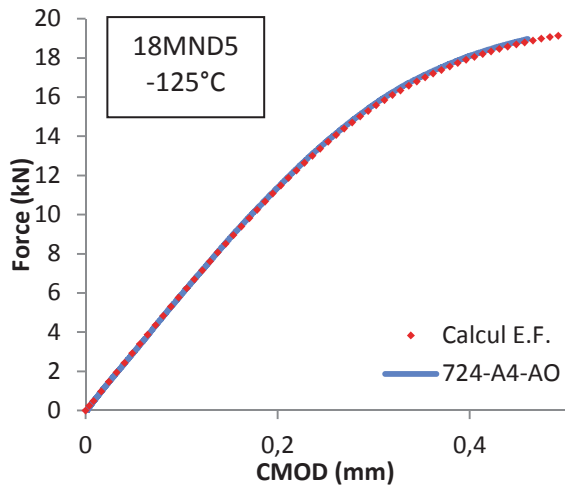
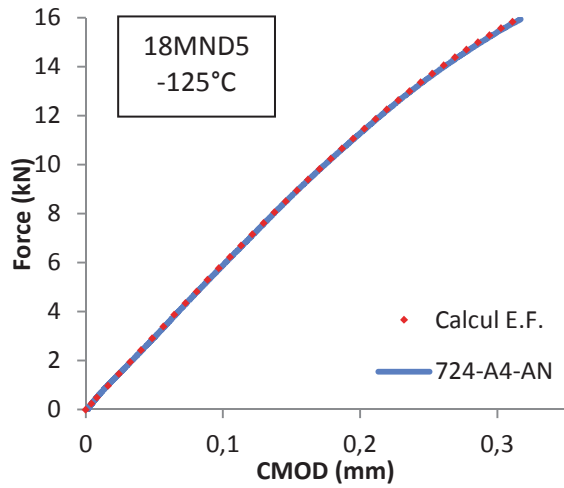
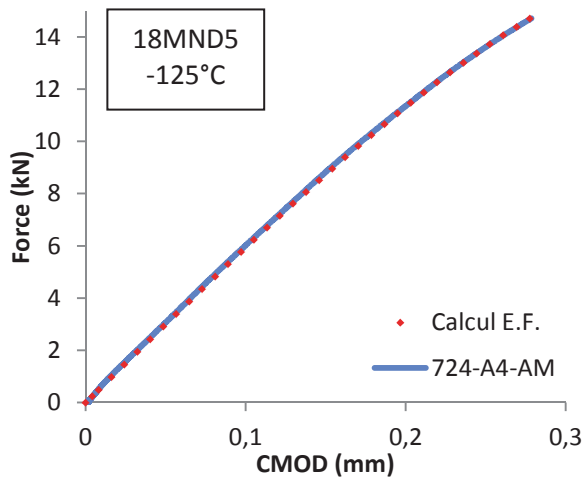


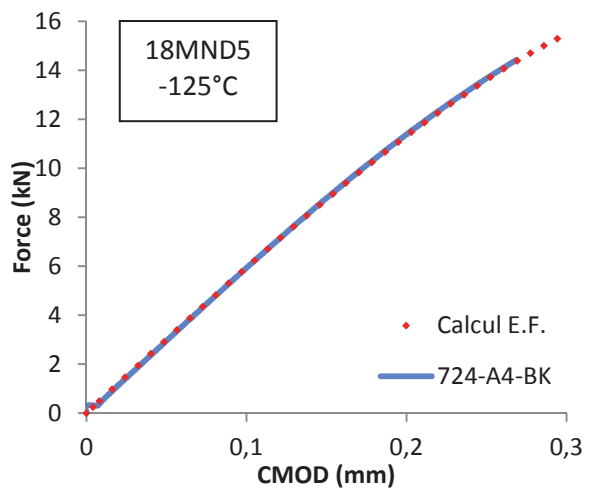
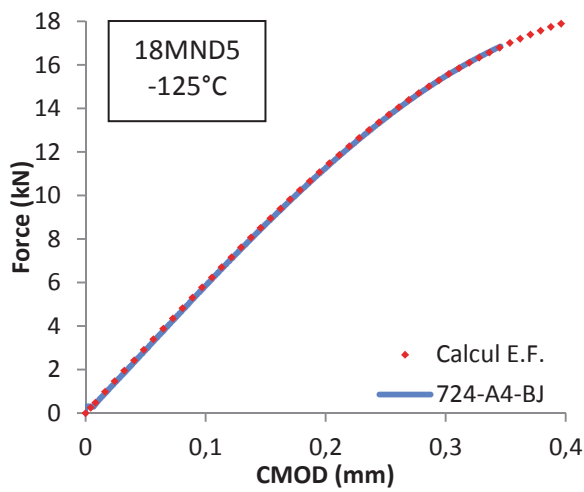
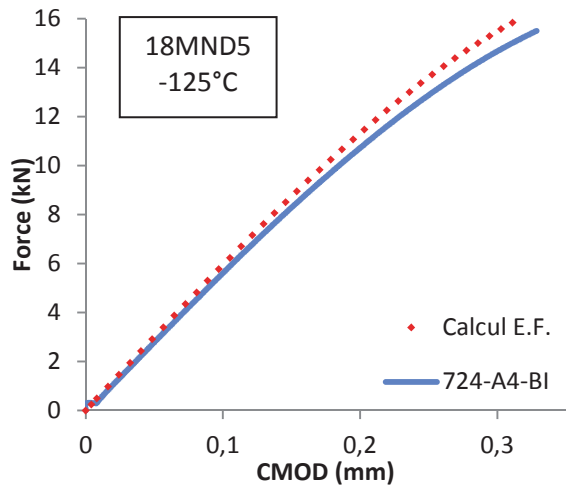
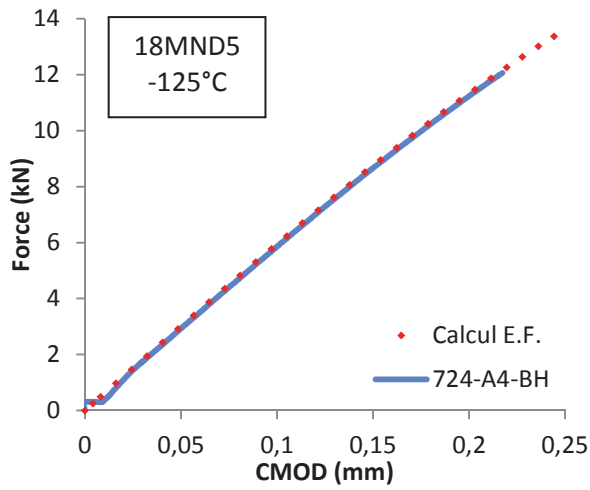
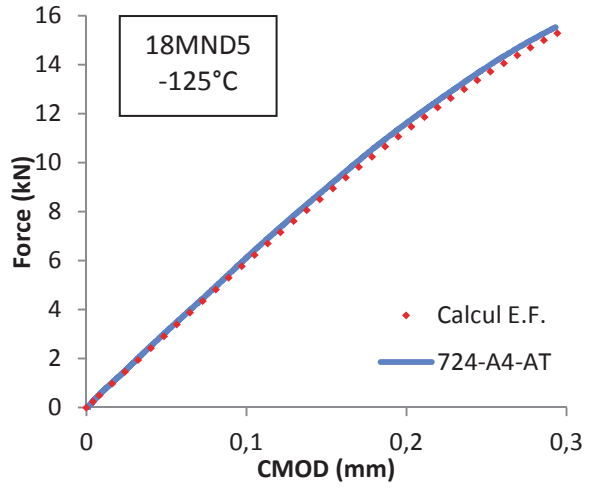
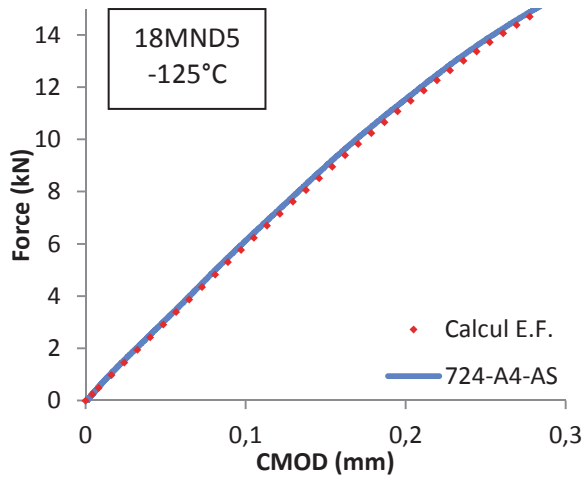


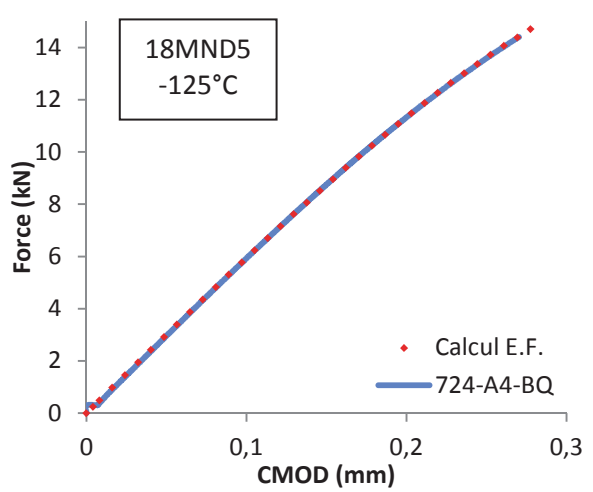
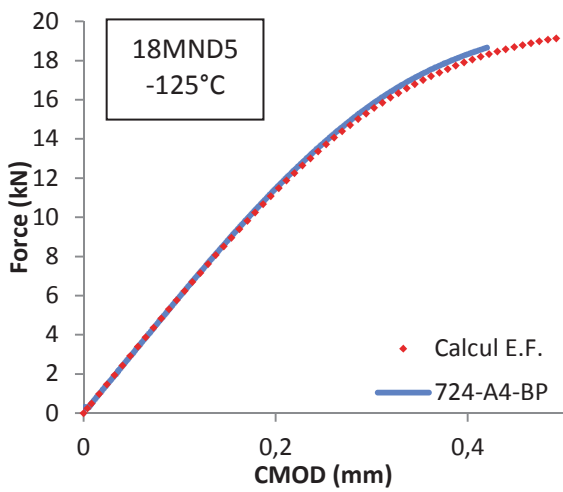
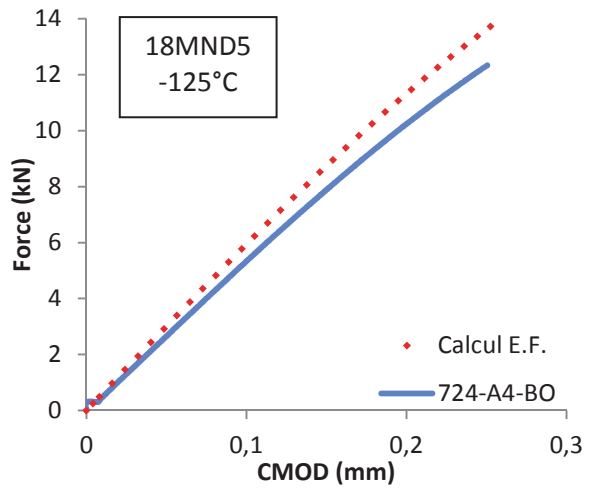
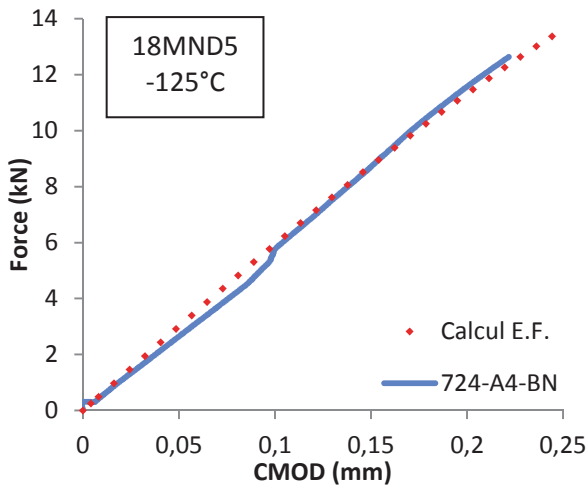
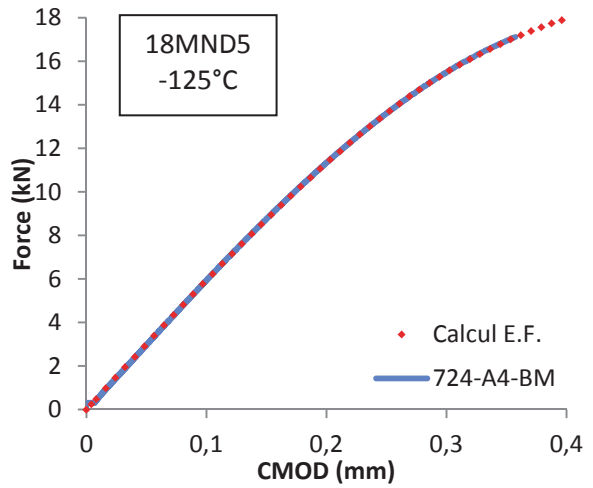
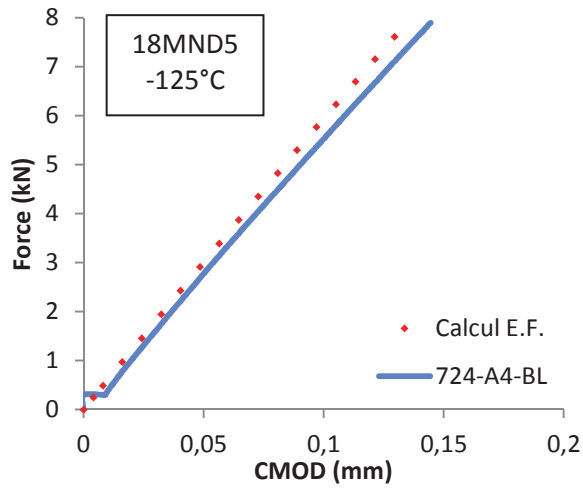


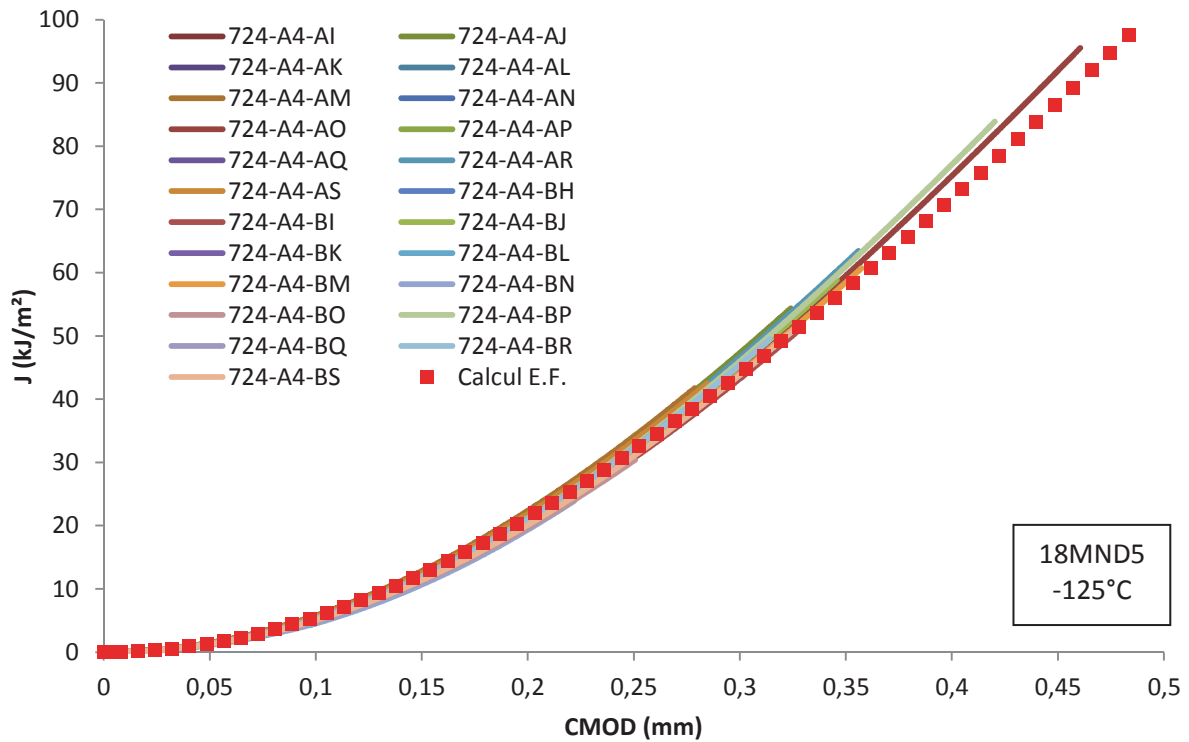
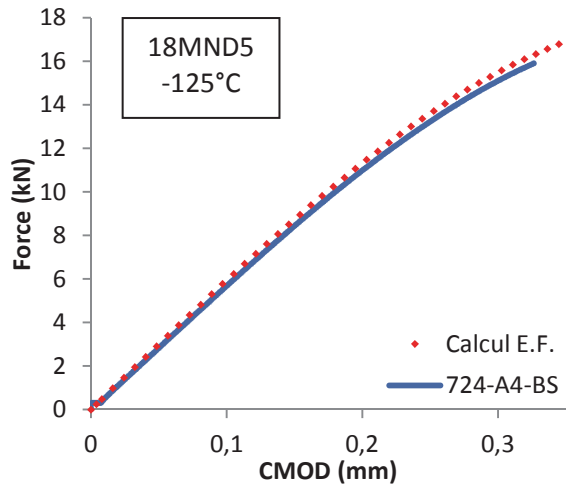
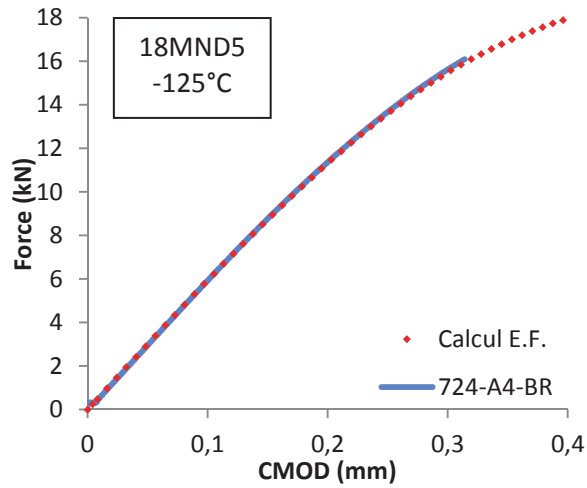
I.4. Eprouvettes CT12 en 18MND5 à -125°C



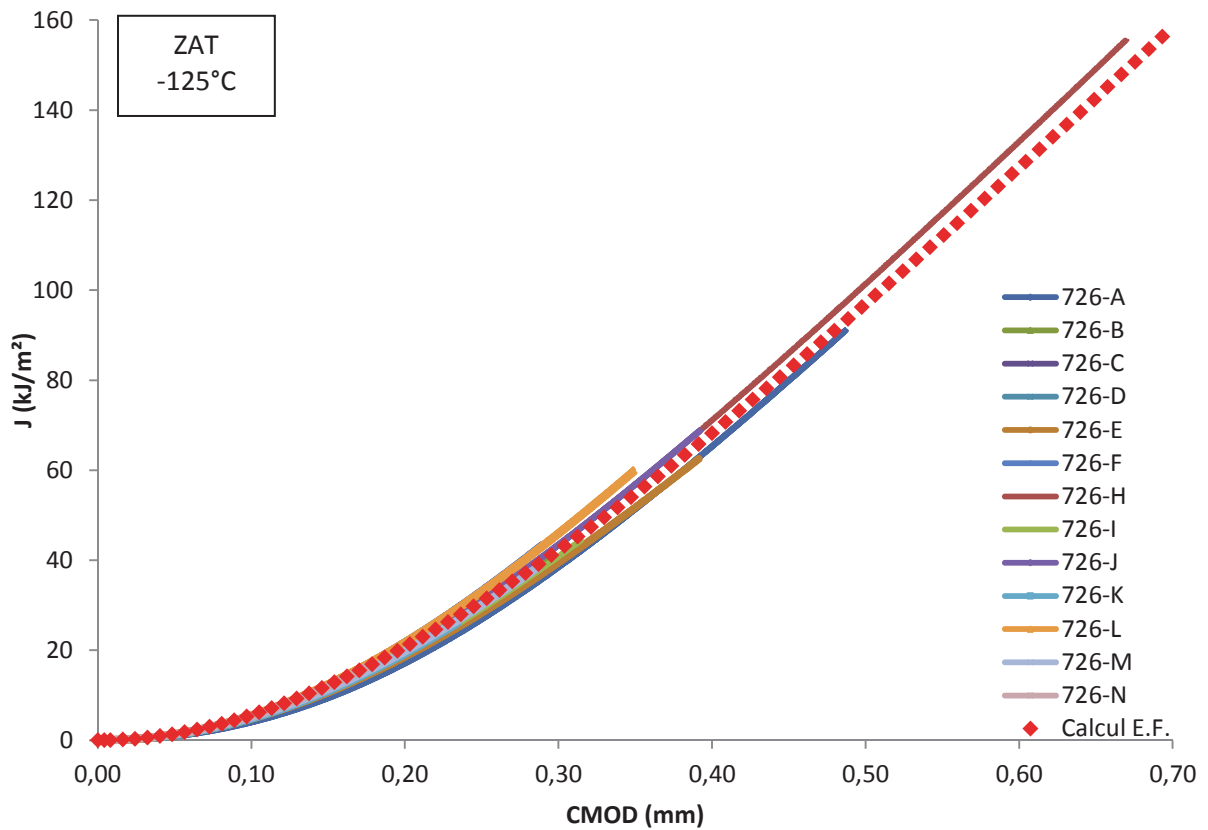
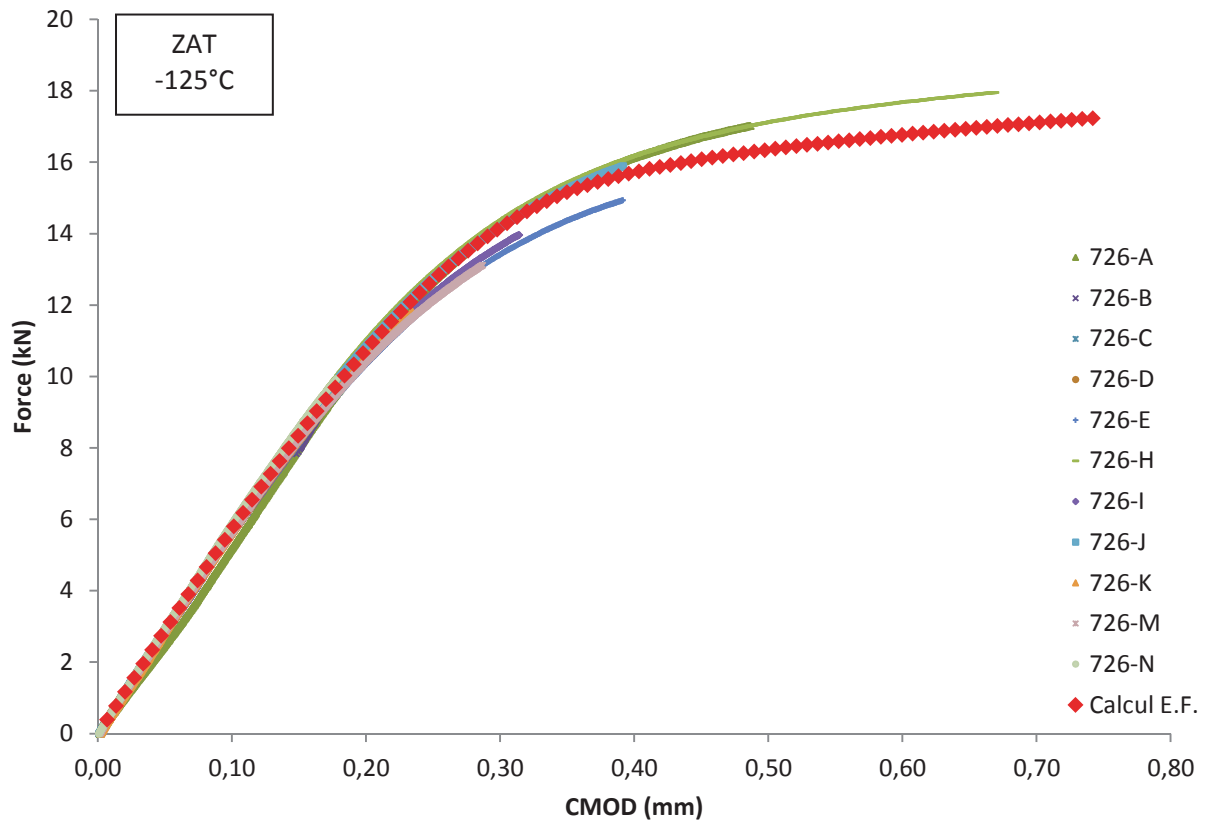




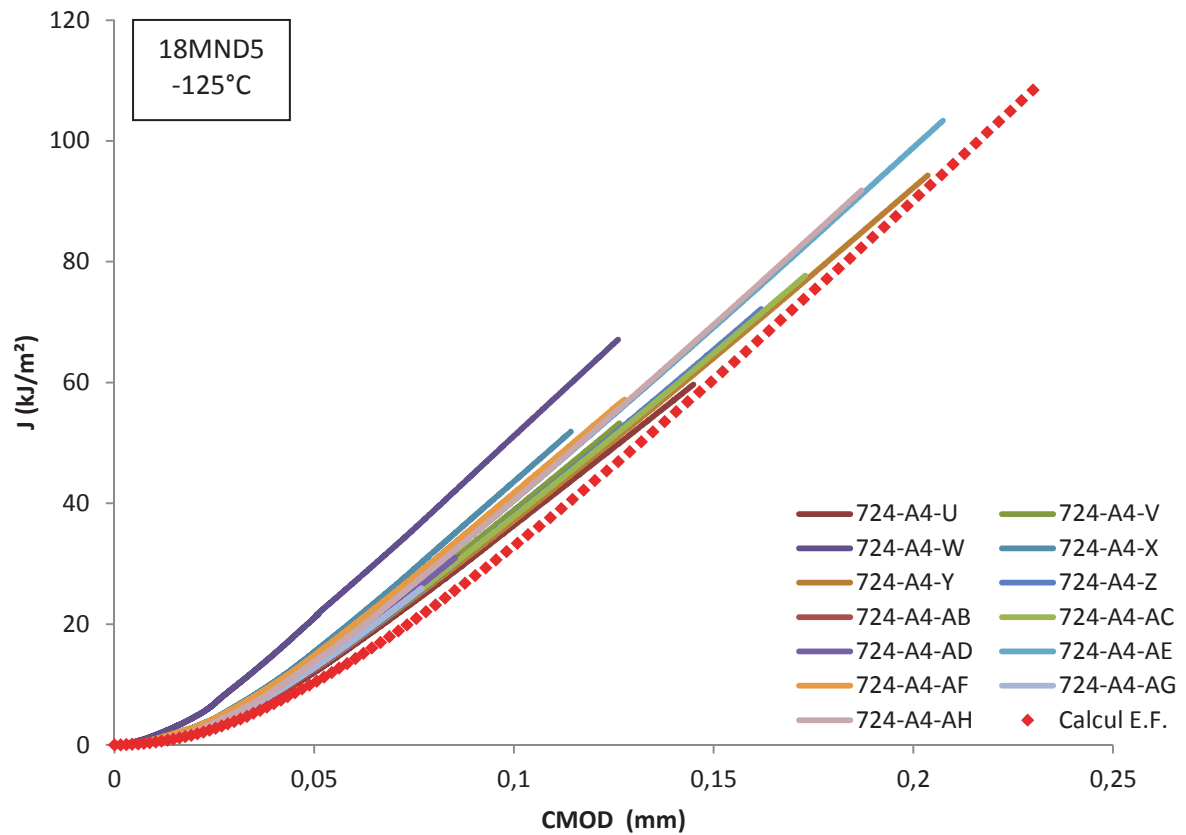
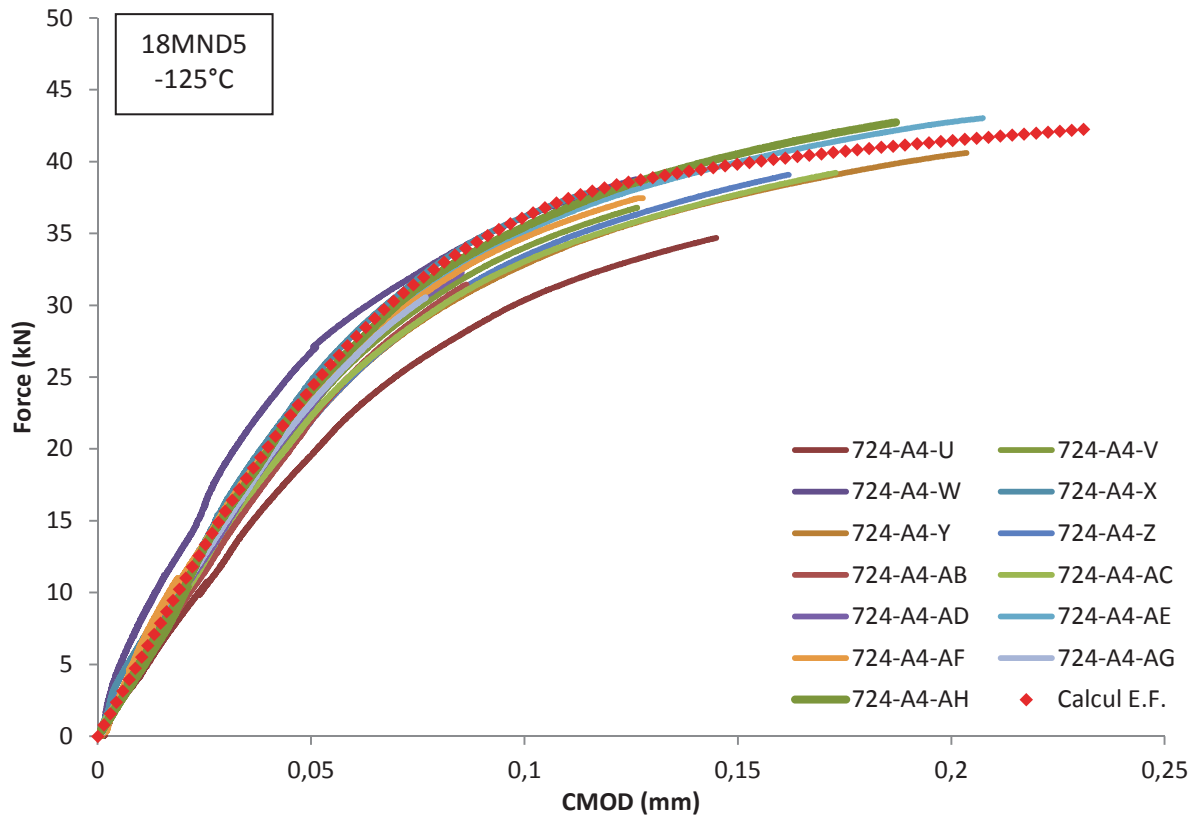




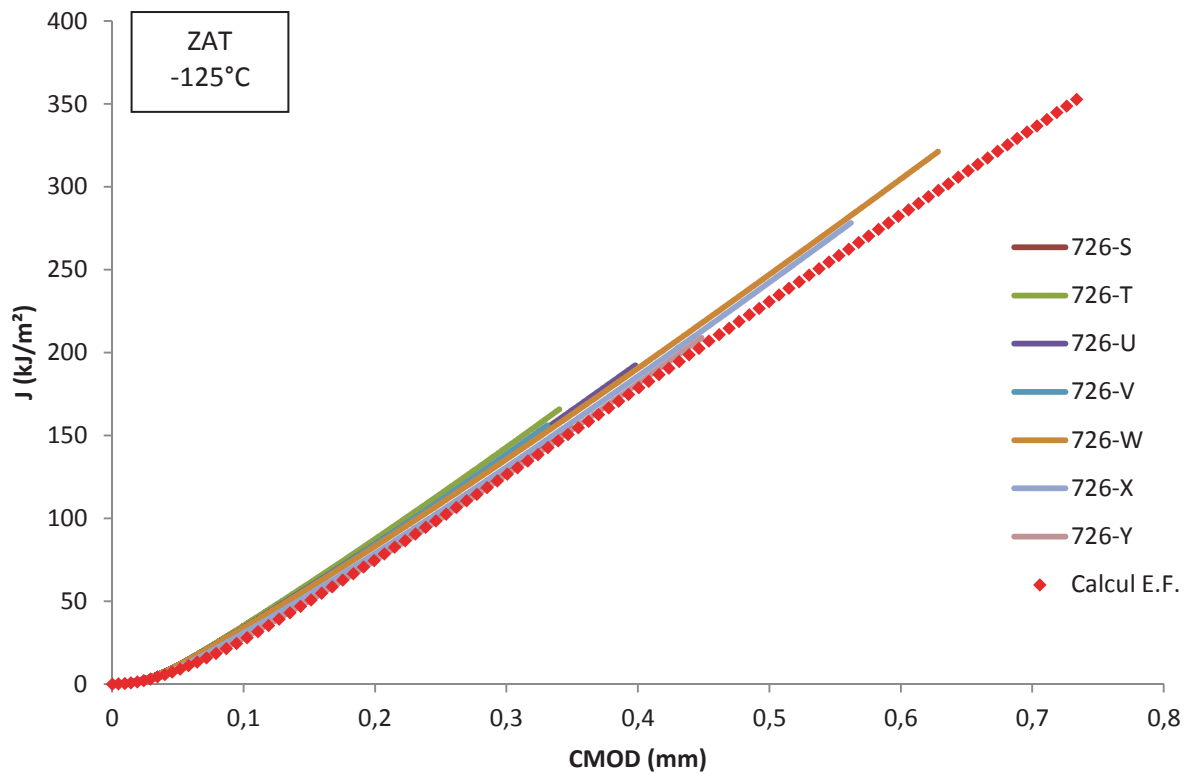
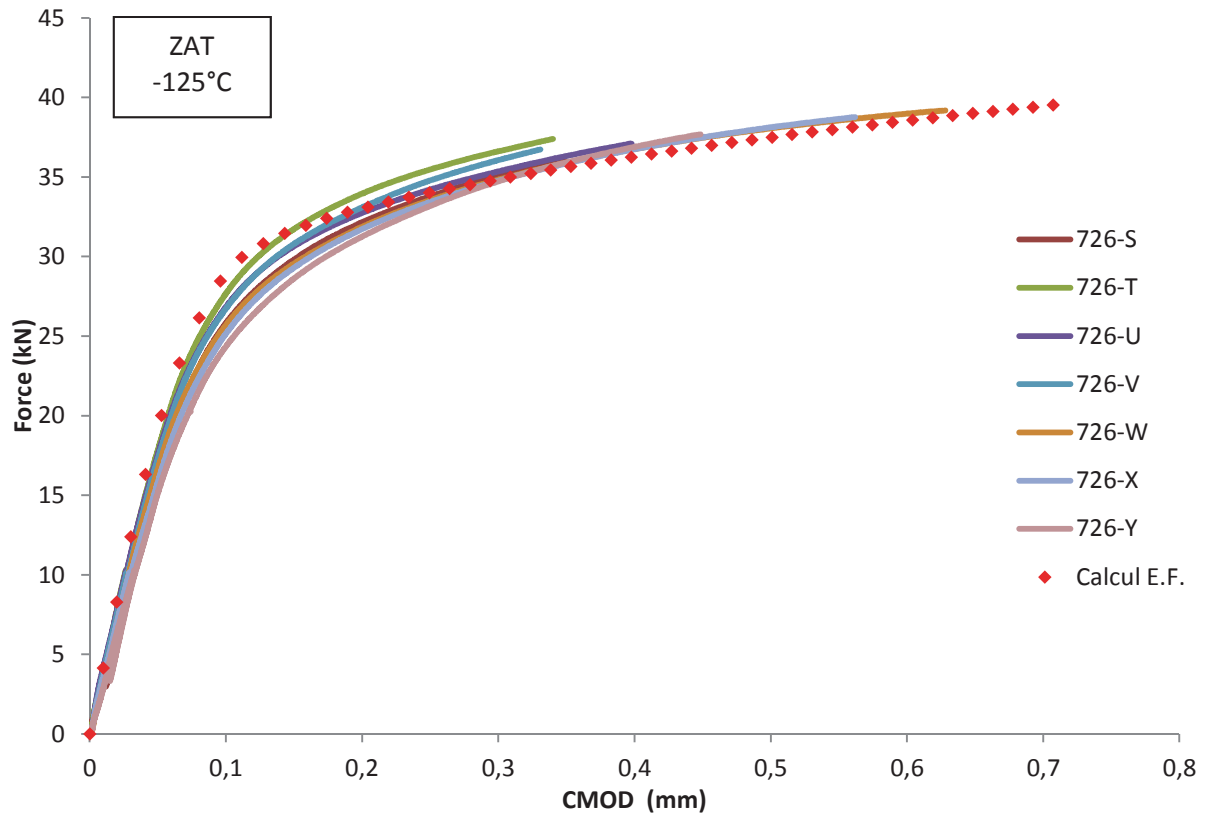
I.5. Eprouvettes CT12 multi-matériaux à -125°C



I.6. Eprouvettes SENT10 en 18MND5 à -125°C



I.7. Eprouvettes SENT10 multi-matériaux à -125°C



II. Tableaux de valeurs

II.1. Eprouvettes AE à -175°C (18MND5)

Eprouvette	Numéro d'essai	Effort à rupture(N)	$\Delta D/D_0$ (%)	σ_{11max} (Mpa)
724-A4-AX	11-347	67328,48	3,5	1884
724-A4-AY	11-348	63660,61	1,7	1494
724-A4-BA	11-350	68044,71	3,5	1915
724-A4-BB	11-351	63555,3	1,2	1463
724-A4-BC	11-352	62343,5	0,7	1406
724-A4-BD	11-353	64610,15	2,0	1567
724-A4-BE	11-354	65711,34	2,5	1692
724-A4-BF	11-355	64368,99	2,0	1564
724-A4-BG	11-356	62944,8	1	1424

II.2. Eprouvettes prismatiques en 18MND5 à -175°C

Eprouvette	Numéro d'essai	Effort à rupture (N)	Contraction largeur rupture (%)	Contraction épaisseur à rupture (%)	$\Delta S/S_0$	σ_{11max} (MPa)
724-A4-B	11-164	11436	2,16	9,53	0,11	1857
724-A4-C	11-165	11269,2	1,46	7,24	0,09	1798
724-A4-D	11-166	11262,3	1,77	7,61	0,09	1799
724-A4-E	11-167	11098,1	0,98	4,44	0,05	1775
724-A4-F	11-168	10928,7	2,44	10,3	0,12	1750
724-A4-G	11-169	11060	1,37	5,35	0,07	1769
724-A4-H	11-170	11164,9	1,80	8,30	0,09	1777
724-A4-I	11-171	10915,84	1,20	7,00	0,08	1734
724-A4-J	11-172	11015,97	1,14	6,79	0,06	1723
724-A4-K	11-173	11478,7	1,96	10,64	0,12	1868
724-A4-L	11-174	11345,61	1,94	6,97	0,09	1795
724-A4-T	11-175	10990,9	1,29	4,24	0,06	1713

II.3. Eprouvettes prismatiques entaillées dans la ZAT à -175°C

Eprouvette	Numéro d'essai	Effort à rupture (N)	Contraction largeur à rupture (%)	Contraction épaisseur à rupture (%)	$\Delta S/S_0$	σ_{11max} (MPa)
726-AC	11-240	8577,06	7,63	19,43	0,25	1831
726-AF	11-243	8574,21	7,03	19,41	0,25	1786
726-AG	11-244	8564,17	8,00	20,65	0,27	1906
726-AH	11-245	8771,23	6,29	16,10	0,21	1779
726-AI	11-246	8891,32	4,88	18,19	0,22	1794
726-AJ	11-247	8615,56	9,77	19,96	0,28	1954
726-AK	11-248	8734,15	7,90	19,49	0,26	1897
726-AL	11-249	8668,93	6,69	21,13	0,26	1830
726-AM	11-250	8714,55	6,93	19,04	0,25	1817
726-AN	11-251	8361,95	8,21	22,40	0,29	1914

II.4. Eprouvettes CT12 en 18MND5 à -125°C

Eprouvette	Numéro d'essai	a_0 (mm)	Effort à rupture (kN)	CMOD (mm)	K_I (MPa.m ^{0,5})	J_{Ic} (kJ/m ²)	V_{th} (mm ³)
724-A4-AI	11-197	12,69	14,39	0,276	86,36	39,69	9,05
724-A4-AJ	11-198	12,53	16,30	0,324	95,69	54,36	13,72
724-A4-AK	11-199	12,50	15,82	0,310	92,54	47,94	12,52
724-A4-AL	11-200	12,60	8,97	0,153	53,16	13,22	1,23
724-A4-AM	11-201	12,60	14,70	0,279	87,16	41,73	9,05
724-A4-AN	11-202	12,60	15,94	0,317	94,48	50,93	13,16
724-A4-AO	11-203	12,48	18,97	0,461	110,61	95,52	24,91
724-A4-AP	11-204	12,75	13,80	0,263	83,53	36,28	8,03
724-A4-AQ	11-205	12,57	14,82	0,280	87,47	41,11	9,19
724-A4-AR	11-206	12,45	17,41	0,356	101,15	63,43	15,38
724-A4-AS	11-207	12,44	15,12	0,285	87,68	42,47	9,32
724-A4-AT	11-208	12,43	15,53	0,290	89,98	44,74	9,99
724-A4-BH	12-012	12,49	12,06	0,217	70,45	23,87	5,04
724-A4-BI	12-013	12,75	15,51	0,329	93,80	51,12	13,72
724-A4-BJ	12-014	12,60	16,85	0,346	99,87	58,84	14,81
724-A4-BK	12-015	12,46	14,42	0,269	83,90	36,48	8,68
724-A4-BL	12-016	12,62	7,90	0,145	46,93	9,93	1,20
724-A4-BM	12-017	12,41	17,11	0,357	98,887	60,71	15,86
724-A4-BN	12-018	12,40	12,65	0,220	72,98	23,95	5,20
724-A4-BO	12-019	13,06	12,34	0,250	77,92	30,40	6,08
724-A4-BP	12-020	12,55	18,67	0,420	109,89	83,88	22,08
724-A4-BQ	12-021	12,54	14,40	0,270	84,67	31,42	8,68
724-A4-BR	12-022	12,52	16,10	0,314	94,38	49,46	12,84
724-A4-BS	12-023	12,66	15,90	0,326	95,04	51,23	13,72

II.5. Eprouvettes CT12 multi-matériaux à -125°C

Eprouvette	Numéro d'essai	a ₀ (mm)	Effort à rupture (kN)	CMOD (mm)	K _I (MPa.m ^{0,5})	J _{IC} (kJ/m ²)	V _{th} (mm ³)
726-A	11-212	12,54	17,03	0,487	100,10	93,81	3,83
726-B	11-213	12,51	14,13	0,290	82,73	38,08	2,28
726-C	11-214	12,59	9,48	0,177	56,09	14,9	0,83
726-D	11-215	12,61	11,15	0,208	66,15	21,6	1,19
726-E	11-216	12,45	14,94	0,390	86,79	66,54	3,22
726-F	11-217	11,77	15,83	0,289	84,20	42,43	2,28
726-H	11-219	12,57	17,95	0,669	105,98	167,77	4,93
726-I	11-220	12,64	13,97	0,314	83,24	42,81	2,53
726-J	11-221	12,61	15,90	0,392	94,38	68,38	3,29
726-K	11-222	12,59	11,82	0,235	69,95	25,38	1,56
726-L	11-223	11,80	17,11	0,349	91,35	60,1	2,91
726-M	11-224	12,68	13,12	0,287	78,63	36,86	2,20
726-N	11-225	12,59	9,95	0,178	58,92	16,46	0,83

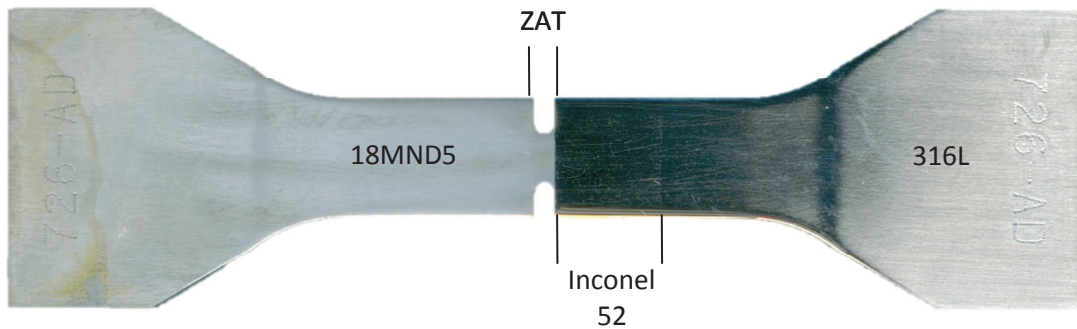
II.6. Eprouvettes SENT10 en 18MND5 à -125°C

Eprouvette	Numéro d'essai	a ₀ (mm)	Effort à rupture (kN)	CMOD (mm)	K _I (MPa.m ^{0,5})	J _{IC} (kJ/m ²)	V _{th} (mm ³)
724-A4-U	11-183	4,31	34,69	0,145	90,24	59,71	1,28
724-A4-V	11-184	3,97	36,79	0,126	84,65	52,96	0,94
724-A4-W	11-185	4,1	38,77	0,126	93,41	66,78	0,94
724-A4-X	11-186	3,94	37,81	0,114	86,39	51,57	0,79
724-A4-Y	11-187	4,02	40,60	0,204	95,59	95,48	2,16
724-A4-Z	11-188	4,04	39,08	0,162	92,15	72,42	1,56
724-A4-AB	11-189	4,07	31,44	0,086	75,25	31,08	0,45
724-A4-AC	11-190	4,02	39,22	0,173	92,04	78,19	1,69
724-A4-AD	11-191	3,94	32,27	0,085	74,12	30,97	0,45
724-A4-AE	11-192	3,95	43,03	0,207	98,99	104,71	2,19
724-A4-AF	11-193	3,99	37,45	0,128	86,16	56,81	0,92
724-A4-AG	11-194	3,86	30,56	0,077	68,49	25,90	0,42
724-A4-AH	11-195	3,91	42,73	0,187	96,57	92,60	1,89

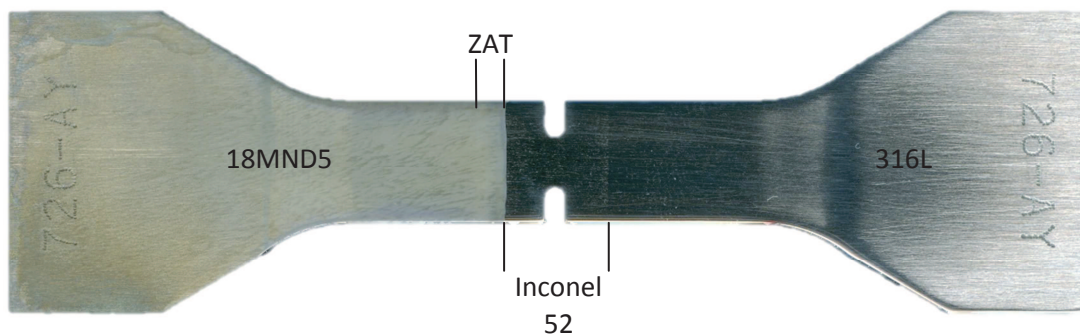
II.7. Eprouvettes SENT10 multi-matériaux à -125°C

Eprouvette	Numéro d'essai	a_0 (mm)	Effort à rupture (kN)	CMOD (mm)	K_I (MPa.m ^{0,5})	J_{Ic} (kJ/m ²)	V_{th} (mm ³)
726-S	11-230	4,42	36,16	0,349	97,28	154,21	1,34
726-T	11-231	4,54	37,39	0,340	105,87	167,26	1,30
726-U	11-232	4,58	37,10	0,398	105,04	192,23	1,62
726-V	11-233	4,52	36,73	0,331	103,98	157,93	1,27
726-W	11-234	4,68	39,18	0,628	116,53	319,79	2,47
726-X	11-235	4,60	38,77	0,562	112,90	278,48	2,26
726-Y	11-236	4,58	37,68	0,448	108,50	210,35	1,80

III. Eprouvettes prismatiques multi-matériaux

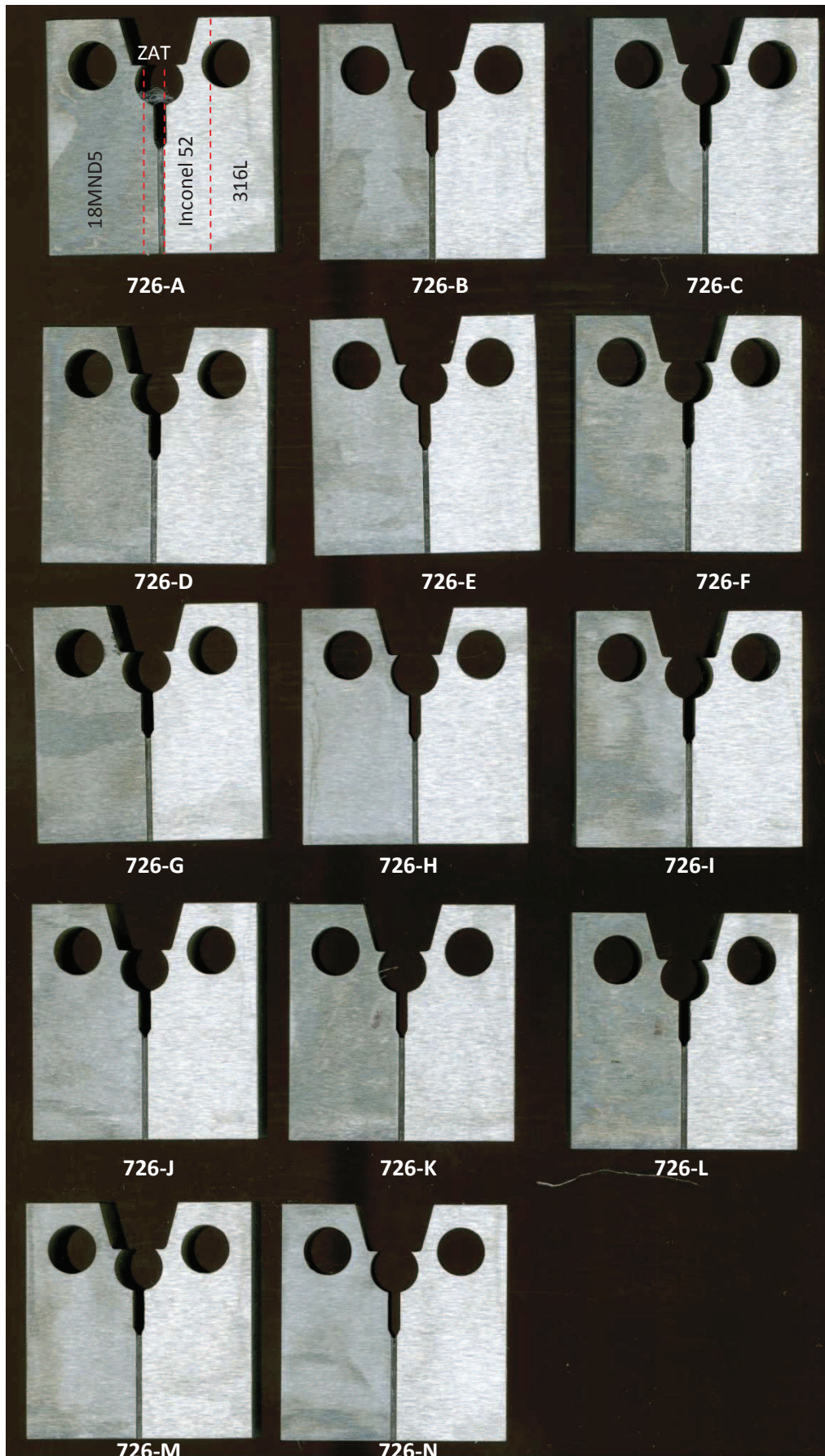


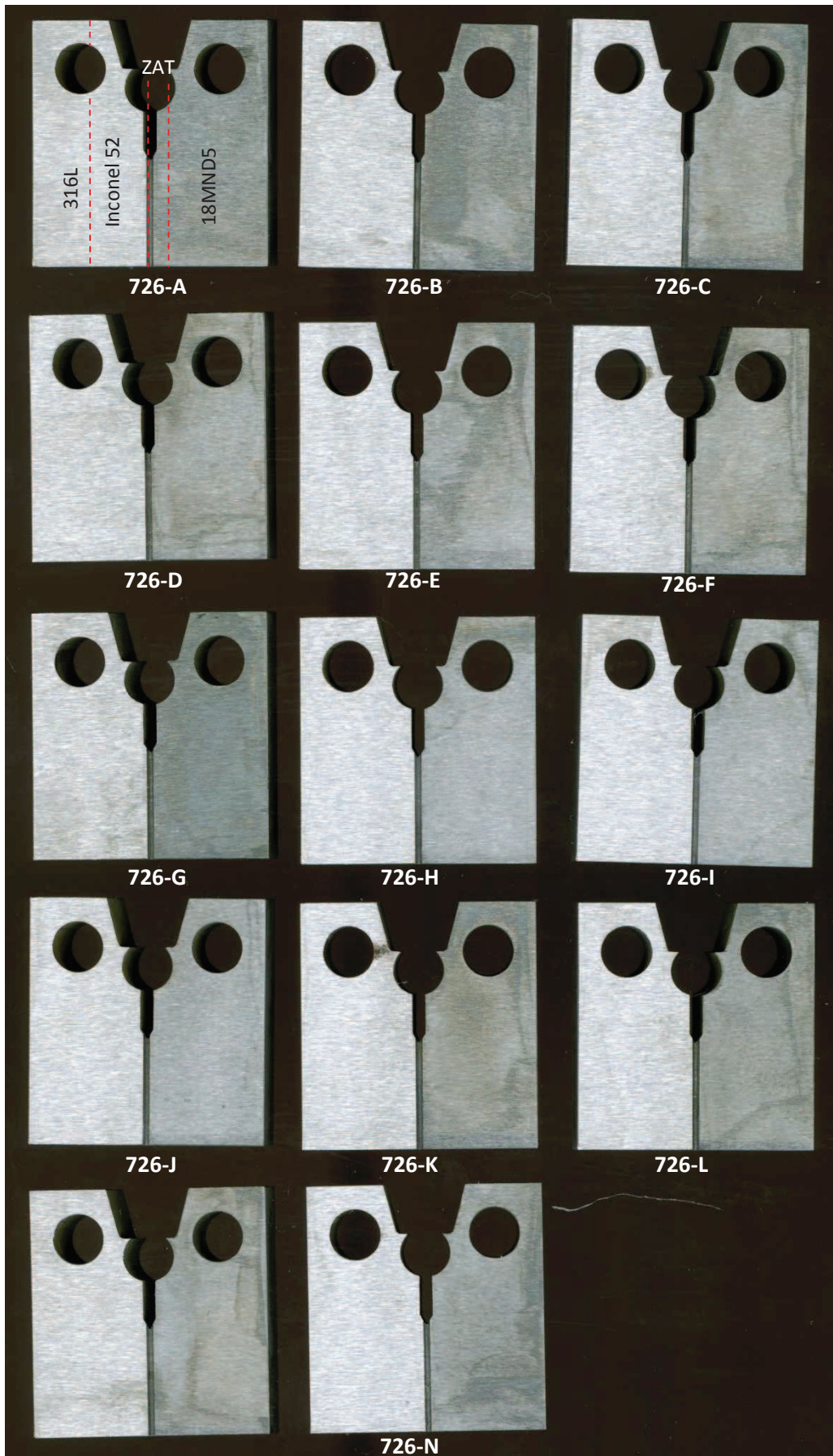
Entaille dans la ZAT

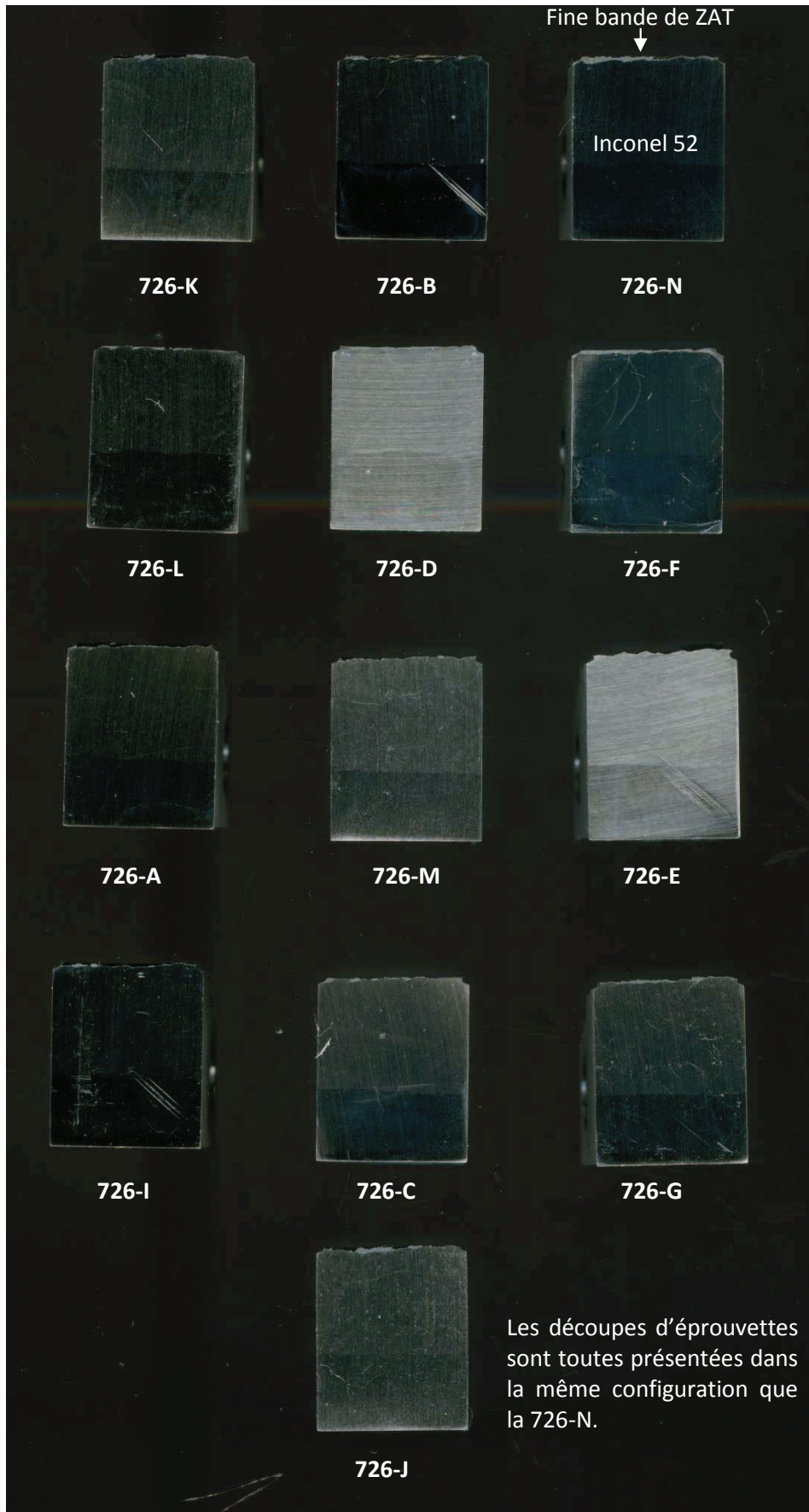


Entaille dans l'inconel

IV. Eprouvettes CT12 multi-matériaux





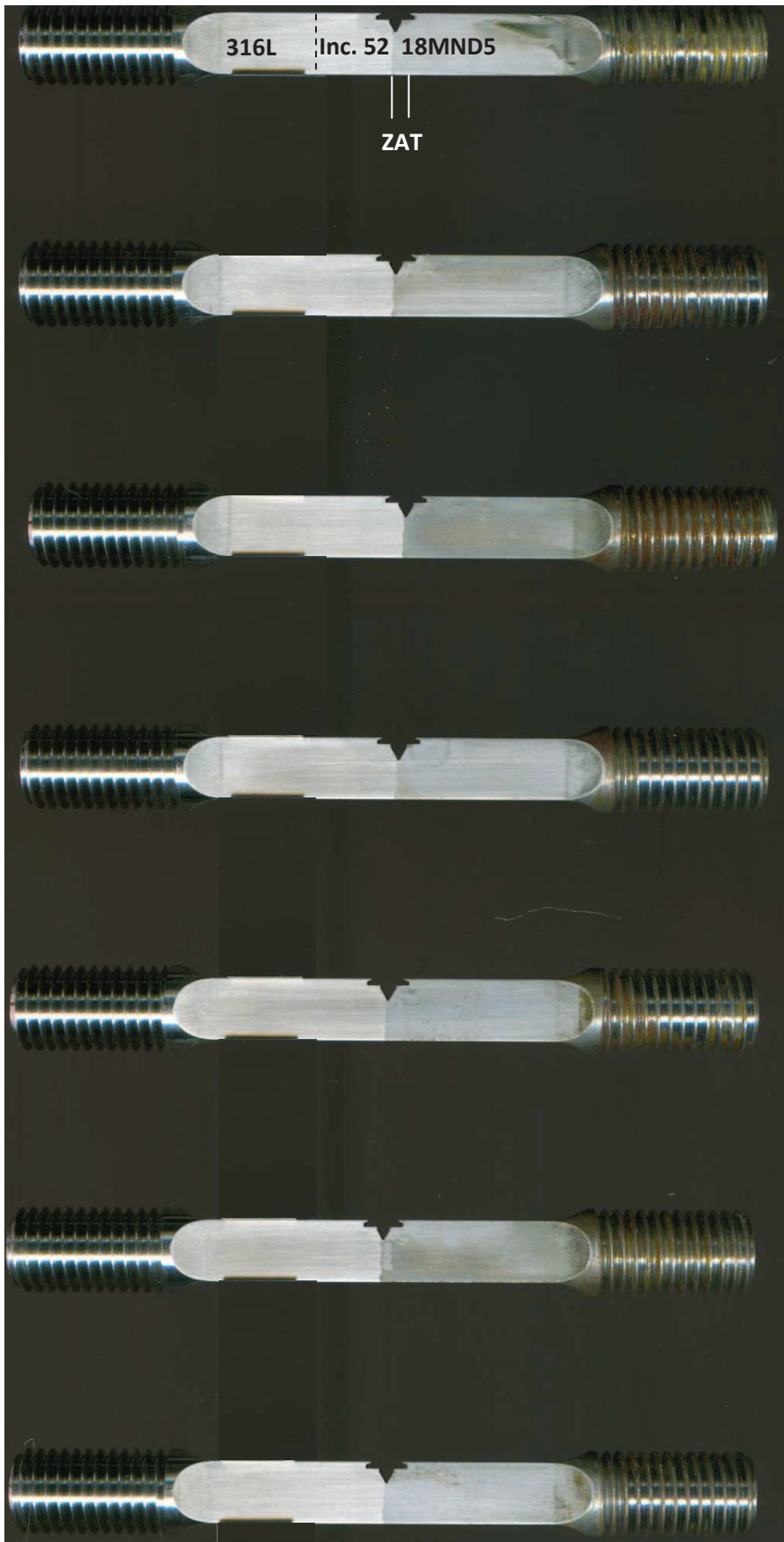


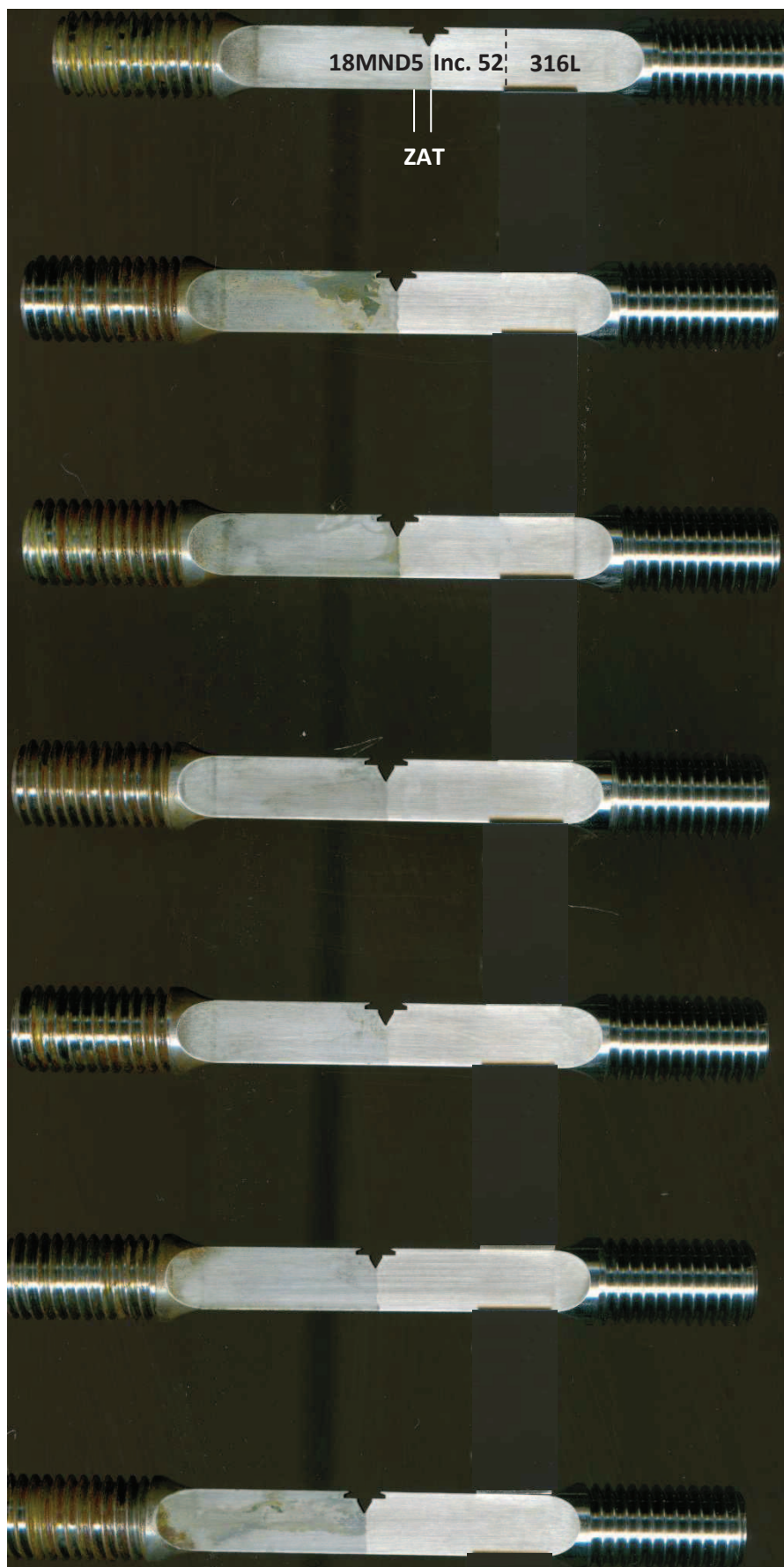
Eprouvettes découpées au niveau du front de fissure

ANNEXE 7 – Compléments : liaison bimétallique type « narrow gap »

Eprouvette	Distance minimale entre le front de fissure et l'inconel (mm)	Distance maximale entre le front de fissure et l'inconel (mm)	Remarque
726-K	0.02	0.40	Difficile de repérer la ZAT point bas
726-B	0.04	0.30	Difficile de repérer la ZAT point bas
726-N	0.03	0.57	
726-L	0.02	0.25	Difficile de repérer la ZAT point bas
726-D	0.04	0.43	
726-F	0.09	0.54	
726-A	0.06	0.42	Difficile de repérer la ZAT point bas
726-M	0.05	0.26	
726-E	0.03	0.51	
726-I	0.06	0.37	
726-C	0.04	0.29	
726-G	0.06	0.42	
726-J	0.03	0.53	

V. Eprouvettes SENT10 multi-matériaux



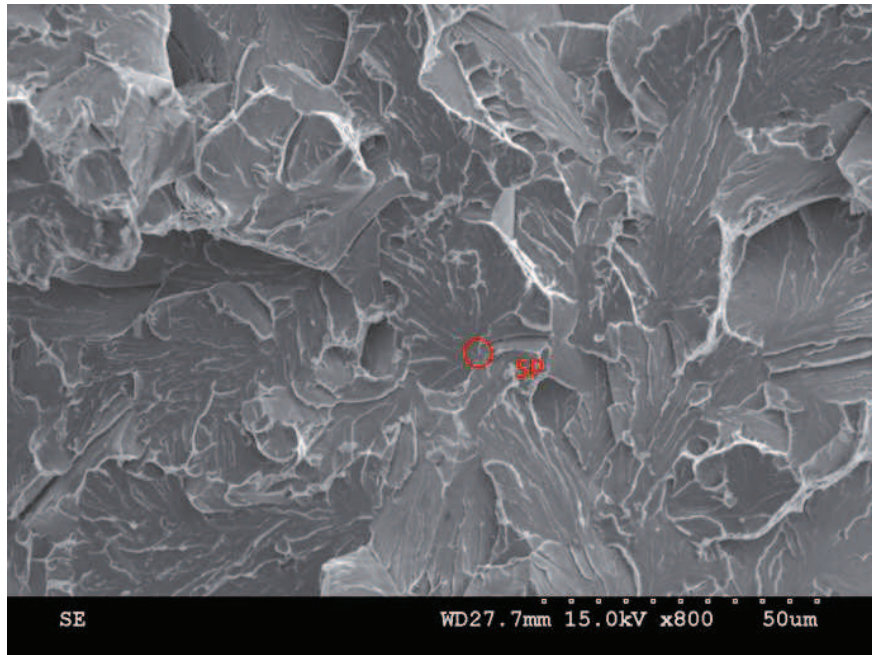
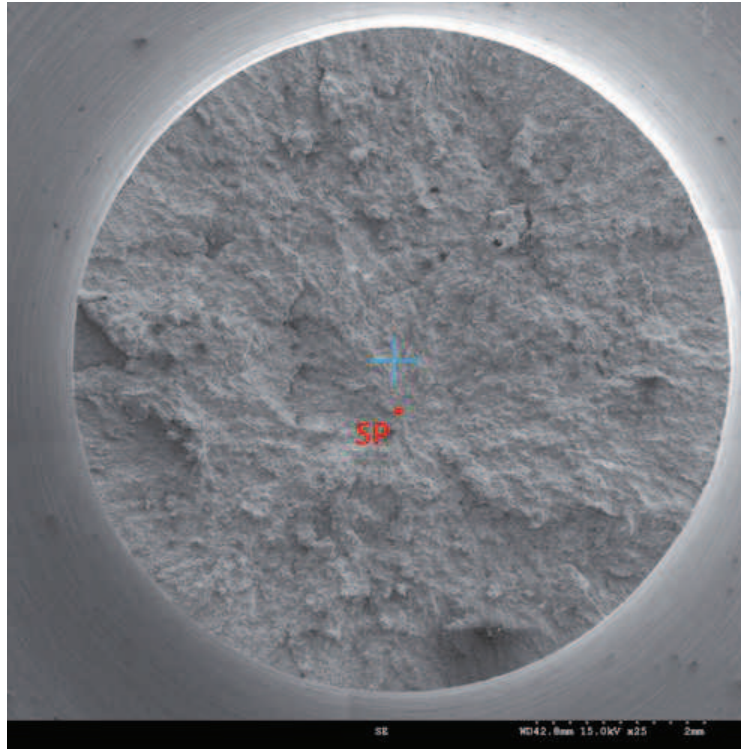


VI. Observations au MEB

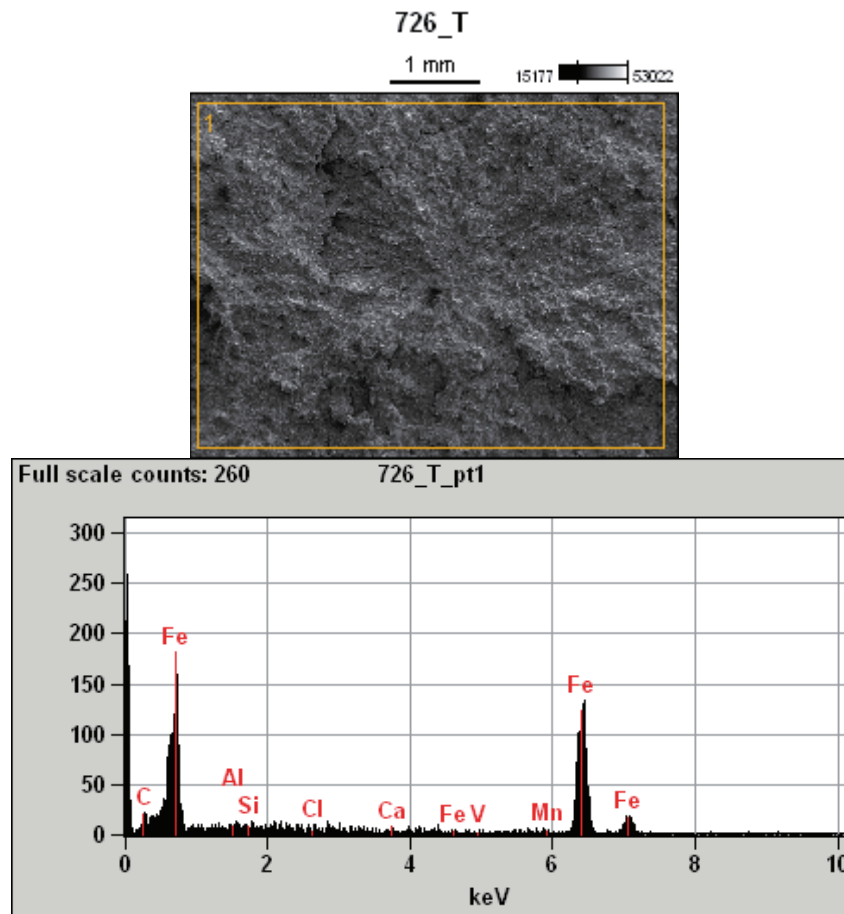
VI.1. Eprouvettes AE à -175°C (18MND5)

VI.1.1 724-A4-BC

Distance du site d'amorçage au centre : 680 µm



Micro-analyse



Weight %

	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
724-A4-BC	0.38	0.47	1.43	95.36

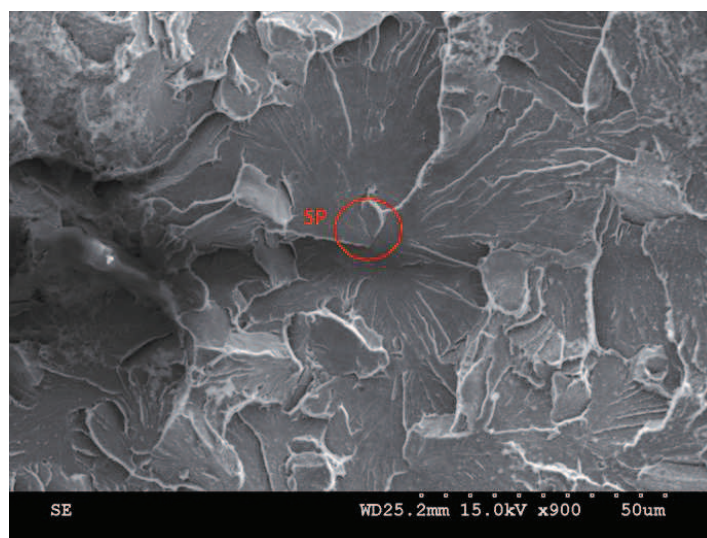
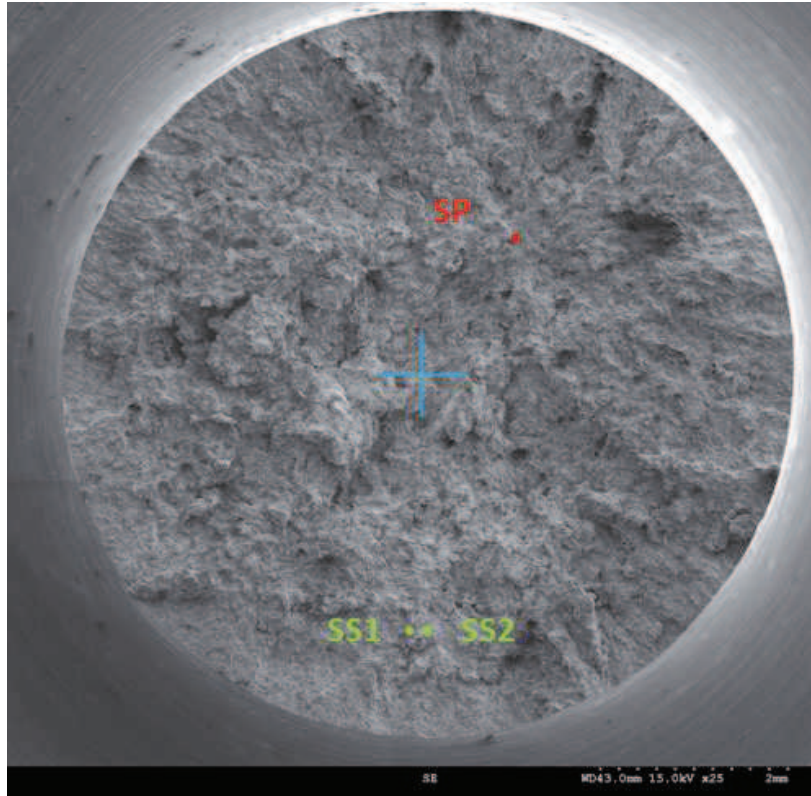
Atom %

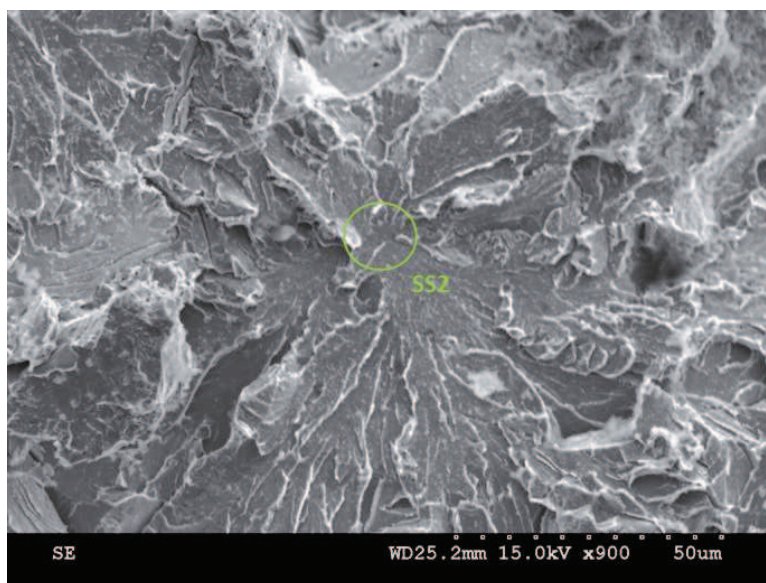
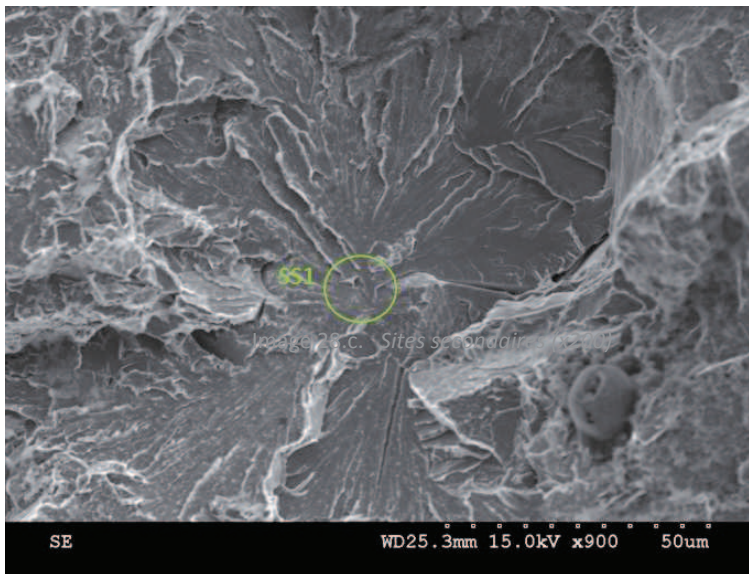
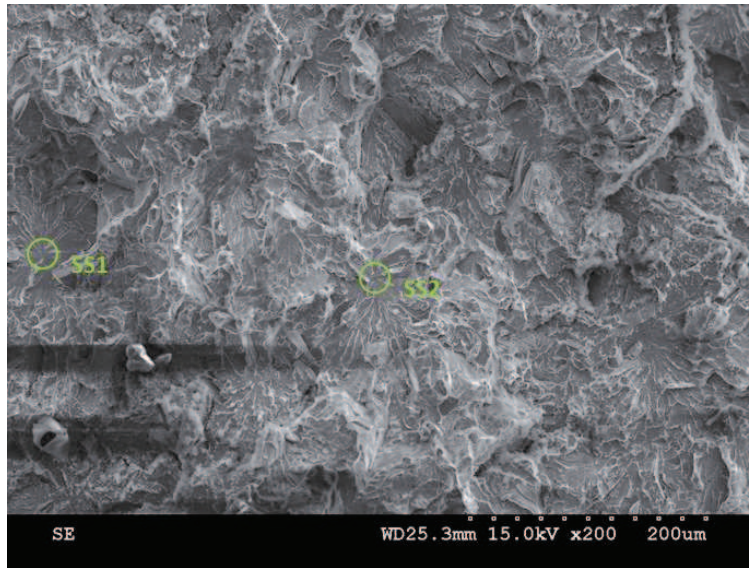
	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
724-A4-BC	0.79	0.92	1.44	94.38

VI.1.2. 724-A4-BG

Distance des sites d'amorçage au centre :

- SP : 1850 μm
- SS1 : 2850 μm
- SS2 : 2850 μm





Micro-analyse

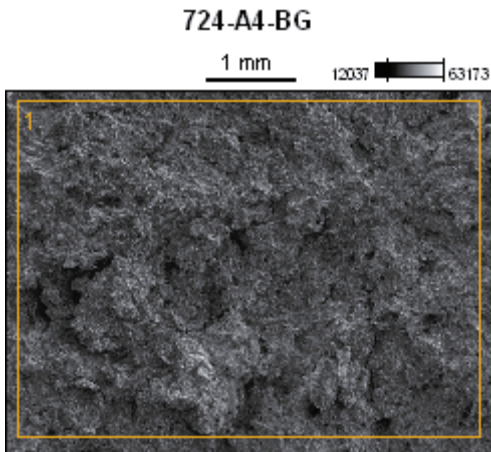
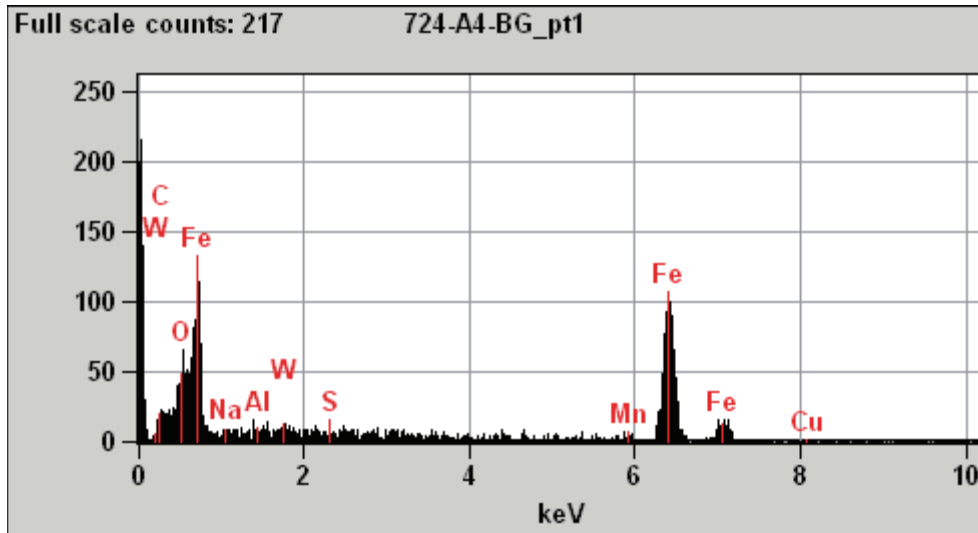


Image Name: 724-A4-BG
 Accelerating Voltage: 15.0 kV
 Magnification: 25
 Detector: UltraDry



Weight %

	O	Al	S	Mn	Fe	Cu
724-A4-BG	4.57	0.31	0.09	2.09	90.98	1.30

Atom %

	O	Al	S	Mn	Fe	Cu
724-A4-BG	14.18	0.57	0.14	1.89	80.80	1.01

VI.2. Eprouvettes prismatiques en 18MND5 à -175°C

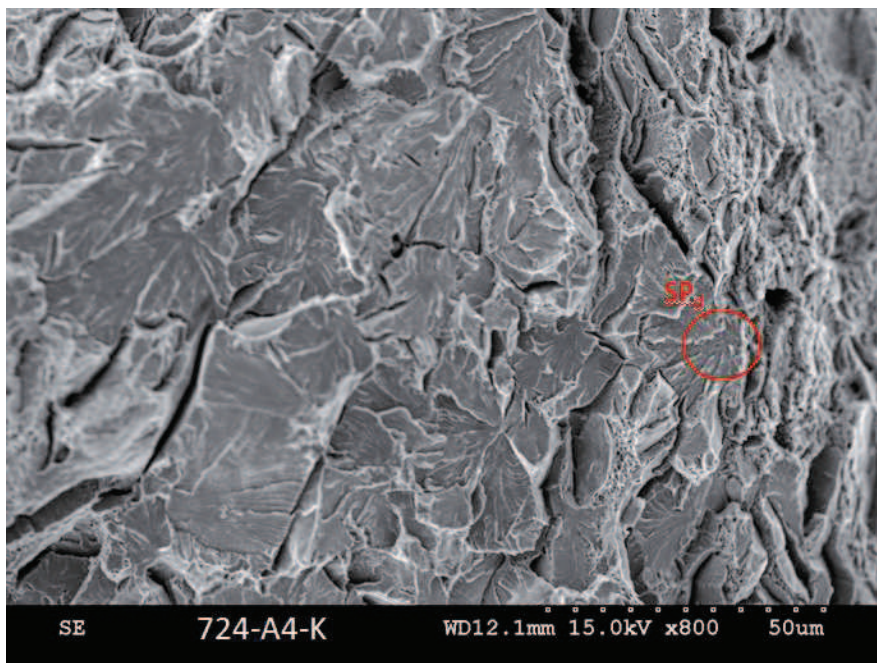
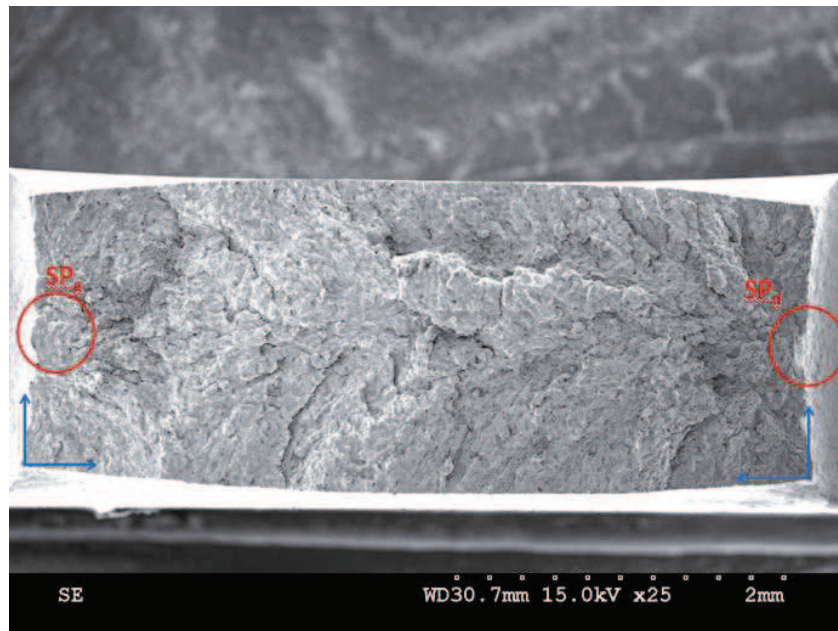
VI.2.1. 724-A4-K

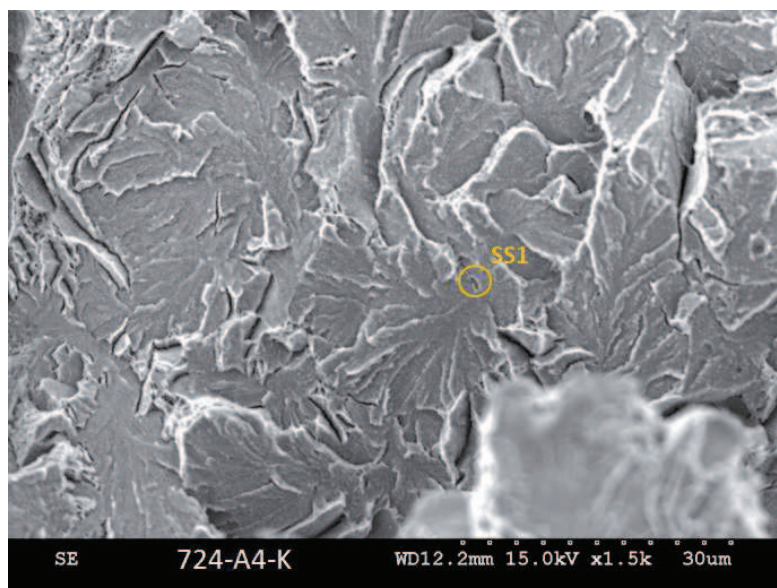
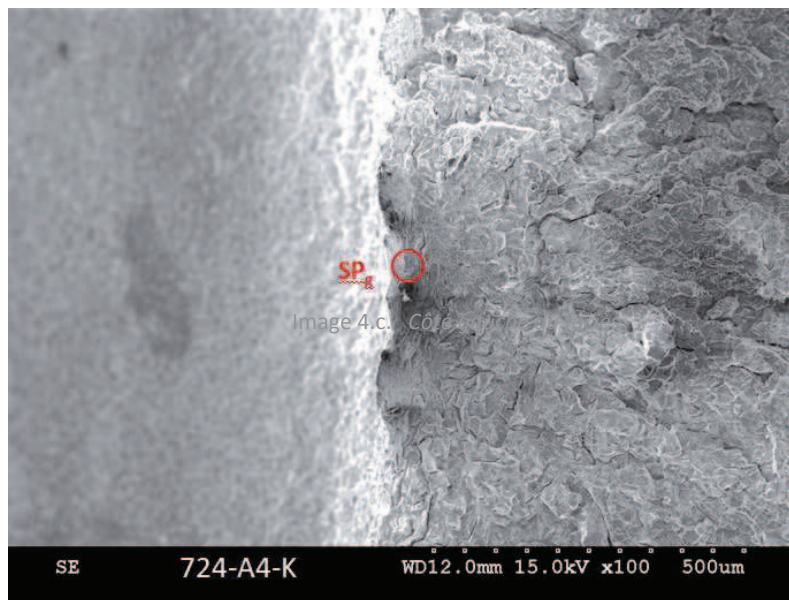
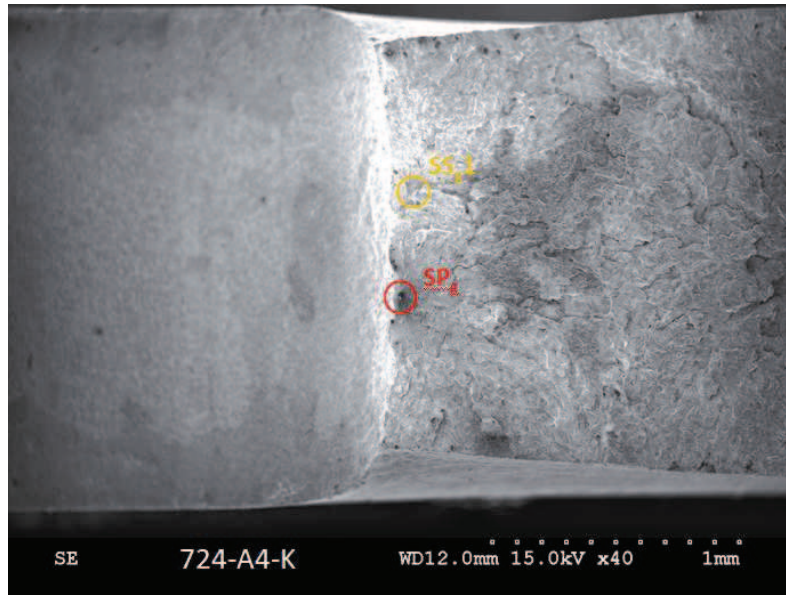
Coordonnées du site d'amorçage (par rapport au repère de droite) :

- SP_d (80 μ m ; 850 μ m)

Coordonnées du site d'amorçage (par rapport au repère de gauche) :

- SP_g (20 μ m ; 625 μ m)
- SS_g1 (120 μ m ; 1050 μ m)





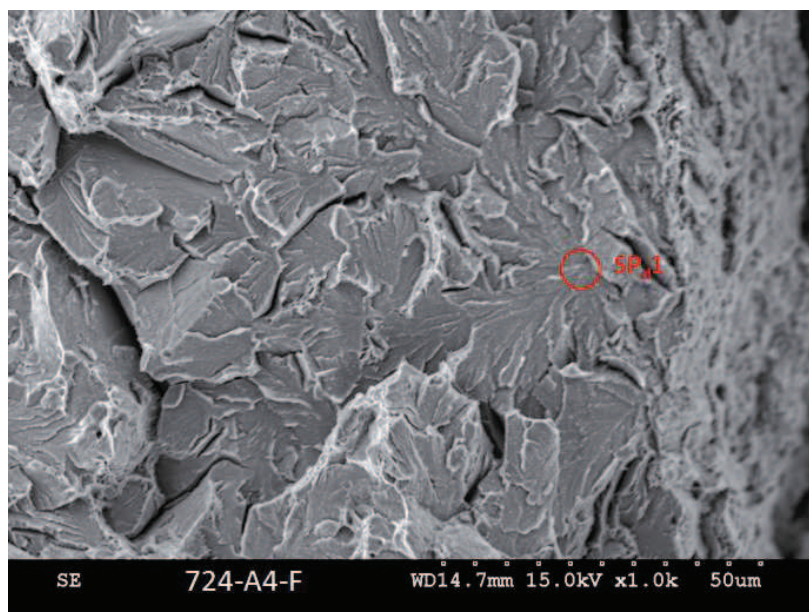
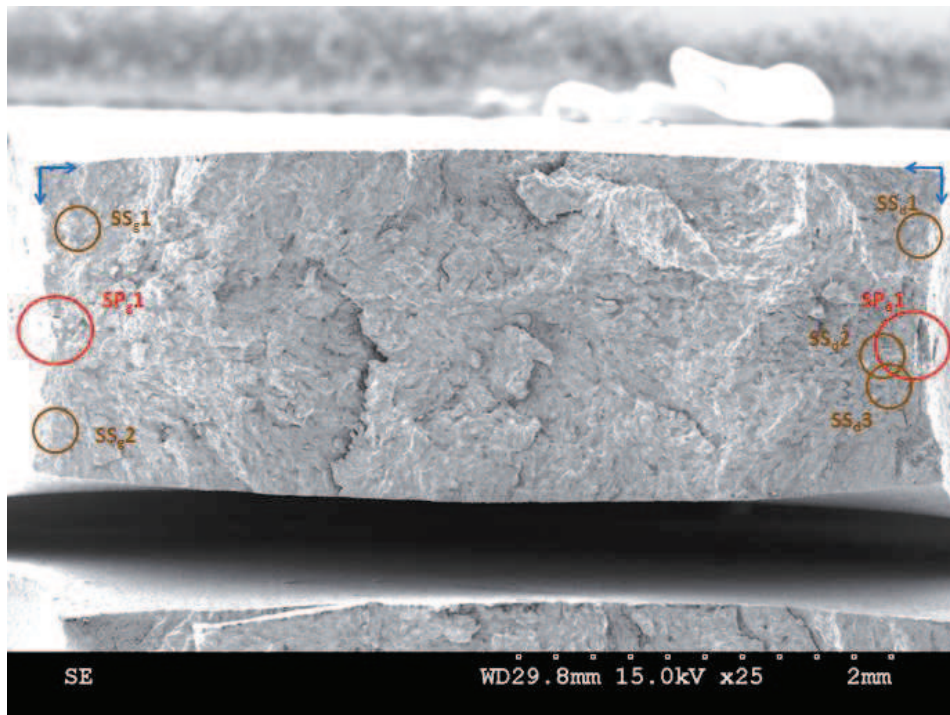
VI.2.2. 724-A4-F

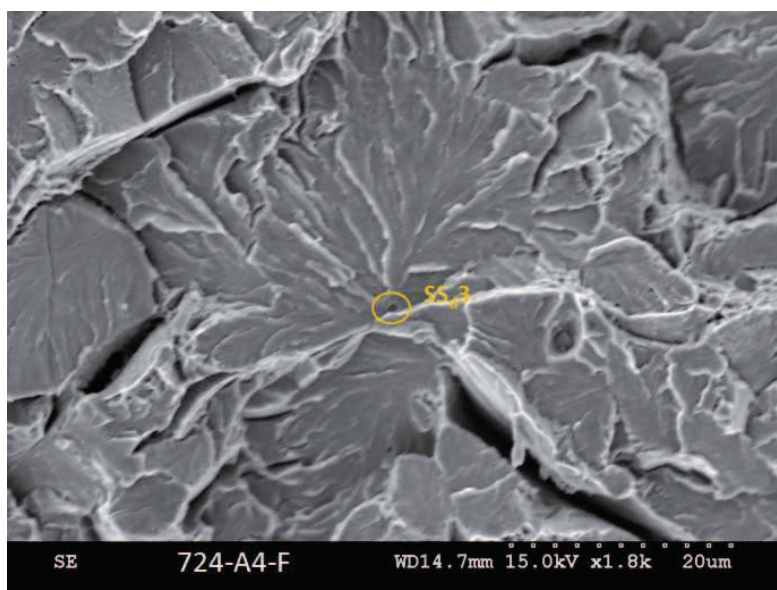
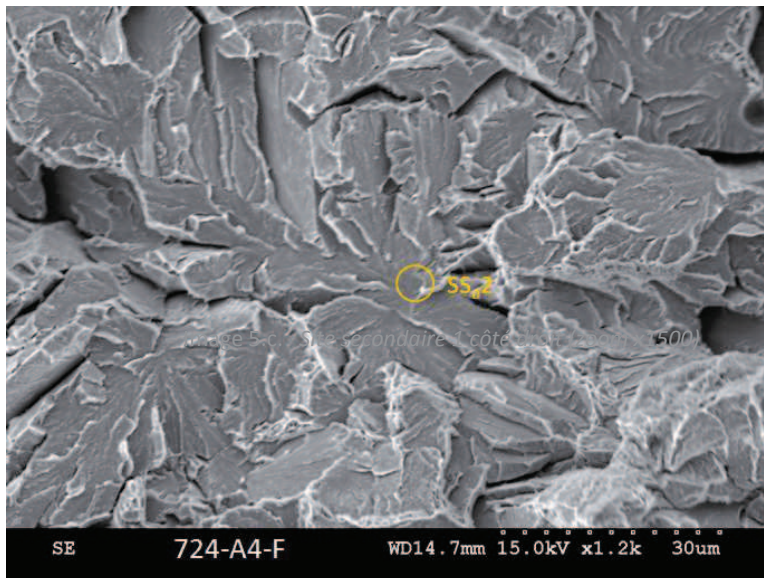
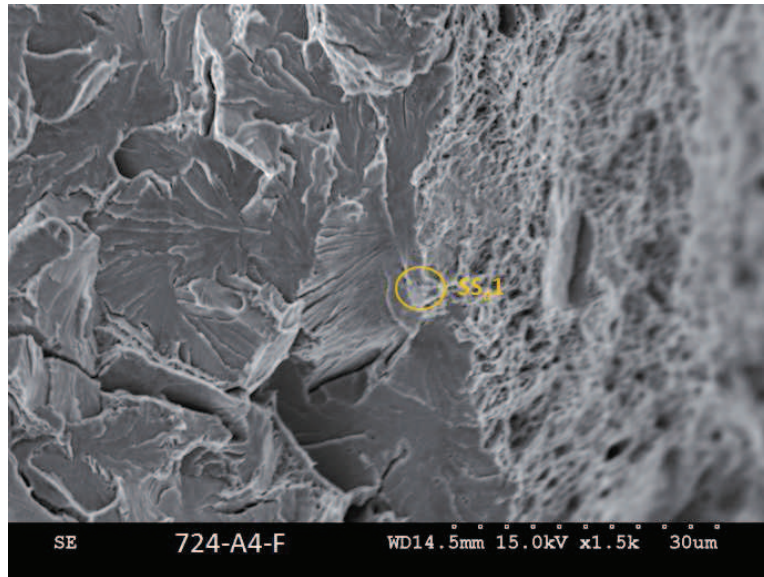
Coordonnées des sites d'amorçage (par rapport au repère de droite) :

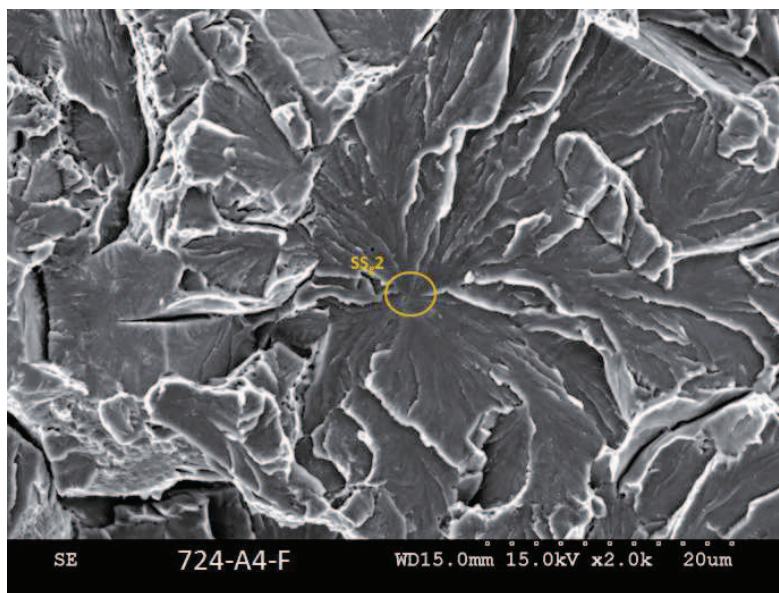
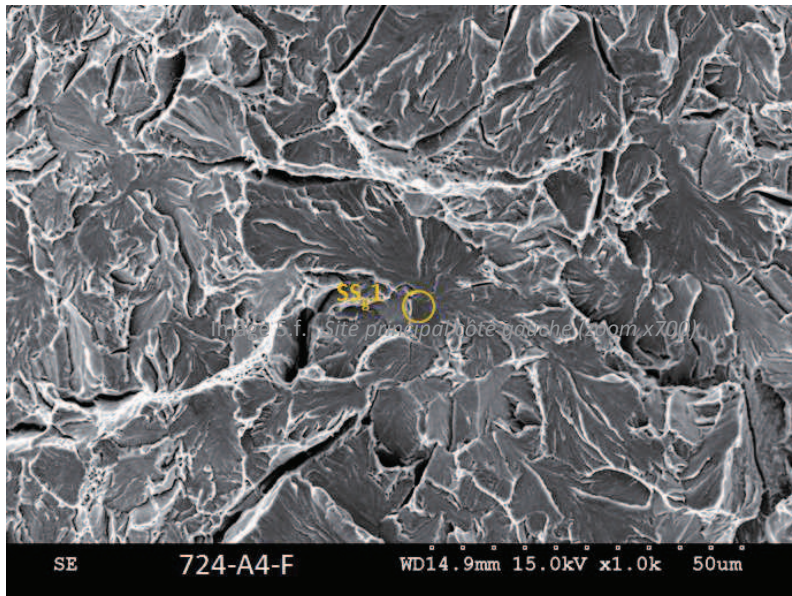
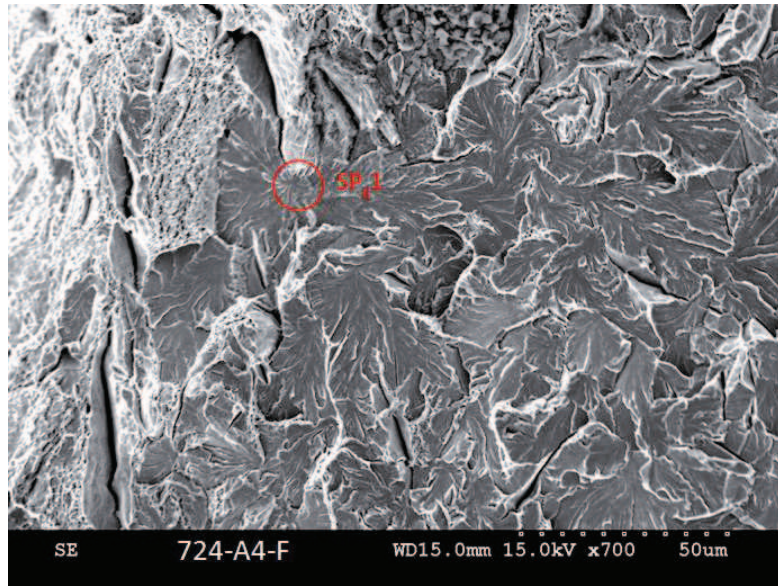
- SP_d1 (10μm ; 932μm)
- SS_d1 (10μm ; 361μm)
- SS_d2 (220μm ; 1000μm)
- SS_d3 (180μm ; 1170μm)

Coordonnées des sites d'amorçage (par rapport au repère de gauche) :

- SP_g1 (10μm ; 892μm)
- SS_g1 (194μm ; 361μm)
- SS_g2 (115μm ; 1410μm)







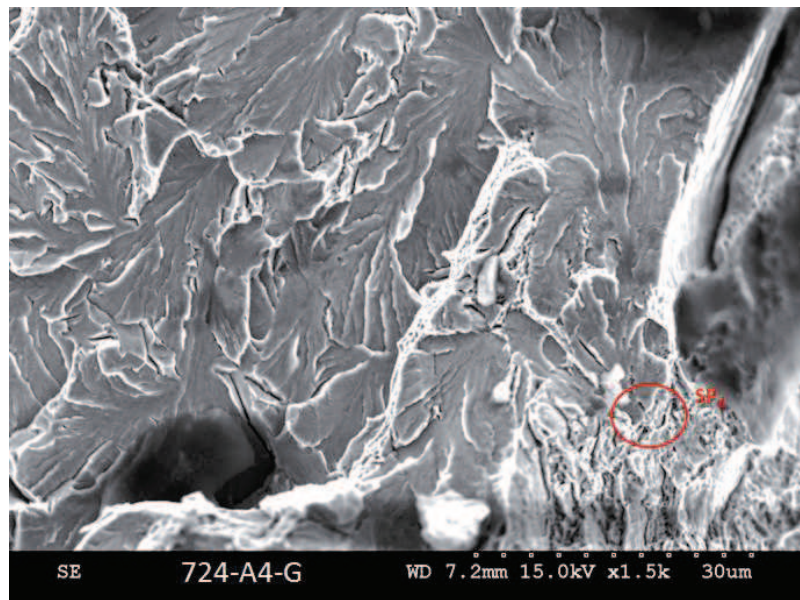
VI.2.3. 724-A4-G

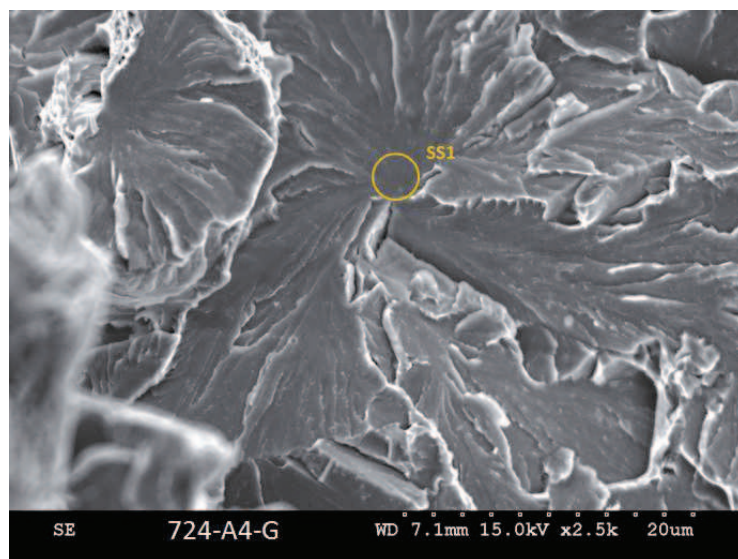
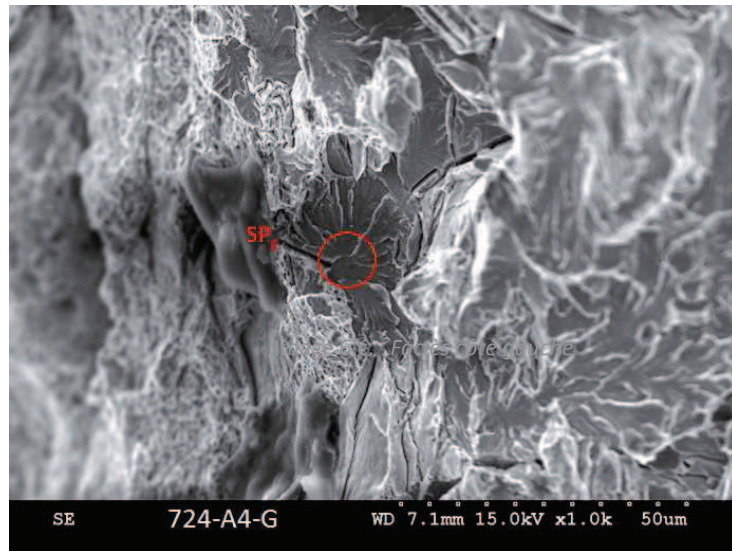
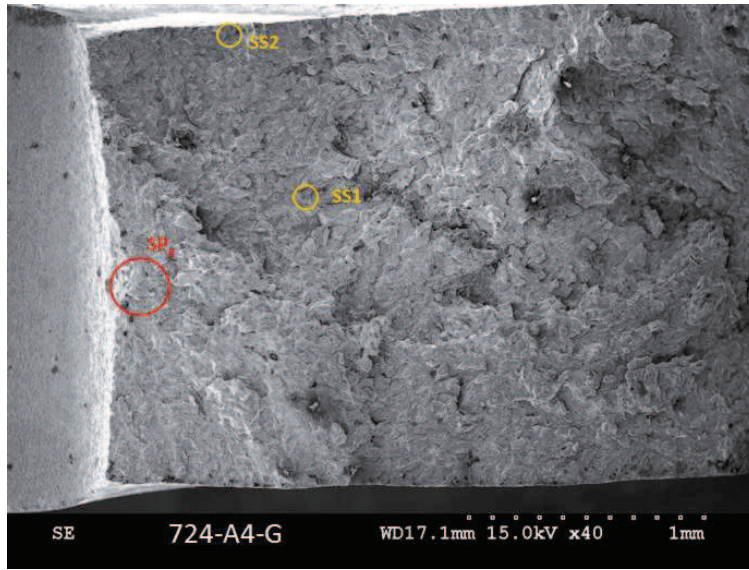
Coordonnées du site d'amorçage (par rapport au repère de droite) :

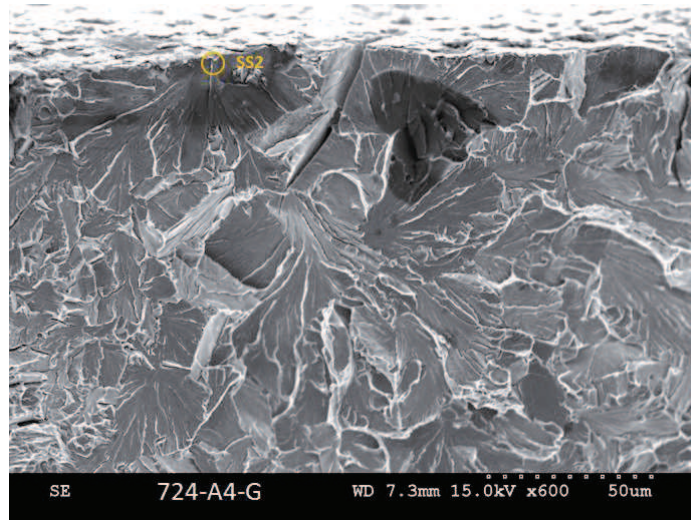
- SP_d (0μm ; 960μm)

Coordonnées des sites d'amorçage (par rapport au repère de gauche) :

- SP_g (100μm ; 825μm)
- SS1 (835μm ; 1235μm)
- SS2 (610μm ; 1900μm)







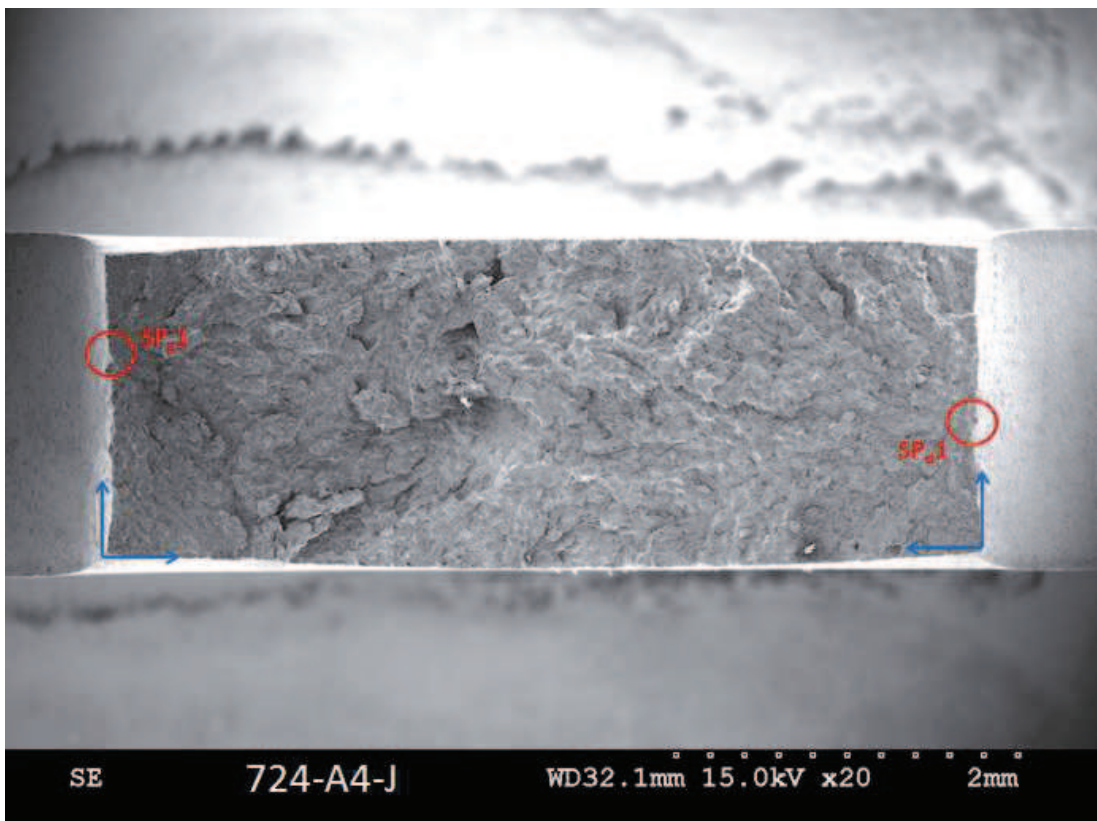
VI.2.4. 724-A4-J

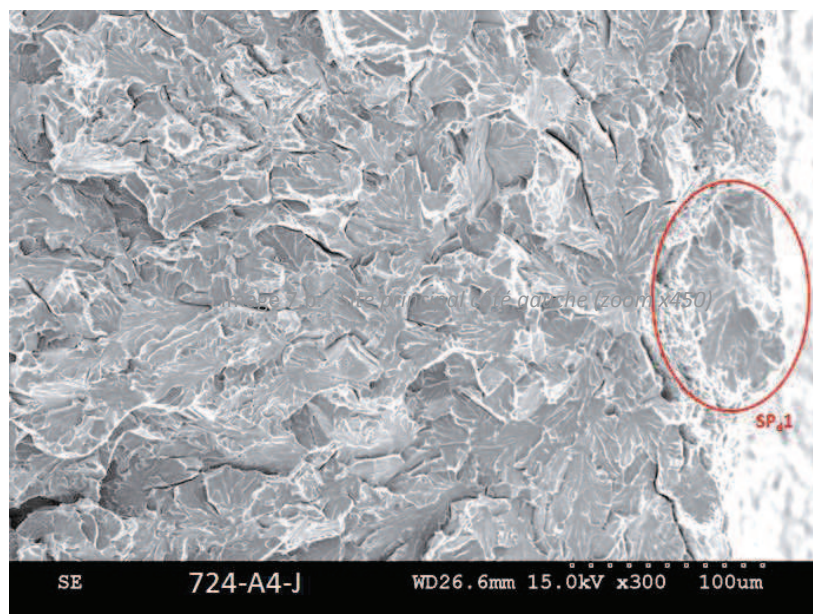
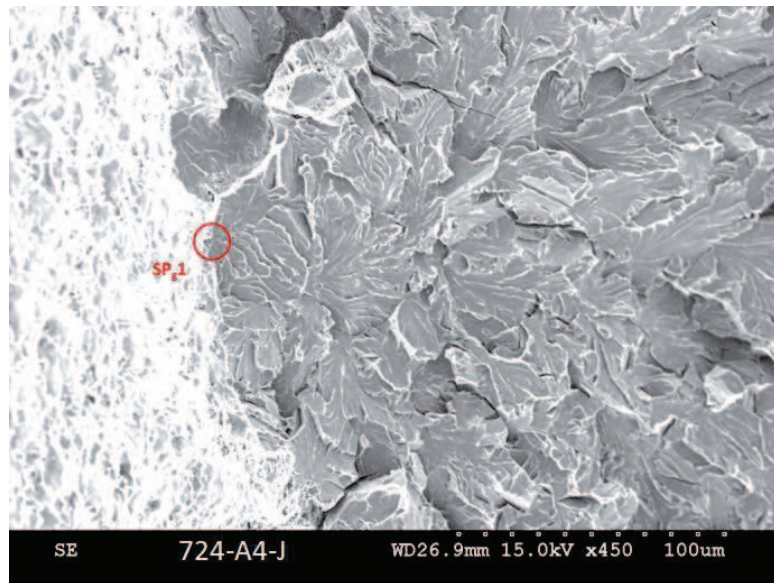
Coordonnées du site d'amorçage (par rapport au repère de droite) :

- SP_d ($0\mu\text{m}$; $720\mu\text{m}$)

Coordonnées (par rapport au repère de gauche) :

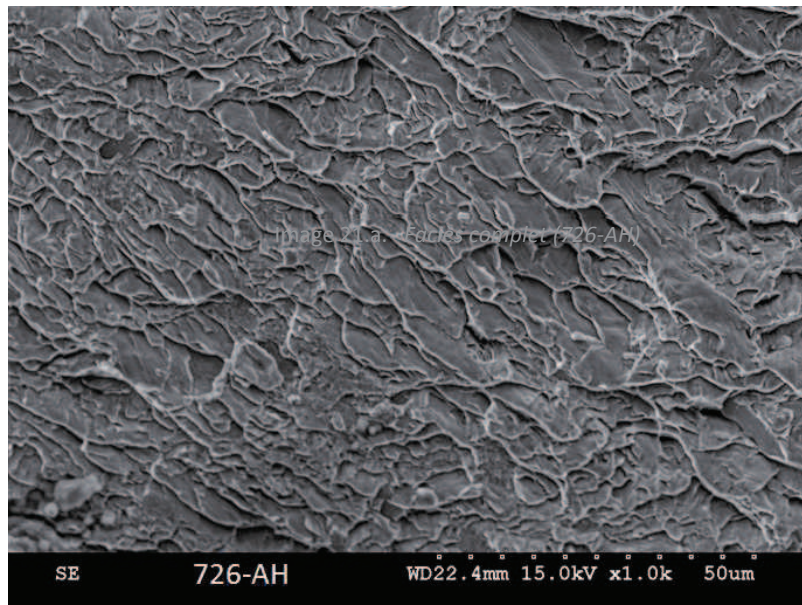
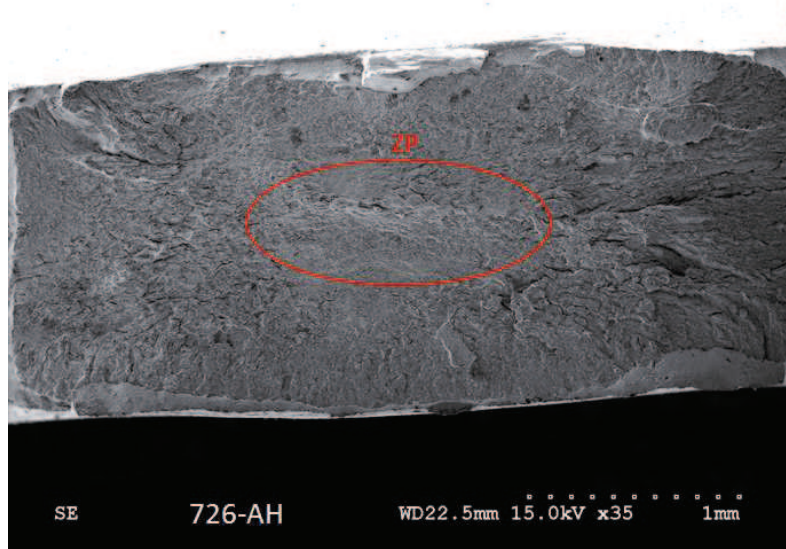
- SP_g ($10\mu\text{m}$; $1250\mu\text{m}$)





VI.3. Eprouvettes prismatiques entaillées dans la ZAT à -175°C

VI.3.1. 726-AH



Micro-analyse

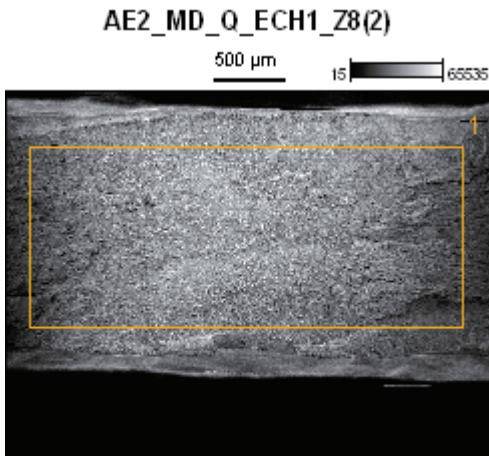
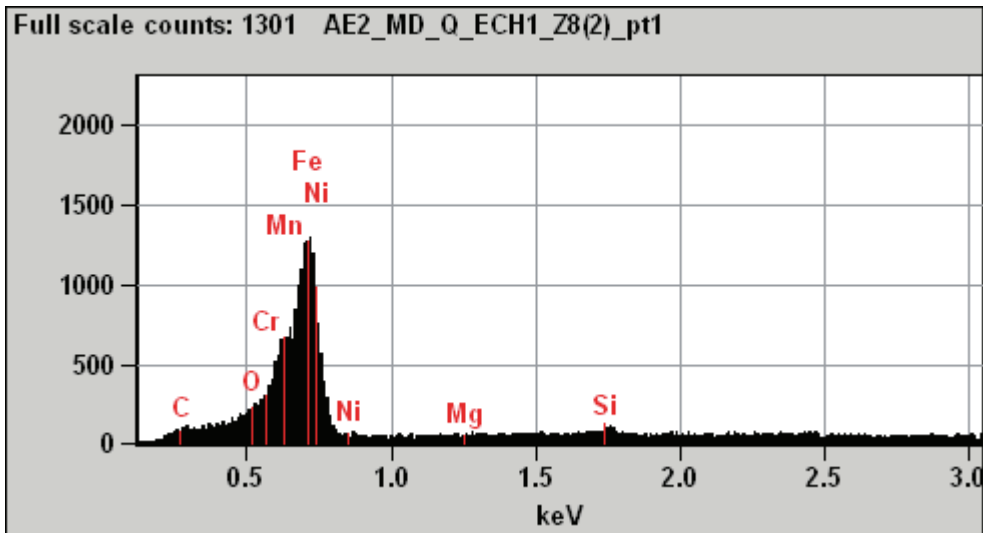


Image Name: AE2_MD_Q_ECH1_Z8(2)

Accelerating Voltage: 15.0 kV

Magnification: 40

Detector: UltraDry



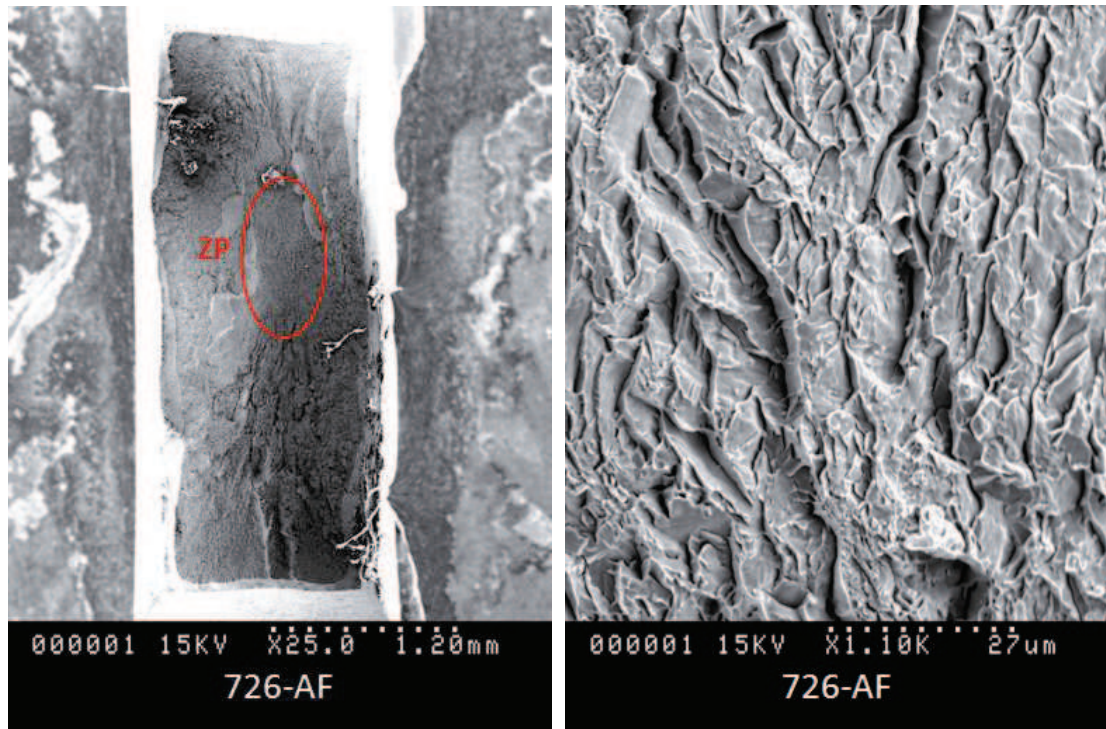
Weight %

	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
726-AH	0.49	0.54	1.74	96.60	0.55

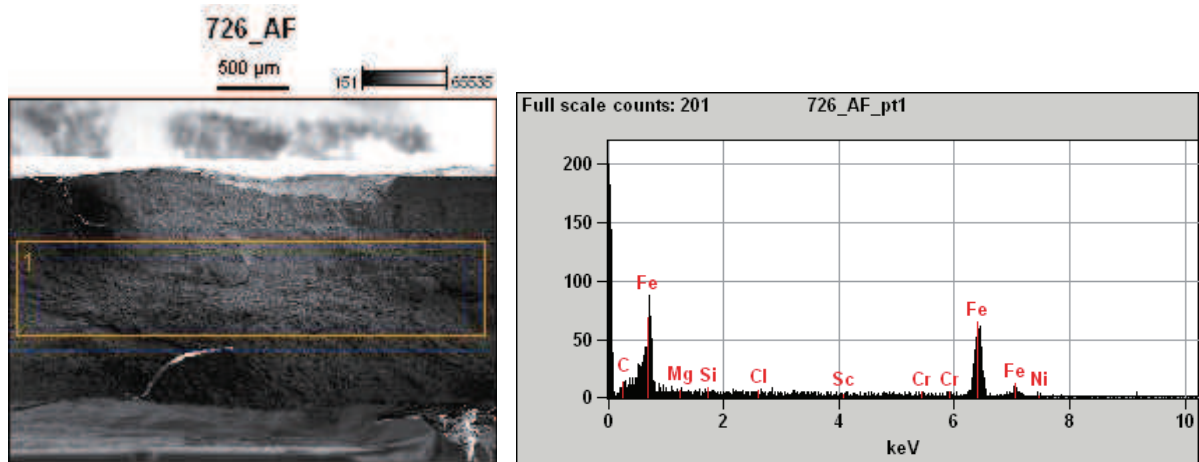
Atom %

	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
726-AH	0.97	0.57	1.75	95.99	0.52

VI.3.2. 726-AF



Micro-analyse



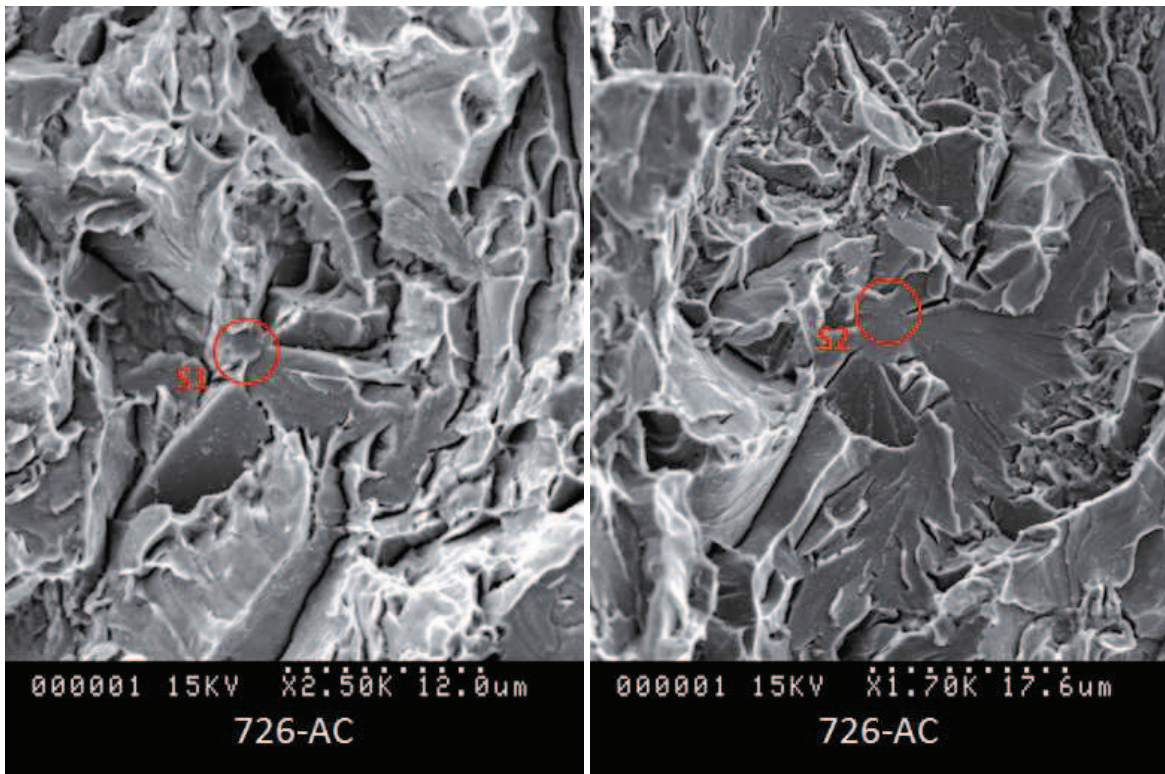
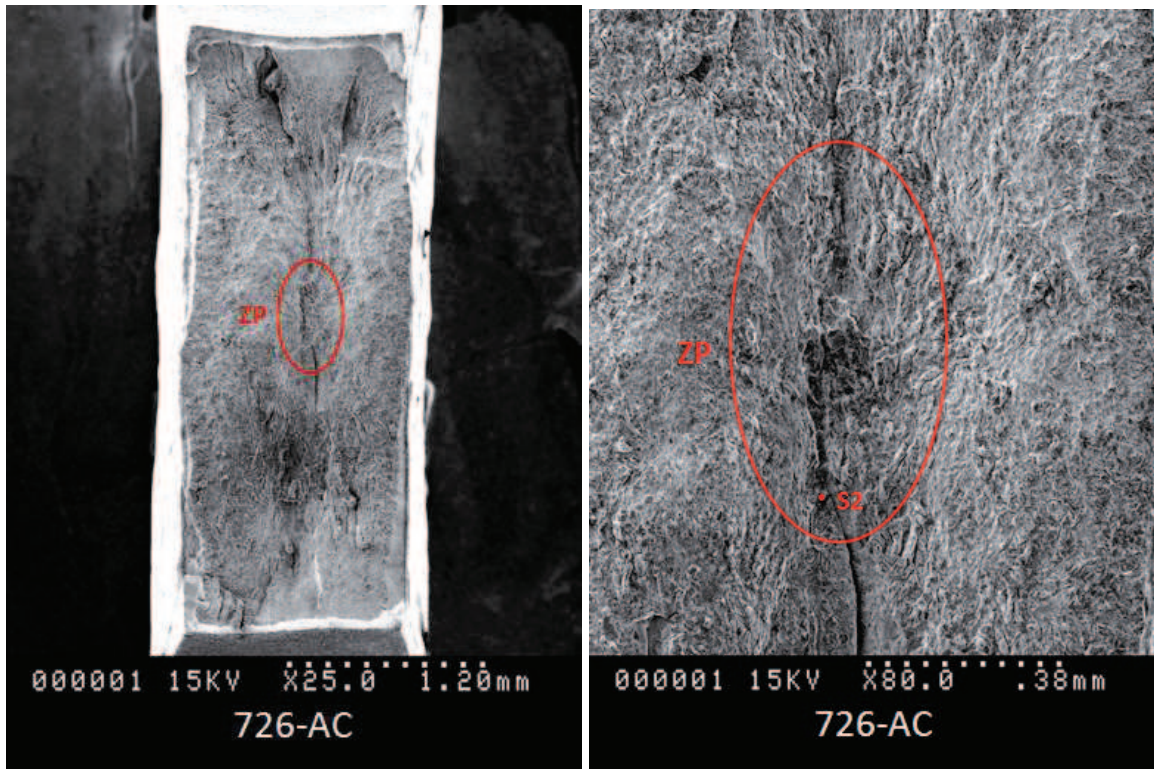
Weight %

	Si	Cr	Fe	Ni
726-AF	0.64	1.26	93.08	3.56

Atom %

	Si	Cr	Fe	Ni
726-AF	1.26	1.33	91.59	3.34

VI.3.3. 726-AC



Micro-analyse

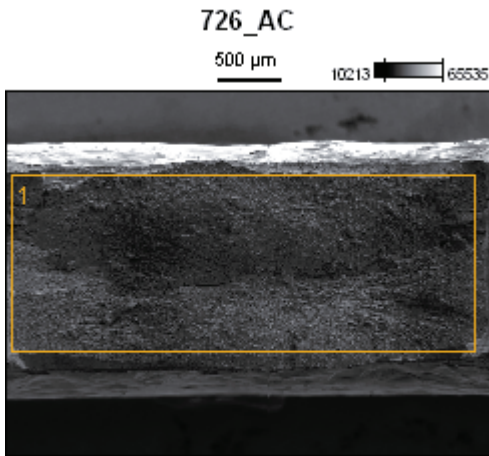
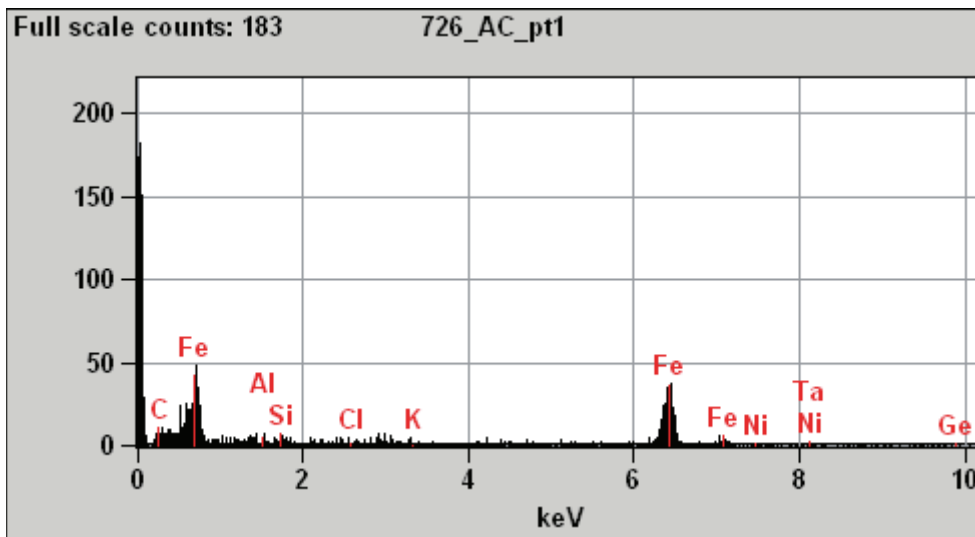


Image Name: 726_AC

Accelerating Voltage: 15.0 kV

Magnification: 35

Detector: UltraDry



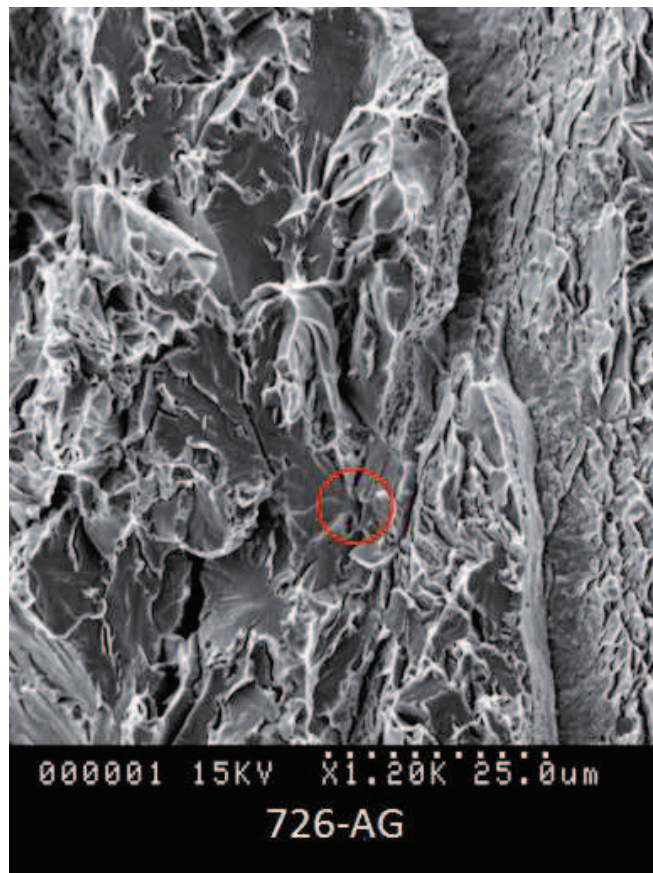
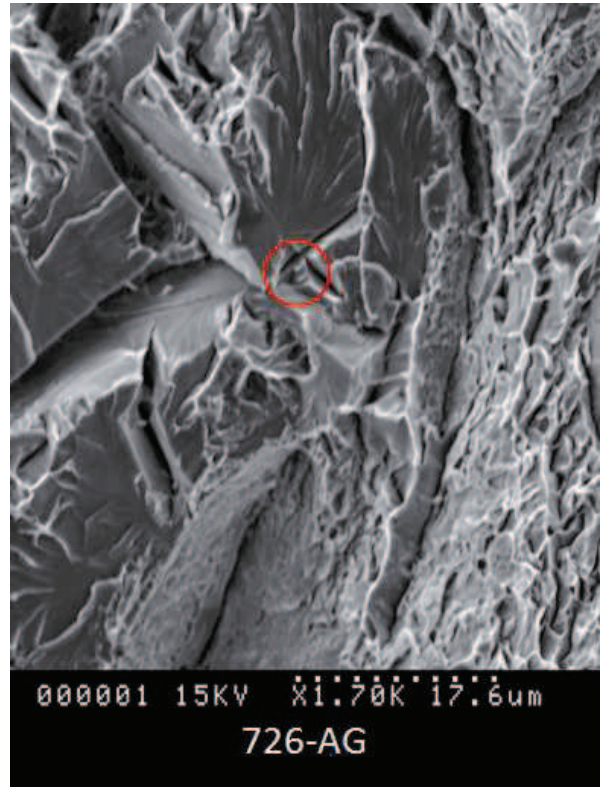
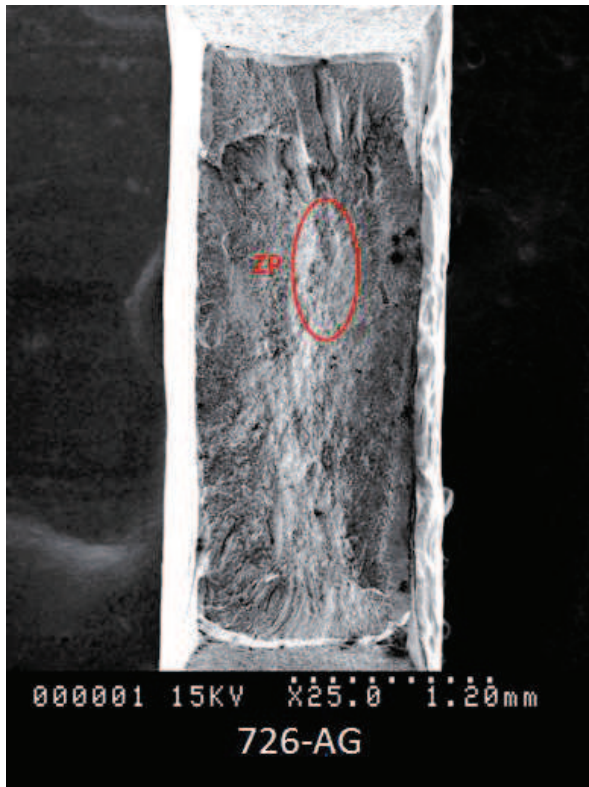
Weight %

	Al	Si	Fe	Ni
726-AC	0.17	1.04	76.35	2.94

Atom %

	Al	Si	Fe	Ni
726-AC	0.38	2.24	82.47	3.02

VI.3.4. 726-AG



Micro-analyse

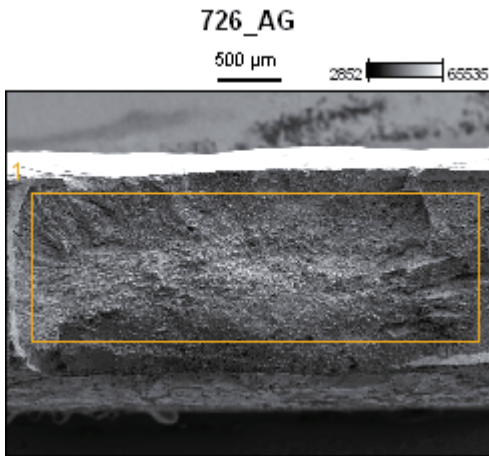
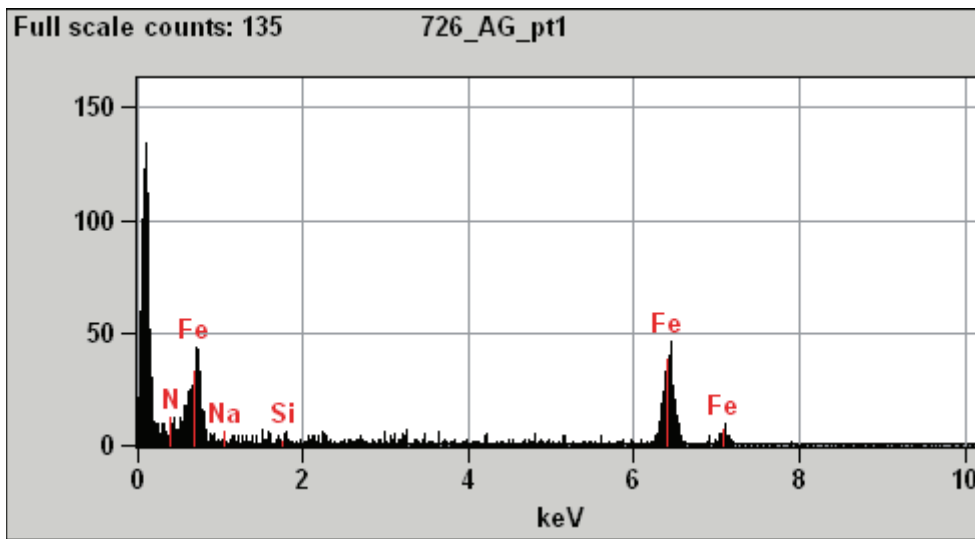


Image Name: 726_AG

Accelerating Voltage: 15.0 kV

Magnification: 35

Detector: UltraDry



Weight %

	<i>N</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>
726-AG	5.59	0.82	93.09

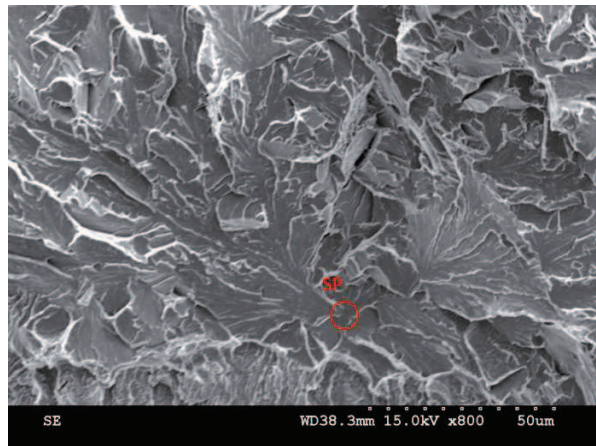
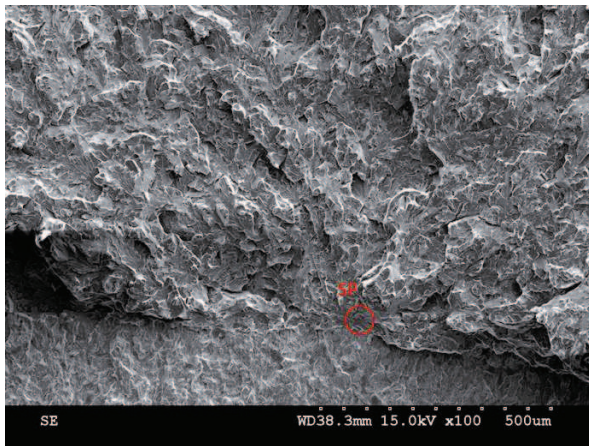
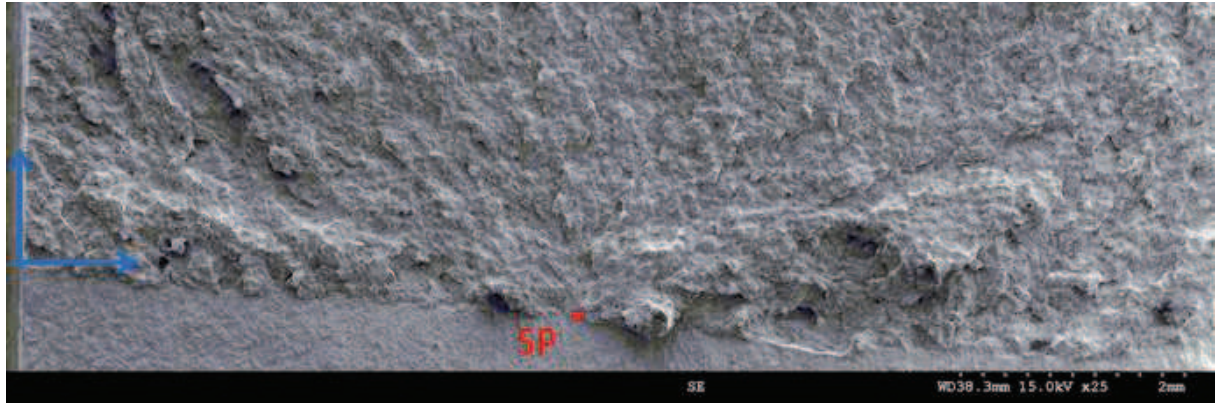
Atom %

	<i>N</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>
726-AG	18.86	1.38	78.74

VI.4. Epreuve CT12 en 18MND5 à -125°C

724-A4-AL

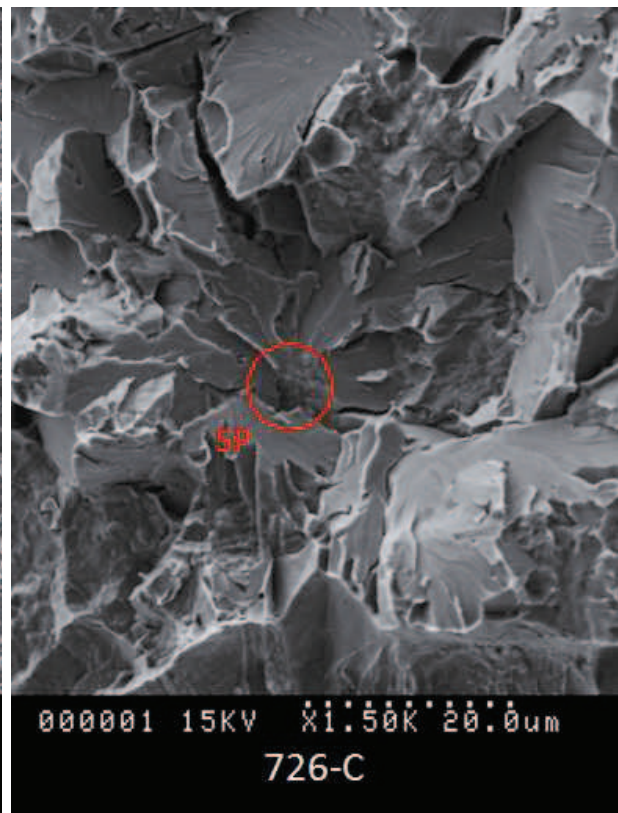
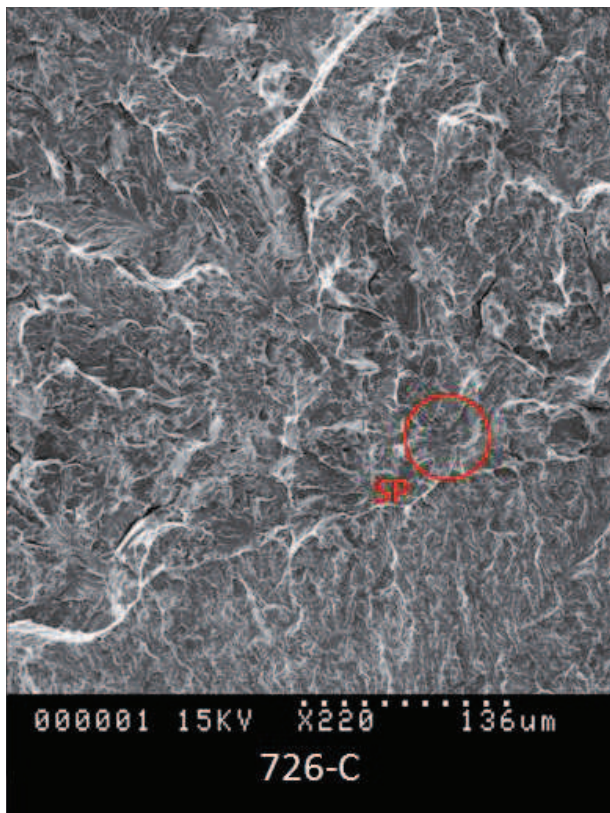
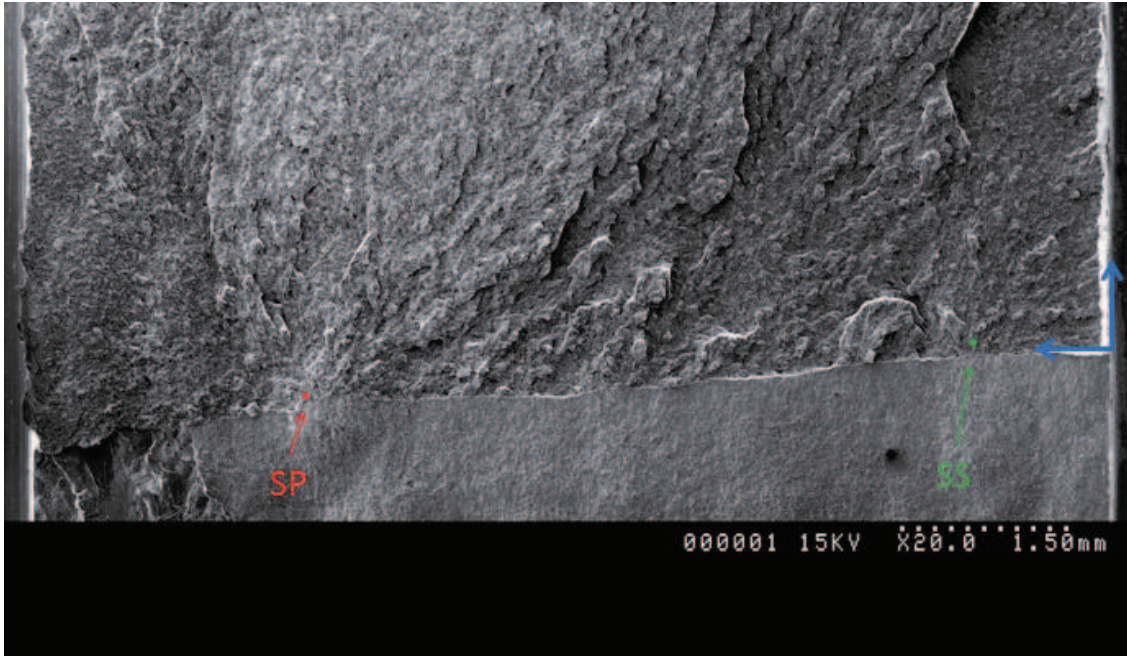
Coordonnées du site d'amorçage : (5200µm ; 10µm)

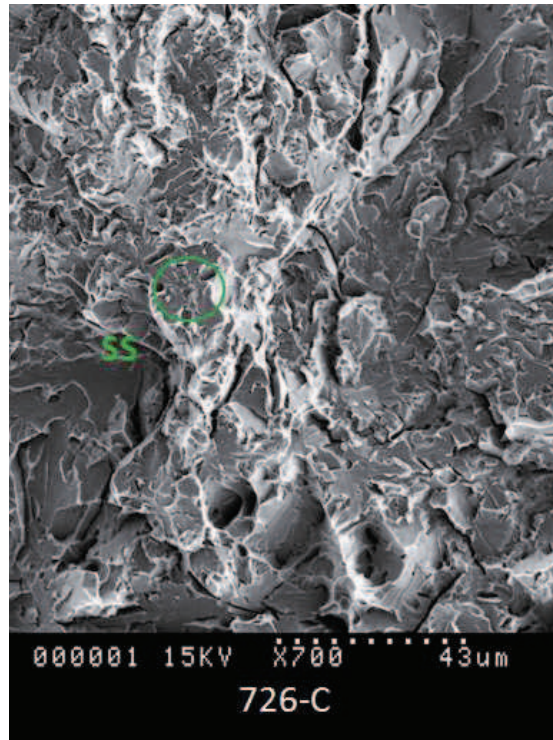


VI.5. Eprouvettes CT12 multi-matériaux à -125°C

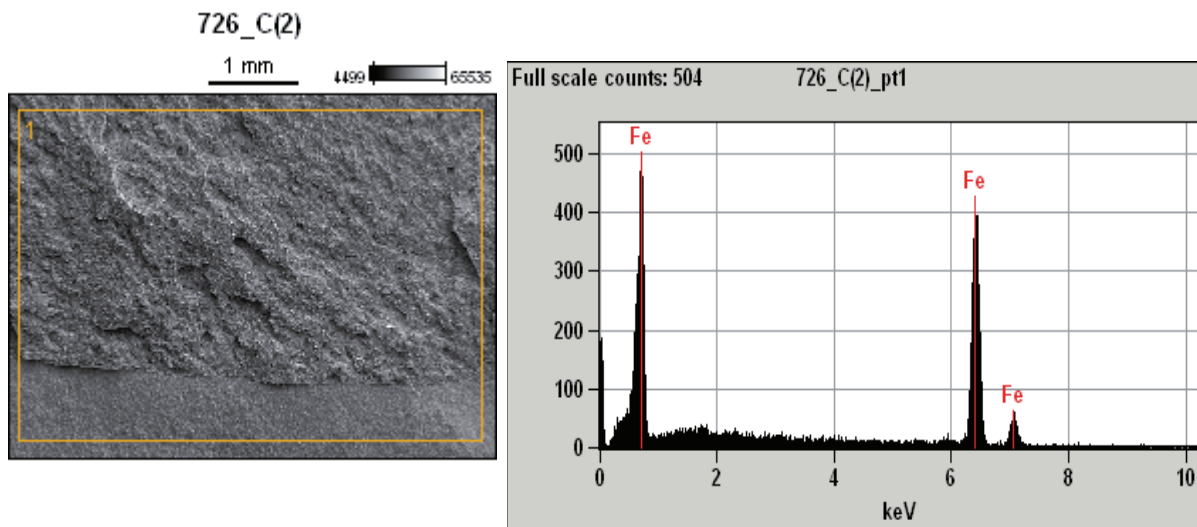
VI.5.1. 726-C

Coordonnées des sites d'amorçage : SP (7200 μ m ; 0 μ m) et SS (1250 μ m ; 90 μ m)





Micro-analyse



Weight %

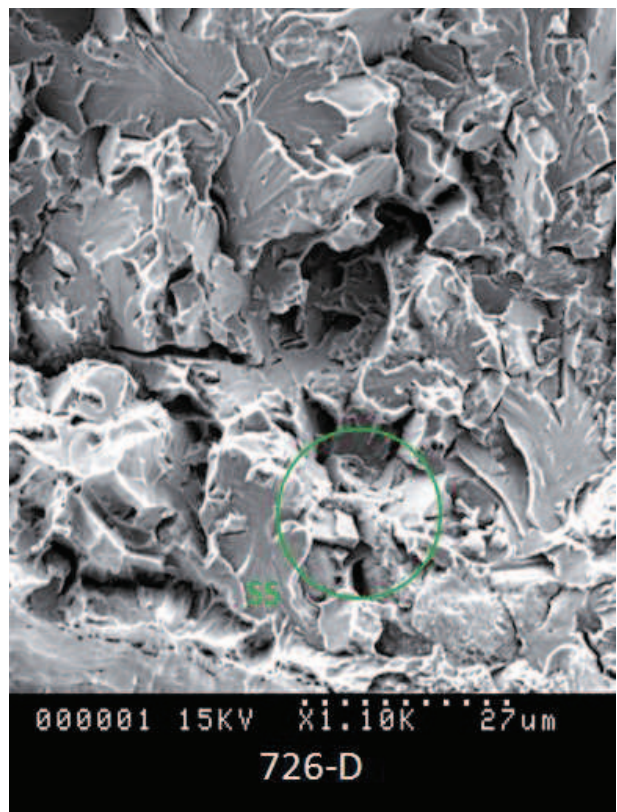
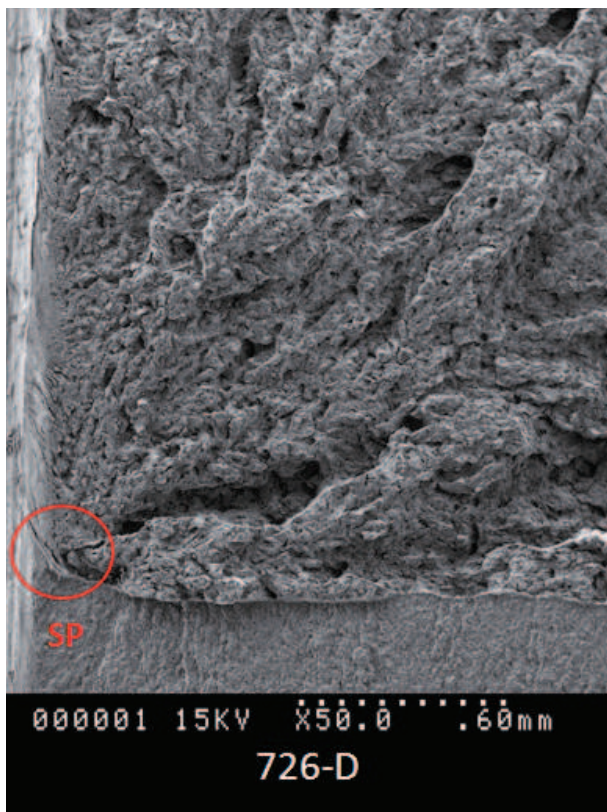
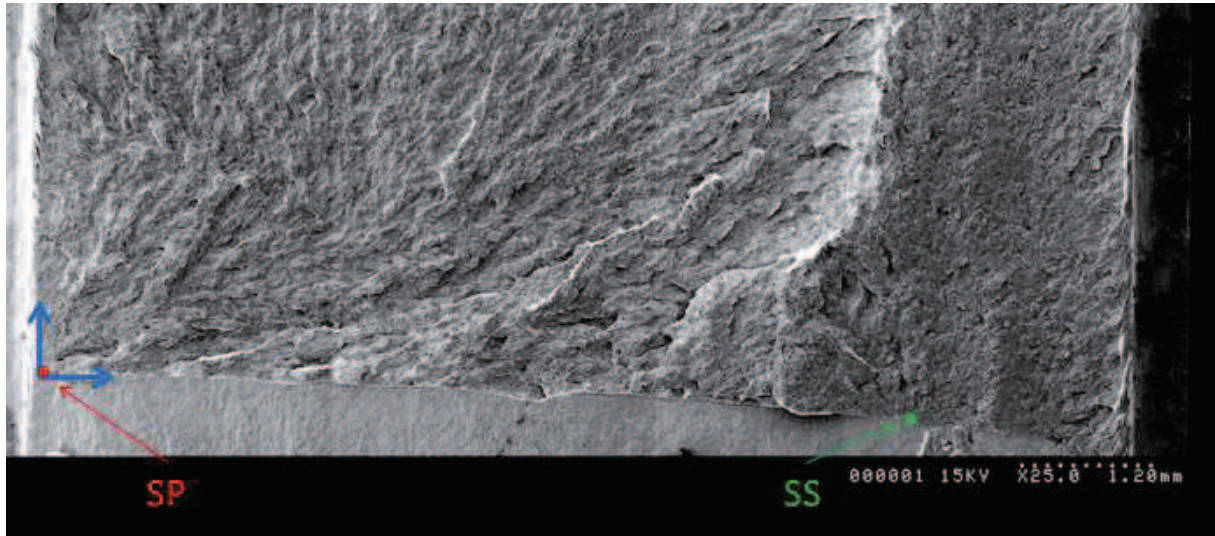
	Fe
726-C	100

Atom %

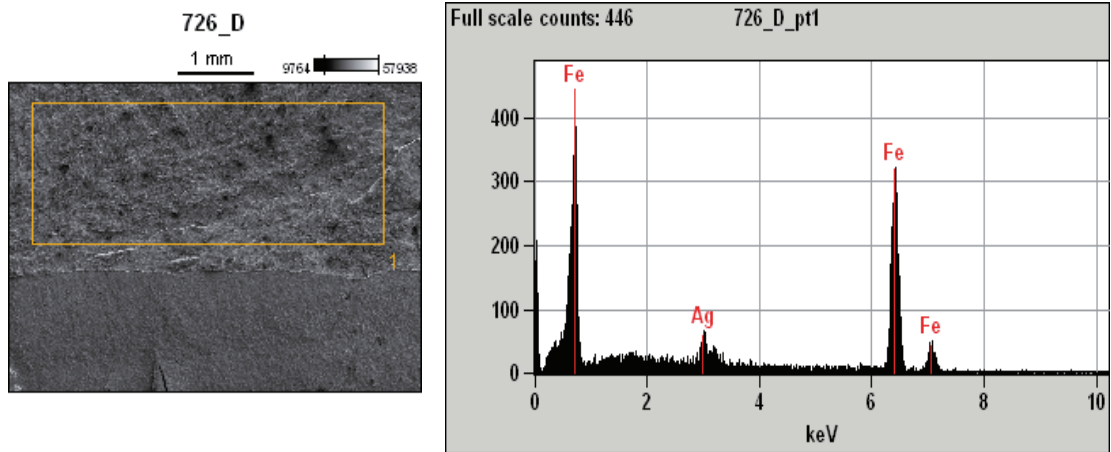
	Fe
726-C	100

VI.5.2. 726-D

Coordonnées des sites d'amorçage : SP (0 μ m ; 0 μ m) et SS (8000 μ m ; 10 μ m)



Micro-analyse



Weight %

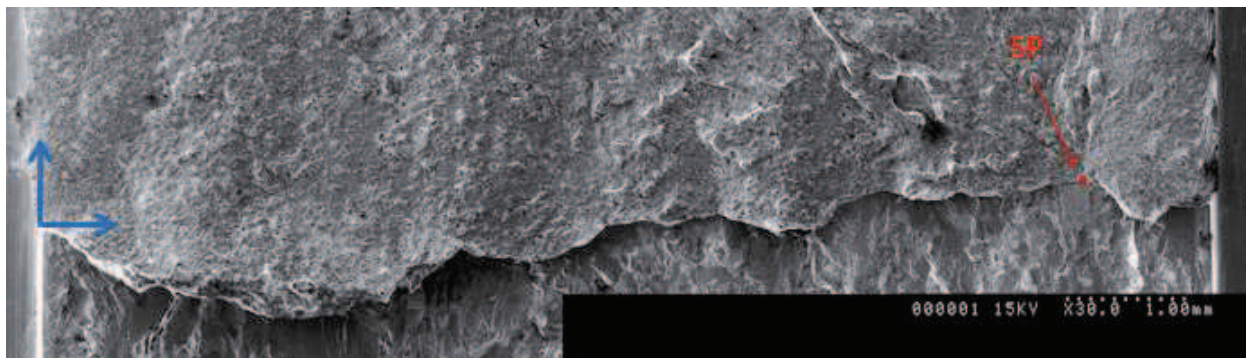
	<i>Fe</i>	<i>Ag</i>
726-D	92.74	7.26

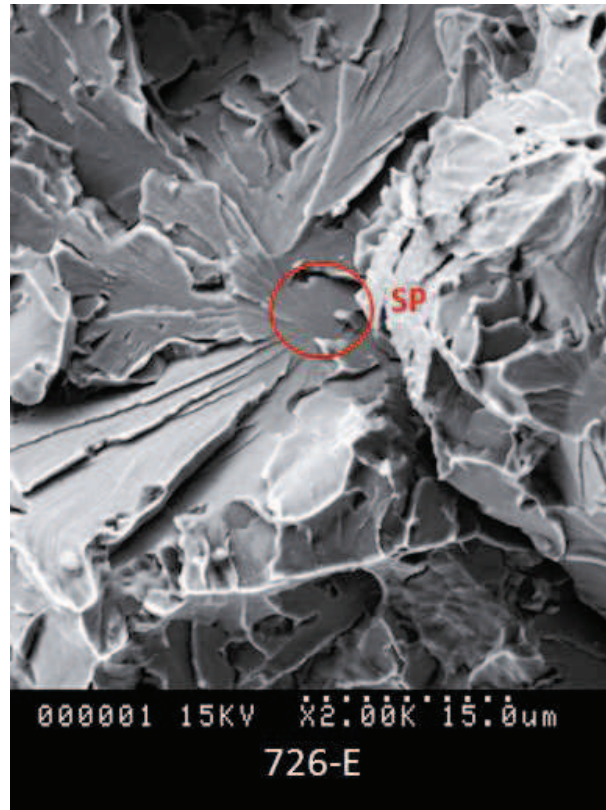
Atom %

	<i>Fe</i>	<i>Ag</i>
726-D	96.10	3.90

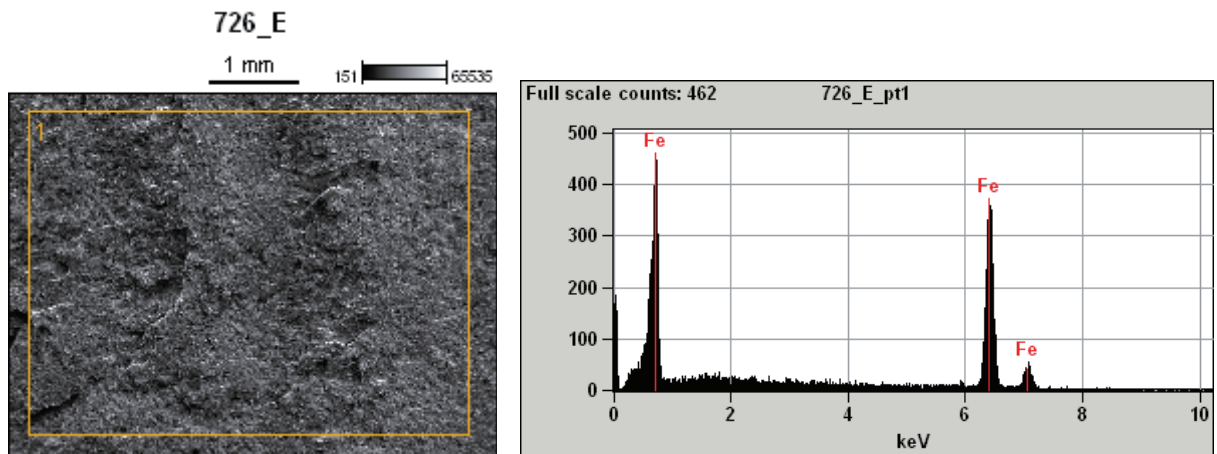
VI.5.3. 726-E

Coordonnées (par rapport au repère) : SP (8850µm ; 0µm)





Micro-analyse



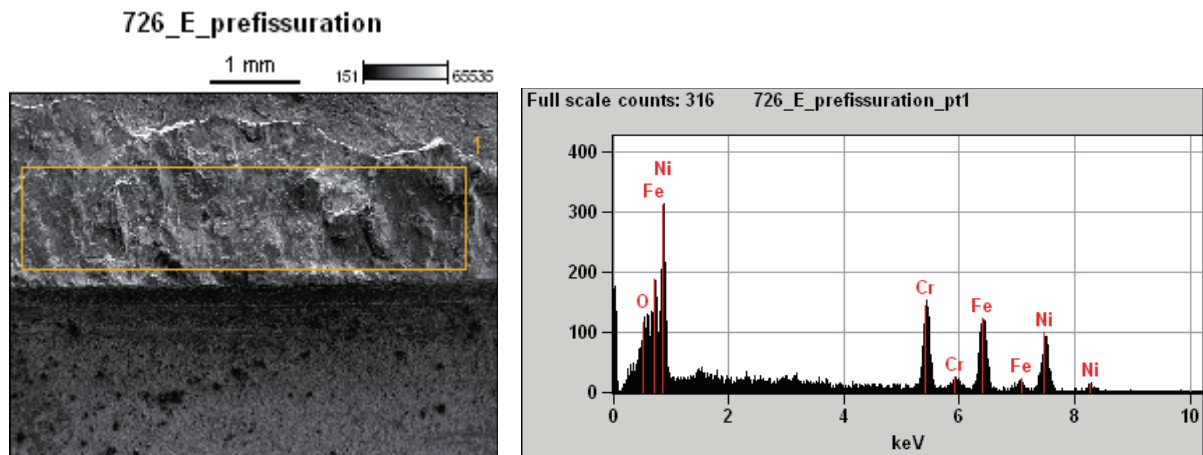
Weight %

726-E	100
-------	-----

Atom %

726-E	100
-------	-----

Micro-analyse de la zone de pré-fissuration de 726-E



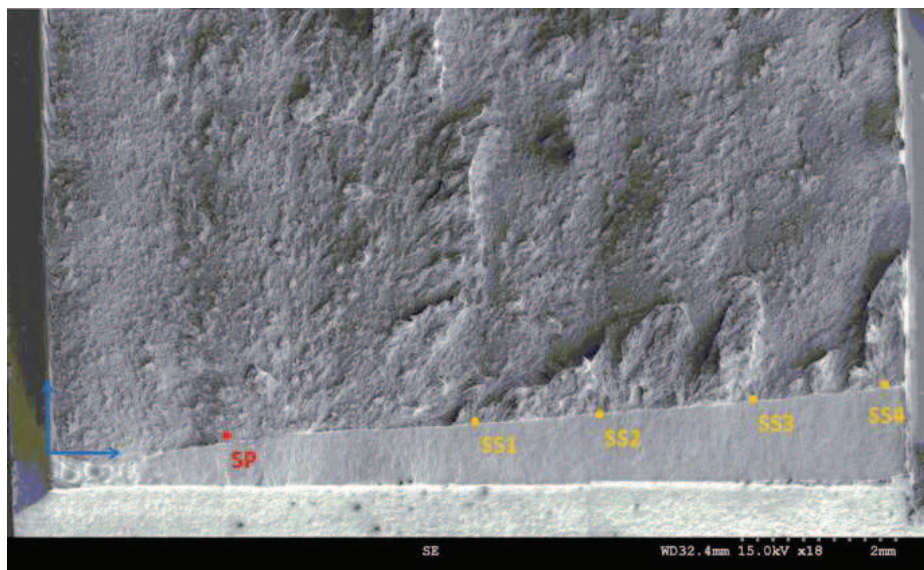
	Weight %			
	<i>O</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>
726-E préfissuration	3.22	23.89	32.53	40.36

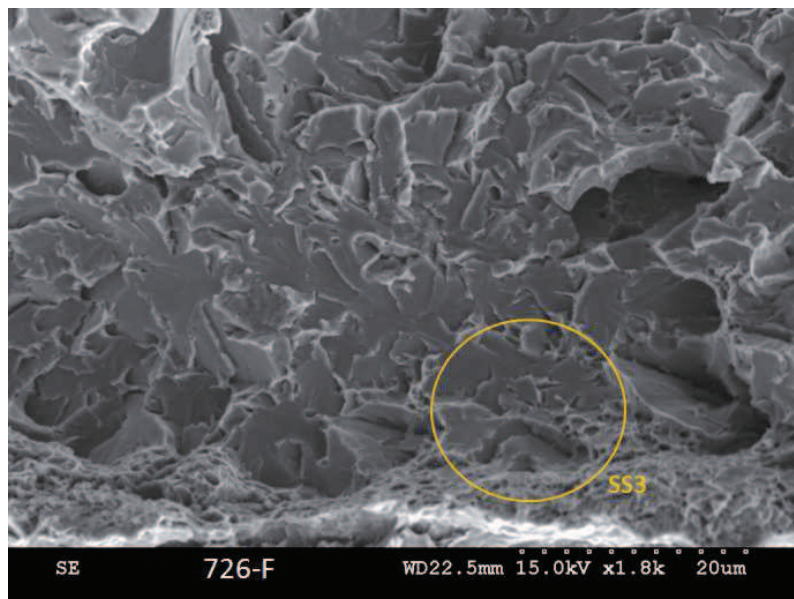
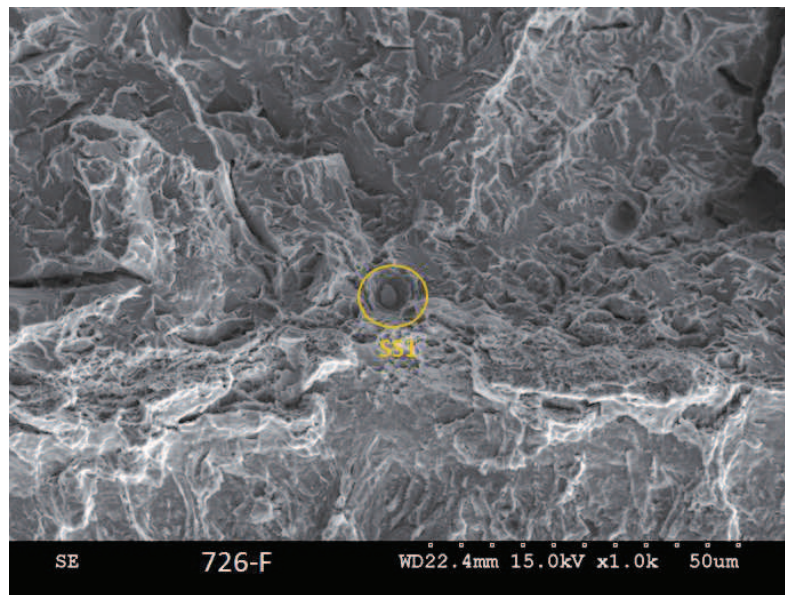
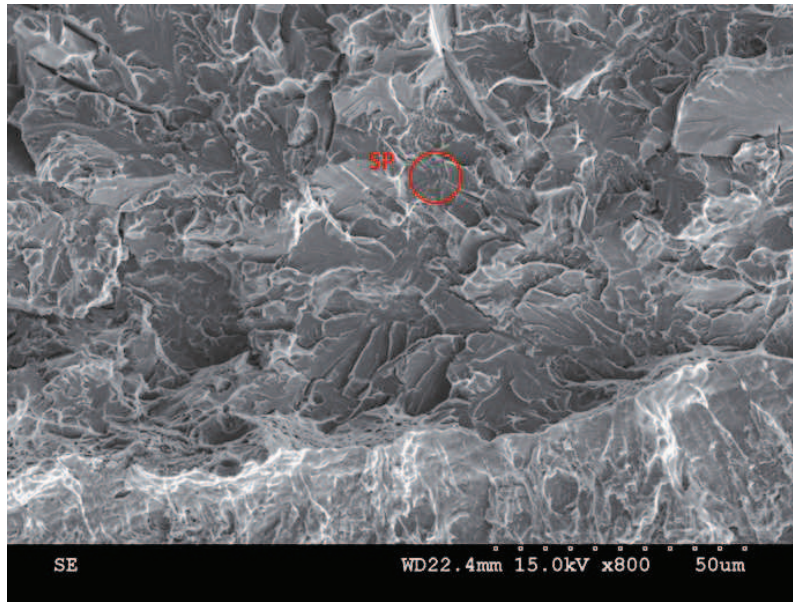
	Atom %			
	<i>O</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>
726-E préfissuration	10.42	23.80	30.17	35.61

VI.5.4. 726-F

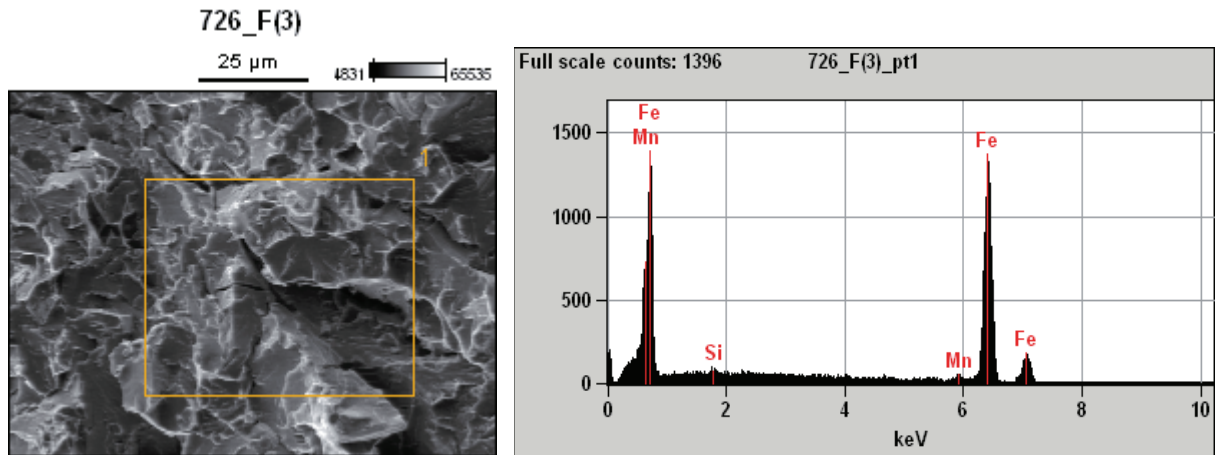
Coordonnées des sites d'amorçage (par rapport au repère) :

- SP (2300μm ; 25μm)
- SS1 (5550μm ; 10μm)
- SS2 (7170μm ; 10μm)
- SS3 (9180μm ; 10μm)
- SS4 (10870μm ; 10μm)





Micro-analyse



Weight %

	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
726-F	0.24	2.41	97.34

Atom %

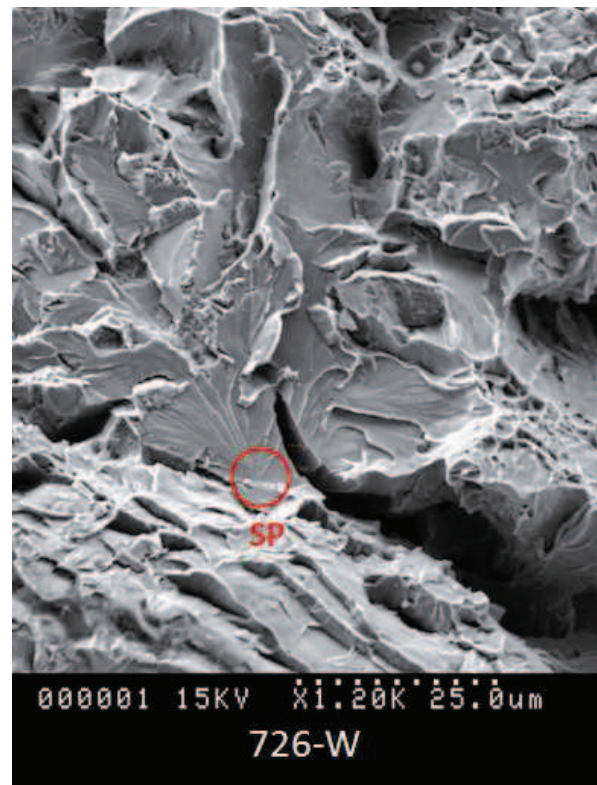
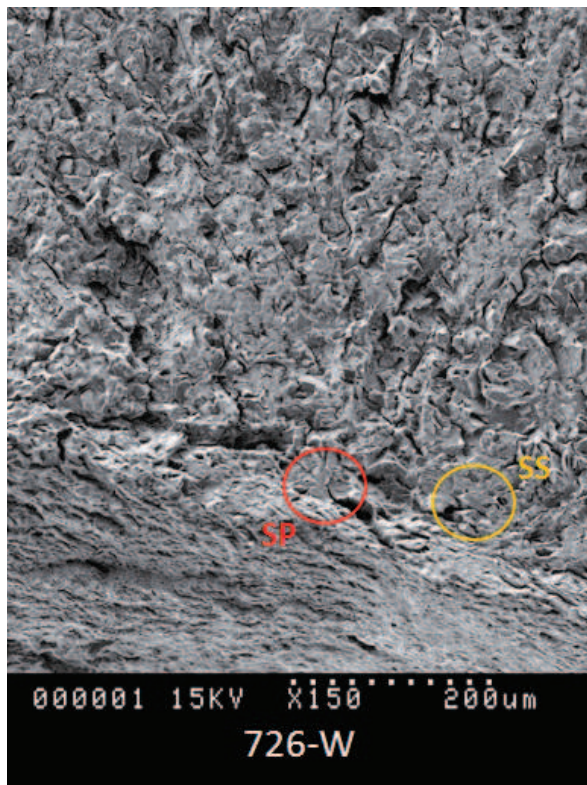
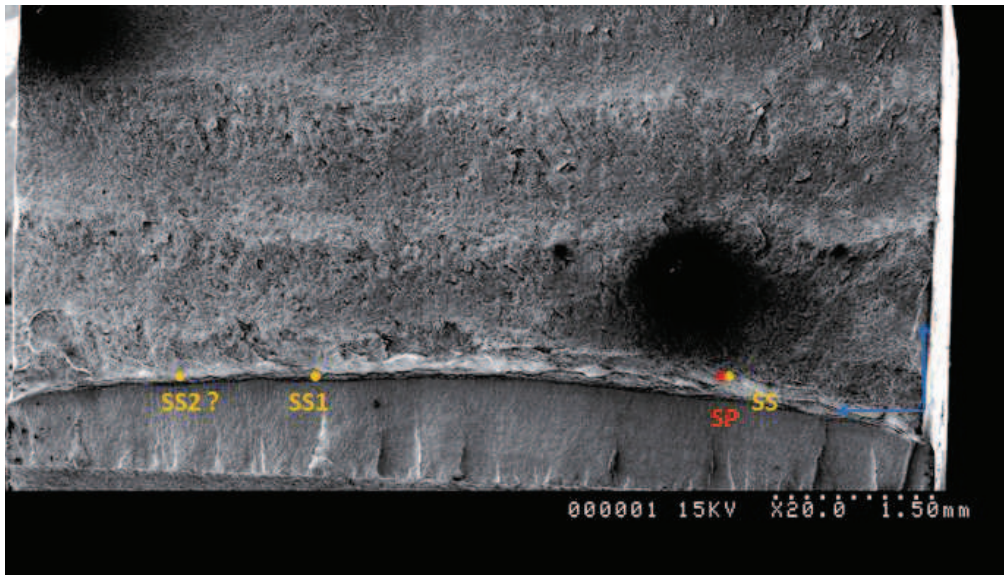
	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
726-F	0.49	2.45	97.07

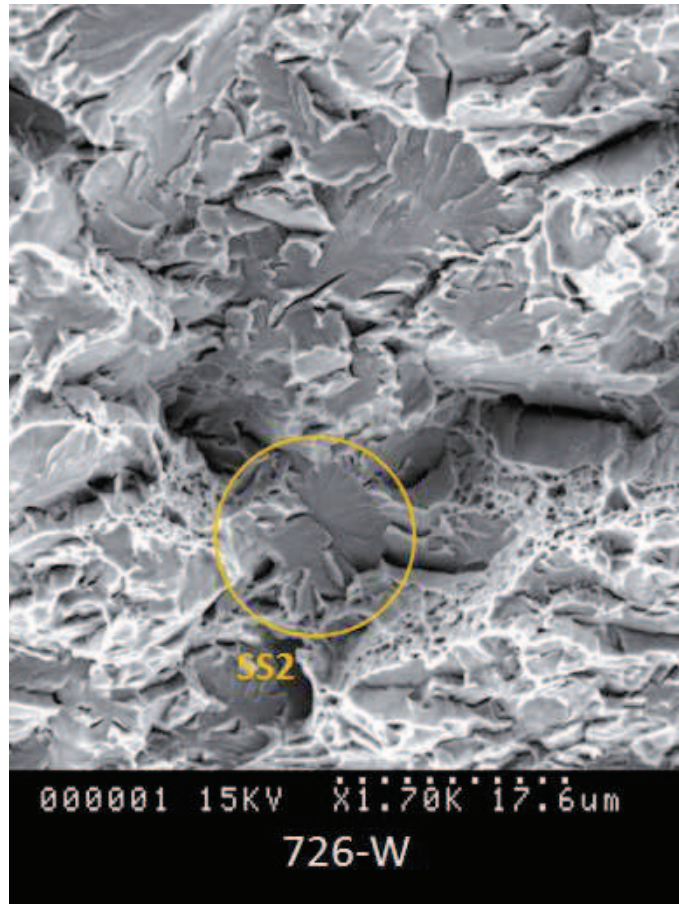
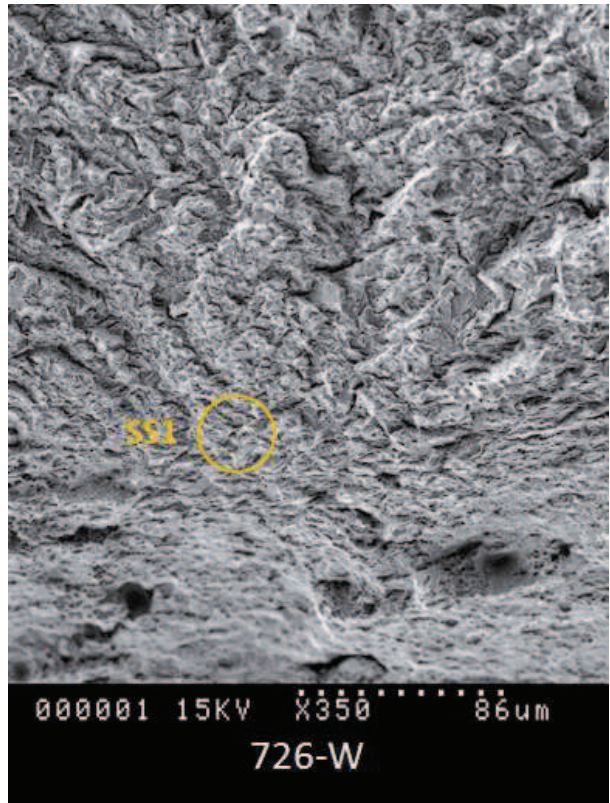
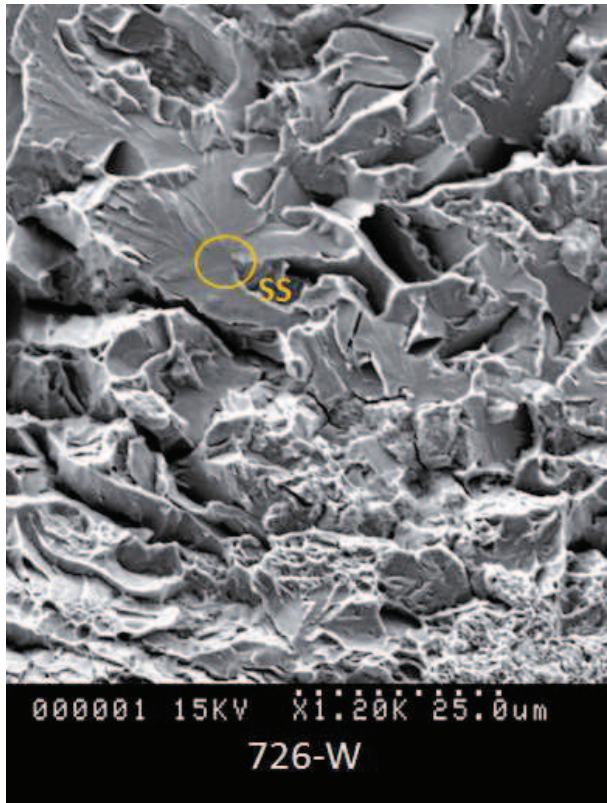
VI.6. Eprouvettes SENT10 multi-matériaux à -125°C

VI.6.1. 726-W

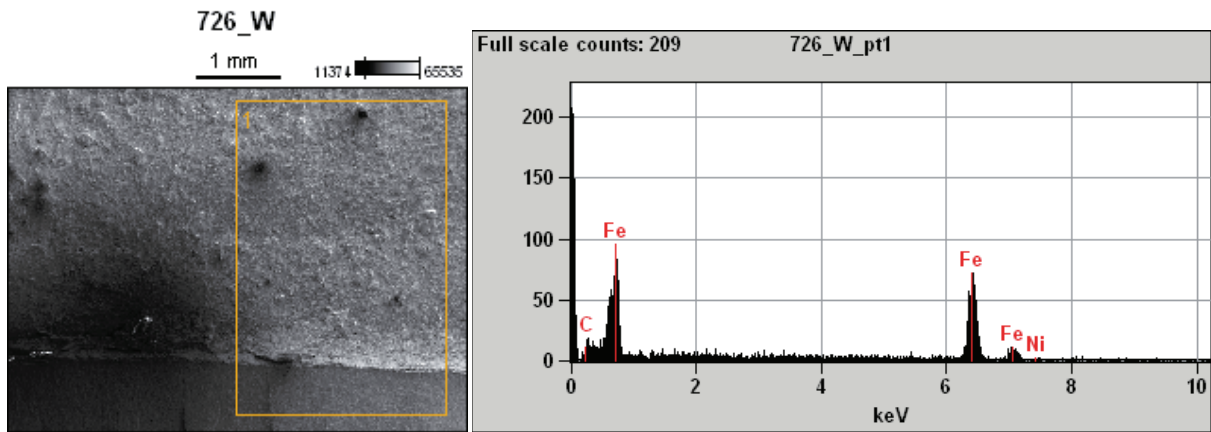
Coordonnées des sites d'amorçage (par rapport au repère) :

- SP (1950 μm ; 300 μm)
- SS (1900 μm ; 300 μm)
- SS1 (5850 μm ; 10 μm)
- SS2 (7160 μm ; 20 μm)





Micro-analyse



Weight %

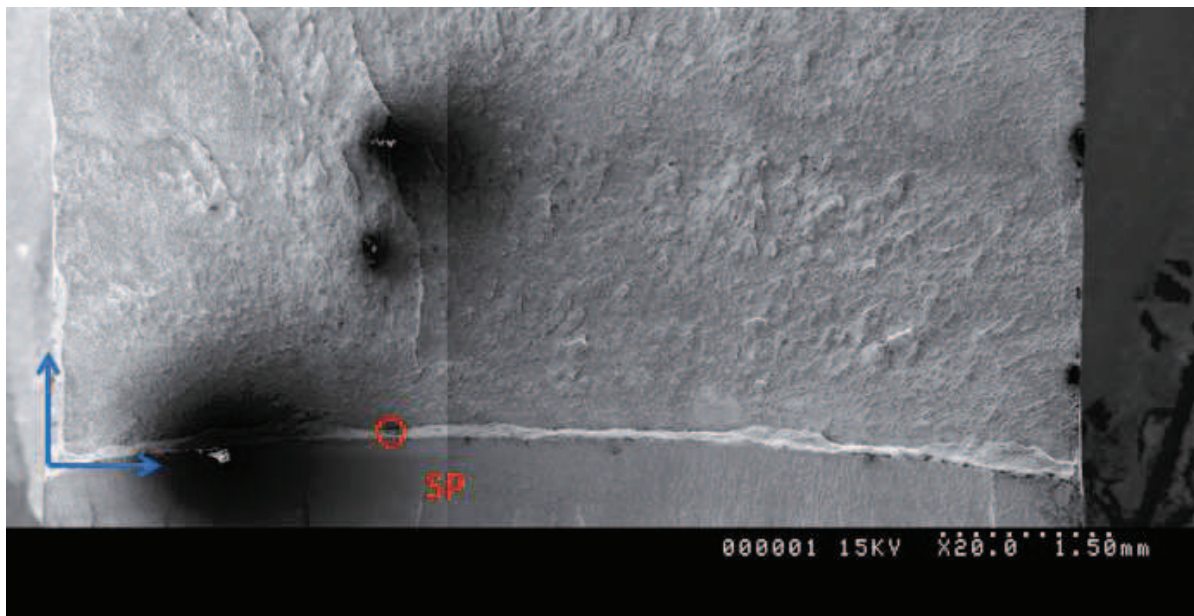
	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>
726-W	98.02	1.98

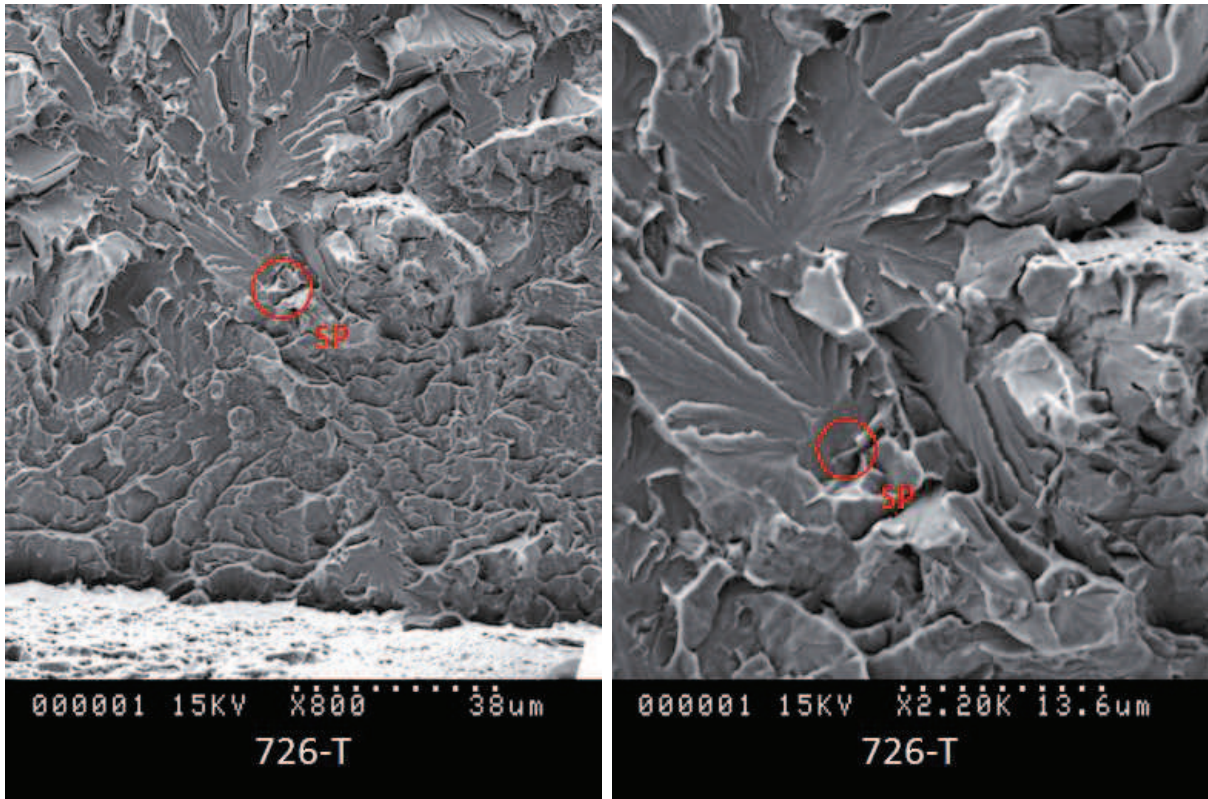
Atom %

	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>
726-W	98.11	1.89

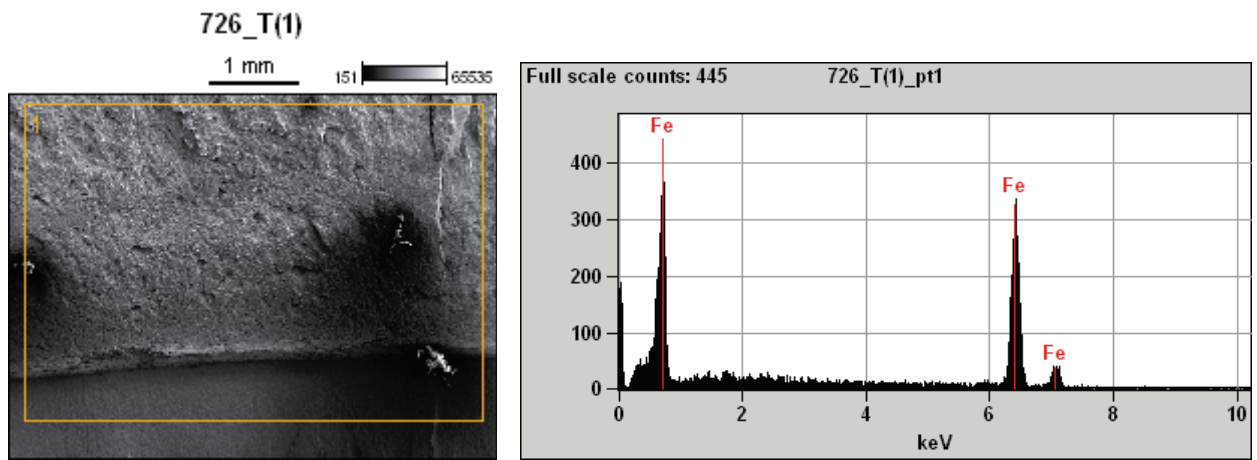
VI.6.2. 726-T

Coordonnées (par rapport au repère) : SP (3100µm ; 65µm)





Micro-analyse



Weight %	
726-T	Fe 100

Atom %	
726-T	Fe 100

ANNEXE 8

Incertitudes liées aux mesures expérimentales

Sommaire

I. Extensomètres	433
II. Cellules de force.....	433
III. Nappes laser	433
IV. Thermocouples	433

I. Extensomètres

Les extensomètres utilisés pour les mesures d'ouverture de fissure sont calibrés à l'aide d'une vis micrométrique étalonnée régulièrement par le Laboratoire National de métrologie et d'Essais (LNE). L'erreur de mesure de cette dernière est estimée inférieure à 1µm.

Finalement, l'erreur de calibration est évaluée à moins de 0,5% sur la pleine échelle de l'extensomètre.

II. Cellules de force

Les machines hydrauliques MTS et 144 ont été utilisées pour réaliser les essais sur éprouvettes CT et SENT. Leurs cellules de force de 100 kN permettant de mesurer les valeurs d'effort appliqué au cours des essais sont vérifiées par les sociétés MTS et le LNE, certifiées COFRAC. Celles-ci sont de classe 0,5.

Exemples d'incertitudes pour la machine MTS1 :

- Effort inférieur à 20 kN - erreur de +/- 0,03 kN ;
- Effort supérieur à 20 kN – erreur de +/- 0,2 kN.

Les essais sur éprouvettes AE ont été menés sur une machine INSTRON mécanique équipée du même type de cellule de force.

Quant aux essais sur éprouvettes prismatiques entaillées, ceux-ci ont été réalisés avec la même machine INSTRON mécanique, mais avec cellule de force de 20kN, ce qui assurait une incertitude sur la mesure de l'ordre de 0,01 kN (vérification LNE).

III. Nappes laser

Les nappes laser utilisées pour mesurer les profils d'éprouvette au cours d'essais de traction ont également été vérifiées. L'erreur relative sur la précision de la mesure a été estimée inférieure à 0,5%.

IV. Thermocouples

Les thermocouples type K utilisés pour le contrôle en température des essais étaient qualifiés pour les plages de température exploitées (classe 3 – à froid). Par ailleurs, l'analyse numérique des valeurs a été contrôlée à l'aide d'un simulateur de thermocouples étalon, raccordé aux étalons nationaux.

École Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne de Saint-Étienne

Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne

N° d'ordre : 2012ENISE0012

Arnaud BLOUIN

FRACTURE RESISTANCE OF DISSIMILAR METAL WELDS IN THE BRITTLE TO DUCTILE TRANSITION

Speciality: MECHANICS & ENGINEERING

Keywords: dissimilar metal welds, fracture resistance, brittle fracture, cleavage, HAZ

Abstract:

The integrity of a structure is confirmed when, for all the operating conditions, nominal or accidental, the structure is able to achieve its mechanical functions, during its whole life cycle. For the most sensitive components, the nuclear safety authority requires conventional defects such as cracks to be considered within the design phase in order to ensure that these structures are tolerant to large defects. This thesis contributes to the demonstration of the main coolant line integrity of the EPR, the latest generation of reactor developed by AREVA. This piping system is composed of different materials and dissimilar metal welds (DMW) are needed. To demonstrate the fracture resistance of those welds taking into account large defects is part of the design process, as well as its validation and the demonstration of the integrity. To reach this goal, a probabilistic model, handy for industrials, is used. The first interest of this model is that it is possible to determine its parameters with tests on laboratory specimens and apply it directly to a structure case in the brittle to ductile transition. For that purpose, two cracks are considered, one in the ferritic base metal pipe of the main coolant line and another one located at the DMW. First, fracture tests are performed on specimens to better understand the fracture resistance of the weld. Then, based on finite elements analyzes, fracture probability occurrence of the DMW is compared to the one of the ferritic pipe, also sensitive to cleavage because of its metallurgical structure. Finally, this comparison shows that, for an equivalent mechanical loading, the DMW has a much better fracture resistance than the base metal pipe.

École Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne de Saint-Étienne

Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne

N° d'ordre : 2012ENISE0012

Arnaud BLOUIN

RUPTURE DES LIAISONS BIMETALLIQUES DANS LA TRANSITION FRAGILE-DUCTILE

Spécialité: Mécanique & Ingénierie

Mots clefs : liaison bimétallique, résistance à la rupture, rupture fragile, clivage, ZAT...

Résumé :

L'intégrité d'une structure est confirmée lorsque, pour toutes les conditions de fonctionnement, nominales ou accidentelles, celle-ci est apte à remplir ses fonctions mécaniques, et ce, pour toute sa durée de vie. Pour les composants les plus sensibles, la sûreté nucléaire impose que la présence de défauts potentiels tels que des fissures soit envisagée et prise en compte lors de la conception afin d'assurer une tolérance aux grands défauts. Cette thèse contribue à la démonstration de l'intégrité du circuit primaire de refroidissement de l'EPR, réacteur de dernière génération développé par AREVA. On trouve, sur ses circuits de tuyauterie, des changements de matériaux qui nécessitent la mise en place de liaisons soudées bimétalliques. Démontrer la résistance à la rupture de ces soudures en faisant l'hypothèse de la présence de défauts tels que des fissures de surface fait partie intégrante du processus de dimensionnement, de validation de la conception et donc de la démonstration de l'intégrité des structures. Afin d'y parvenir, un modèle probabiliste assez simple pour être mis en œuvre par des industriels est exploité. Celui-ci présente un intérêt particulier puisqu'il est possible d'identifier ses paramètres à partir d'essais sur éprouvettes et de l'utiliser dans le cadre d'une étude sur structure dans la transition fragile-ductile. Deux cas de défaut conventionnel sont alors considérés, à savoir une fissure située sur une tubulure de circuit primaire et une autre située au niveau de la liaison bimétallique. Dans un premier temps, des essais de rupture sur éprouvettes sont menés afin de mieux appréhender la résistance à la rupture de la liaison soudée. Puis, dans le cadre d'une étude générique par calculs aux éléments finis, les probabilités de rupture associées à cette dernière sont comparées à celles de la tubulure en acier ferritique, elle-aussi sensible à la rupture brutale de par sa structure métallurgique. Finalement, cette confrontation montre, qu'à chargement équivalent, la liaison bimétallique a une bien meilleure résistance à la rupture que la tubulure en métal de base.