N°d'ordre 2009-ISAL-0105 Année 2009

THÈSE

Étude du comportement à haute température d'une fissuration instable dans l'acier 16MND5 et application au calcul de la rupture d'un fond de cuve en cas d'accident grave

Présentée devant

l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

pour obtenir

le GRADE DE DOCTEUR

École doctorale :

Mécanique, Énergétique, Génie Civil, Acoustique

Spécialité :

MÉCANIQUE - GÉNIE MÉCANIQUE - GÉNIE CIVIL

par

Nicolas TARDIF

Thèse soutenue le 10 décembre 2009 devant la Commission d'examen

Jury

JEAN-MICHEL BERGHEAU	Professeur	
SYLVAIN CALLOCH	Professeur	Rapporteur
STÉPHANE MARIE	Docteur HDR	Rapporteur
JEAN-CLAUDE BOYER	Professeur	
LAETITIA NICOLAS	Docteur	
ALAIN COMBESCURE	Professeur	Directeur de thèse
MICHEL CORET	Maître de conférence	Encadrant
VINCENT KOUNDY	Docteur HDR	Encadrant
RAFAËL ESTEVEZ	Maître de conférence habilité	Invité

LaMCoS - UMR CNRS 5259 - INSA de Lyon
20, avenue Albert Einstein, 69621 Villeurbanne Cedex (FRANCE)

INSA Direction de la Recherche - Ecoles Doctorales – Quadriennal 2007-2010

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
CHIMIE	**CHIMIE DE LYON** **http://sakura.cpe.fr/ED206** M. Jean Marc LANCELIN Insa : R. GOURDON	M. Jean Marc LANCELIN Université Claude Bernard Lyon 1 Bât CPE 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 13 95 Fax : lancelin@hikari.cpe.fr
E.E.A.	**ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE** **http://www.insa-lyon.fr/eea** M. Alain NICOLAS Insa : C. PLOSSU ede2a@insa-lyon.fr Secrétariat : M. LABOUNE AM. 64.43 – Fax : 64.54	M. Alain NICOLAS Ecole Centrale de Lyon Bâtiment H9 36 avenue Guy de Collongue 69134 ECULLY Tél : 04.72.18 60 97 Fax : 04 78 43 37 17 eea@ec-lyon.fr Secrétariat : M.C. HAVGOUDOUKIAN
E2M2	**EVOLUTION, ECOSYSTEME, MICROBIOLOGIE, MODELISATION** **http://biomserv.univ-lyon1.fr/E2M2** M. Jean-Pierre FLANDROIS Insa : H. CHARLES	M. Jean-Pierre FLANDROIS CNRS UMR 5558 Université Claude Bernard Lyon 1 Bât G. Mendel 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cédex Tél : 04.26 23 59 50 Fax 04 26 23 59 49 06 07 53 89 13 e2m2@biomserv.univ-lyon1.fr
EDISS	**INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTE** Sec : Safia Boudjema M. Didier REVEL Insa : M. LAGARDE	M. Didier REVEL Hôpital Cardiologique de Lyon Bâtiment Central 28 Avenue Doyen Lépine 69500 BRON Tél : 04.72.68 49 09 Fax :04 72 35 49 16 Didier.revel@creatis.uni-lyon1.fr
INFOMATHS	**INFORMATIQUE ET MATHEMATIQUES** http://infomaths.univ-lyon1.fr M. Alain MILLE Secrétariat : C. DAYEYAN	M. Alain MILLE Université Claude Bernard Lyon 1 LIRIS - INFOMATHS Bâtiment Nautibus 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72. 44 82 94 Fax 04 72 43 13 10 infomaths@bat710.univ-lyon1.fr - alain.mille@liris.cnrs.fr
Matériaux	**MATERIAUX DE LYON** M. Jean Marc PELLETIER Secrétariat : C. BERNAVON 83.85	M. Jean Marc PELLETIER INSA de Lyon MATEIS Bâtiment Blaise Pascal 7 avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cédex Tél : 04.72.43 83 18 Fax 04 72 43 85 28 Jean-marc.Pelletier@insa-lyon.fr
MEGA	**MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE** M. Jean Louis GUYADER Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12	M. Jean Louis GUYADER INSA de Lyon Laboratoire de Vibrations et Acoustique Bâtiment Antoine de Saint Exupéry 25 bis avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél :04.72.18.71.70 Fax : 04 72 43 72 37 mega@lva.insa-lyon.fr
ScSo	**ScSo*** M. OBADIA Lionel Insa : J.Y. TOUSSAINT	M. OBADIA Lionel Université Lyon 2 86 rue Pasteur 69365 LYON Cedex 07 Tél : 04.78.69.72.76 Fax : 04.37.28.04.48 Lionel.Obadia@univ-lyon2.fr

*ScSo : Histoire, Geographie, Aménagement, Urbanisme, Archéologie, Science politique, Sociologie, Anthropologie

Remerciements

Mes premières pensées vont à mes encadrants de thèse. Je voudrais remercier **Alain Combescure** pour m'avoir accueilli dans son laboratoire et pour m'avoir encadré depuis le master jusqu'à la rédaction de ce mémoire. Au delà de ses compétences de chercheur et de manageur, il s'est aussi montré très concerné par mon avenir de jeune chercheur et a pris le temps (dont il dispose peu) de m'aider dans mes recherches de post-doctorat... Je lui serai toujours reconnaissant pour tout ce qu'il m'a apporté. Je voudrais aussi remercier **Michel Coret** de m'avoir suivi au jour le jour. Michel est un expérimentateur hors-pair. Il connait les difficultés liées à la prise de décisions lors de la conception ou de la réalisation d'un banc d'essai. Nous ne pouvons jamais être sûr à 100% de ces décisions, mais malgré les sommes engagées, il a su me pousser à les prendre et ainsi accélérer le processus d'élaboration du banc d'essai. Il a, par ailleurs, toujours été d'une grande disponibilité pour toutes les discussions techniques (expérimentales ou numériques). Mais, au delà de ses qualités scientifiques et d'encadrement, il est devenu un vrai ami avec qui les discussions ne se limitait aucunement au cadre professionnel... Durant ces trois années de doctorat, il me semble avoir progressé dans bien des domaines autant scientifiques qu'humains et je le dois, en parti, à ces deux personnes qui ont, sans aucun doute, pesé dans l'accomplissement de cette thèse.

Je voudrais par ailleurs exprimer ma gratitude à mes tuteurs de l'IRSN. **Vincent Koundy**, sans qui ce projet ambitieux n'aurait pas été initié, a suivi mes travaux jusqu'à sa mutation. Il a, par ailleurs, montré un grand intérêt à mon travail après son changement de fonction, en faisant parti du jury de ma soutenance. Je ne peux oublier **Grégory Nicaise** qui a poursuivi l'encadrement de ma thèse avec intérêt et dévouement lors de la troisième année. Malgré son arrivée tardive dans le projet, il a su se faire une place et apporté des remarques toujours constructives. Sa rigueur scientifique a, en outre, été d'une grande aide lors de la rédaction du mémoire et ses questionnements m'ont aidé à la bonne formulation de mes idées. D'un point de vue humain, il a été d'un grand réconfort lors des moments difficiles...

Je voudrais également exprimer ma gratitude aux autres membres du jury **Sylvain Calloch** et **Stéphane Marie** pour avoir assumé la lourde tâche de relire et rapporter mon mémoire ; **Jean-Michel Bergheau**, **Jean Claude Boyer**, **Laetitia Nicolas**, **Rafaël Estevez** pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail.

J'aimerais aussi remercier les autres membres du projet "cinétique brèche" qui m'ont accompagné lors de cette aventure : **Cataldo Caroli**, **Jean-Marc Humbert**, **Jean-Marie Gentzbittel**, **Laetitia Nicolas**, **Philippe Matheron**...

L'expérimentation a pris une grande place dans ma thèse. J'aimerais ainsi remercier tous ceux qui y ont participé : **Mario** qui a été mes mains droites dans l'assemblage du circuit pneumatique et avec qui j'ai eu plaisir à tordre des tubes de cuivre au chalumeau ;

Bruno pour ton efficacité lors du centrage de la version finale de l'inducteur et pour ta voix de ténor ; **Georges et l'équipe du CEREP** pour tous les usinages pressés et les dégrippages d'éprouvettes ; **Philippe** avec qui j'ai partagé la découverte du système de pilotage du banc d'essai ; **Lili** qui a dû subir mon encadrement musclé assisté de Michel lors d'un PFE très productif ; et tous mes "opérateurs" qui ont pris le risque d'ouvrir des vannes du circuit pneumatique avec toujours une petite appréhension (*Et si ça me pêtait à la figure ? ? ?*) **Michel**, **Thomas**, **Philippe**, **Paul**, **Lilian**, **Pierre**, **Emilien**, **Aline**... ; je ne saurais oublier l'équipe de Mécanium pour les discussions techniques et les arrangements concernant la machine de traction : **Patrice**, **Thomas**, **Lilian** et **Mickaël**.

Bien entendu, mes pensées vont aussi aux membres de l'équipe MSE du LaMCoS dans laquelle j'ai eu plaisir à travailler au jour le jour. Je ne peux m'arrêter là sans nommer quelques personnes avec qui j'ai partagé des moments privilégiés. Merci à **Isabelle** pour ton efficacité. **Marie-Christine** pour m'avoir replongé dans mes vacances chiliennes. Merci à **Fabrice**, pour les barbecues. Merci à **Anthony** pour ta sérénité. Un grand merci à la première vague : **Johann** pour les discussions avec goupil autour d'un bon armagnac ; **Pierre et Camille** pour ce que vous êtes et pour ce que vous avez plaisir à partager (les lumbagos par exemple ! ! !) ; **Thomas** pour tes aides linuxiennes et ton altruisme ; **Tom-Tom** pour les calendriers ; **Fabien** pour les discussions toujours enrichissantes ; **Romain** parce que la Bretagne, ça vous gagne ; **François** le côte du rhône à 11H toujours partant ? ; **Michael** et **Daisy** n'oubliez pas "Until the philosophy which holds..." ; **Daniel** même si tu ne fais pas parti de mon bureau ! ! !
Et un énorme merci aux bobos de la X-rousse avec qui j'ai partagé mes nuits et mes aurores lyonnaises **Manu** et **Diane**, restez comme vous êtes ; **Steph** toi, vaudrait mieux que tu changes, tu fais un peu peur mon petit canard ! ! ! **David** le jongleur-cambrioleur et **Marie** qui adore mes patates au carré ; **Pascal** et **Julien**, il y aura toujours une chambre et du pisco chez nous pour vous accueillir...
A cheval sur deux années, mes pensées vont aussi à la nouvelle vague qui a eu la lourde tâche de supporter mon anxiété de troisième année : **Fabien** pour ton humour et parce que tu ne sorts pas de petits tuperoirs dont tu manges le contenu dans ton coin comme ton prédécesseur ; **Lucas** le tuffer du RU ; **Anis** pour les chameaux à la double nationalité sino-tunisienne ; **Cédric** même si tu viens de Saint-Etienne ! ! ! ; **Aline** toujours souriante ; **Thibault** tripote pas trop ta souris ; **Sylvain** et **Emilien P** mes concurrents du squash ; **Loane** pour ta bonne humeur ; **Paul** pour l'assoc des doctorants mariés ; **Emilien D** pour ton revers et ta zenitude...

Je voudrais enfin dédier ce mémoire à mes parents, ma **mère** qui risque de passer la soutenance à ma place et mon **père** qui n'avait pas assez corrigé de dictées dans sa carrière et qui a dû relire la totalité de mon mémoire...

Enfin, je n'en serai pas là sans ma femme, **Annie**, qui m'a supporté (aux deux sens du terme) durant ces trois années de thèse et qui n'hésite pas à me suivre au pays des cowboys pour une année incertaine...

Résumé

L'objet de la thèse porte sur la prévision de la ruine (déchirement) d'un réacteur à eau pressurisée sous chargement accidentel thermomécanique. Des essais réels étant inenvisageables, la méthode utilisée consiste à reproduire ce type de chargement sur maquette instrumentée et de comparer les résultats obtenus sur deux grades d'acier de cuve (16MND5) à des simulations numériques. Une part très importante de ce travail a été la conception et la mise au point de ce dispositif expérimental.

La maquette est un tube en traction et pression interne dont l'état de contrainte et le volume de gaz disponible sont comparables au cas réel. Le tube est de plus chauffé à 900 ou 1000°C ce qui correspond au cas accidentel. Aux habituelles mesures de température, effort, déplacement et pression, on filme également le tube par deux caméras numériques rapides et une infrarouge. On extrait de ces essais les conditions d'initiation et de propagation de fissure ainsi que la loi de dépressurisation. A ces températures, le fluage induit de très grandes déformations avant l'apparition des fissures qui peuvent dans le pire des cas se propager à des vitesses de plusieurs mètres par seconde.

Les simulations numériques sont conduites en utilisant les éléments finis, l'initiation et la propagation de la fissure est modélisée par une zone cohésive dont le trajet est connu à l'avance. Une formulation 3D d'élément cohésif a été développée et implémentée dans le code de calcul ABAQUS6.6-1. Ces éléments cohésifs supportent les très grands déplacements et supposent une loi de traction/séparation durcissante, seule capable de reproduire les essais réels. L'identification a été faite sur des essais sur éprouvette CT réalisés au CEA.

Enfin, la base de données de caractérisation en traction de l'acier 16MND5 a été complétée pour des températures voisines de 900-1000°C et des vitesses de déformation vraie supérieures à $0.1s^{-1}$. Ces vitesses de déformation sont représentatives des vitesses de déformations locales lors du fluage tertiaire de la cuve.

MOTS CLÉS: acier 16MND5, rupture à hautes températures, déchirure, essais biaxiaux, modèle de zone cohésive, viscoplasticité

Table des matières

Table des matières i

Table des figures vii

Liste des tableaux xix

Introduction 1

1 La problématique de l'accident grave dans un réacteur à eau pressurisée 5
1.1 Introduction 6
1.2 Fonctionnement d'un REP et barrières de protection 6
1.2.1 Fonctionnement d'un REP [fon] 6
1.2.2 La cuve : seconde barrière de protection 7
1.3 Les scénarios d'accident grave 8
1.3.1 Cadre de l'étude 9
1.3.2 Données en température : analyse de l'accident TMI-2 10
1.3.3 Bilan 13
1.4 Principales simulations expérimentales existantes 13
1.4.1 LHF-OLHF 14
1.4.2 FOREVER 17
1.4.3 Bilan 20
1.5 L'acier de cuve français : 16MND5 21
1.5.1 Variabilité du comportement à haute température suivant sa nuance 22
1.5.2 Variabilité du comportement local dû au procédé de fabrication . 23
1.5.3 Bilan 24
1.6 Conclusion 24

2 Essais biaxiaux représentatifs des conditions thermo-mécaniques d'un accident grave 27
2.1 Introduction 28
2.2 Modélisation expérimentale 29
2.2.1 Éprouvette 29
2.2.2 Matériau 29

2.2.3 Chargements . . . 31
2.2.4 Bilan . . . 34
2.3 Dispositif expérimental . . . 36
2.3.1 Éprouvette . . . 36
2.3.2 Banc d'essai . . . 36
2.3.3 Déroulement d'un essai . . . 40
2.4 Essais . . . 42
2.4.1 Dépouillement des essais . . . 42
2.4.2 Observations globales . . . 44
2.5 Initiation et propagation de la fissure . . . 49
2.5.1 Initiation de la fissure . . . 49
2.5.2 Propagation de la fissure . . . 51
2.6 Conclusion . . . 58

3 Modélisation de la rupture ductile 63
3.1 Introduction . . . 64
3.2 Approche locale . . . 64
3.2.1 Initiation des cavités . . . 64
3.2.2 Croissance et coalescence des cavités . . . 66
3.2.3 Le problème de la localisation [BOR 04] . . . 69
3.2.4 Bilan . . . 70
3.3 Modélisation de la rupture ductile par un modèle cohésif . . . 70
3.3.1 Historique . . . 72
3.3.2 Lois de traction séparation . . . 72
3.3.3 Implémentation du modèle dans un formalisme éléments finis . . . 77
3.3.4 Détermination des paramètres de lois de traction séparation ductiles 80
3.3.5 Lois de traction séparation plus évoluées . . . 86
3.3.6 Bilan . . . 89
3.4 Conclusion . . . 89

4 Simulation de la fissuration dans un acier à 900°C à l'aide d'éléments cohésifs 91
4.1 Introduction . . . 93
4.2 Matériau et Expérimentation . . . 94
4.3 Modèle de zone cohésive . . . 96
4.3.1 Principe des travaux virtuels en grands déplacements . . . 96
4.3.2 Formulation des éléments cohésifs surfaciques en grands déplacements et grandes déformations . . . 96
4.3.3 Loi de traction séparation . . . 99
4.4 Modèle éléments finis . . . 100
4.4.1 Maillage et conditions aux limites . . . 100
4.4.2 Procédure de calcul . . . 100
4.4.3 Loi de comportement des éléments continus . . . 101
4.4.4 Loi de comportement de l'interface . . . 102

4.5 Simulation des essais . . . 103
4.5.1 Comparaison avec les résultats d'essais . . . 104
4.5.2 Résultats en termes énergétiques, validation du contrôle des modes de déplacement hourglass . . . 104
4.5.3 Validation de l'hypothèse de vitesse d'ouverture constante dans la simulation de l'essai . . . 104
4.5.4 Loi de traction séparation dépendant du taux de triaxialité . . . 106
4.6 Dépendance à la forme de la loi de traction séparation . . . 106
4.6.1 Influence sur le comportement global de l'éprouvette . . . 108
4.6.2 Influence locale . . . 108
4.7 Conclusion . . . 109

5 Caractérisation du comportement du 16MND5 111
5.1 Introduction . . . 112
5.2 Formule analytique de Bridgman . . . 113
5.3 Dispositif expérimental . . . 115
5.4 Post-traitement des essais . . . 117
5.5 Résultats . . . 120
5.6 Conclusion . . . 120

Conclusions et perspectives 123

A Plan d'ensemble de l'assemblage de la partie mécanique du banc d'essai 127

B Procédures d'essai 129
B.1 Procédure de montage . . . 129
B.1.1 Temps de chauffe . . . 129
B.1.2 Vérification des thermocouples . . . 129
B.1.3 Préparation de l'éprouvette . . . 129
B.1.4 Mise en place de l'éprouvette dans les mors . . . 130
B.1.5 Mise en place de la caméra infrarouge et de la caméra numérique rapide . . . 131
B.2 Procédure d'essai . . . 132

C Post-traitement de la mesure optique du suivi de fissure 135
C.0.1 Hypothèses simplificatrices . . . 135
C.1 Méthode de détermination de la position circonférentielle de la fissure . . . 136
C.1.1 Image de référence . . . 137
C.1.2 Détermination de la position de la fissure . . . 138
C.1.3 Optimisation de la position relative des caméras . . . 140
C.1.4 Calcul de la part et de la longueur circonférentielle d'éprouvette fissurée . . . 141
C.2 Détermination de l'aire fissurée . . . 141

D Éprouvette B, Rupther, 900°C **143**
D.1 Résumé . . . 144
D.2 Métrologie . . . 145
D.3 Chargement thermique . . . 146
D.4 Chargement mécanique . . . 149
D.5 Contraintes . . . 151
D.6 Propagation circonférentielle de fissure . . . 153
D.7 Loi de dépressurisation . . . 156
D.8 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 157
D.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation . . . 158
D.10 Images de microscopie électronique à balayage . . . 160
D.10.1 Détermination approximative de l'épaisseur résiduelle . . . 160
D.10.2 Faciès de rupture . . . 162
D.10.3 Paroi interne de l'éprouvette . . . 162

E Éprouvette D, Rupther, 900°C **165**
E.1 Résumé . . . 166
E.2 Métrologie . . . 167
E.3 Chargement thermique . . . 168
E.4 Chargement mécanique . . . 171
E.5 Contraintes . . . 173
E.6 Propagation circonférentielle de fissure . . . 175
E.7 Loi de dépressurisation . . . 177
E.8 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 178
E.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation . . . 179

F Éprouvette F, Krakatoa, 900°C **181**
F.1 Résumé . . . 182
F.2 Métrologie . . . 183
F.3 Chargement thermique . . . 184
F.4 Chargement mécanique . . . 187
F.5 Contraintes . . . 189
F.6 Propagation circonférentielle de fissure . . . 191
F.7 Loi de dépressurisation . . . 192
F.8 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 192
F.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation . . . 193

G Éprouvette H, Krakatoa, 900°C **195**
G.1 Résumé . . . 196
G.2 Métrologie . . . 197
G.3 Chargement thermique . . . 198
G.4 Chargement mécanique . . . 201
G.5 Contraintes . . . 203

G.6 Propagation circonférentielle de fissure . . . 205
G.7 Loi de dépressurisation . . . 208
G.8 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 208
G.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation . . . 209
G.10 Images de microscopie électronique à balayage . . . 211
G.10.1 Détermination approximative de l'épaisseur résiduelle . . . 211
G.10.2 Faciès de rupture . . . 212
G.10.3 Paroi interne de l'éprouvette . . . 213

H Éprouvette M, Ruptther, 1000°C 215
H.1 Résumé . . . 216
H.2 Métrologie . . . 217
H.3 Chargement thermique . . . 218
H.4 Chargement mécanique . . . 221
H.5 Contraintes . . . 223
H.6 Propagation circonférentielle de fissure . . . 224
H.7 Loi de dépressurisation . . . 226
H.8 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 227
H.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation . . . 228

I Éprouvette K, Ruptther, 1000°C 229
I.1 Résumé . . . 230
I.2 Métrologie . . . 231
I.3 Chargement thermique . . . 232
I.4 Chargement mécanique . . . 235
I.5 Contraintes . . . 237
I.6 Propagation circonférentielle de fissure . . . 238
I.7 Loi de dépressurisation . . . 240
I.8 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 241
I.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation . . . 242
I.10 Images de microscopie électronique à balayage . . . 243
I.10.1 Détermination approximative de l'épaisseur résiduelle . . . 243
I.10.2 Faciès de rupture . . . 244
I.10.3 Paroi interne de l'éprouvette . . . 245

J Éprouvette I, Krakatoa, 1000°C 247
J.1 Résumé . . . 248
J.2 Métrologie . . . 249
J.3 Chargement thermique . . . 250
J.4 Chargement mécanique . . . 253
J.5 Contraintes . . . 255
J.6 Propagation circonférentielle de fissure . . . 256
J.7 Loi de dépressurisation . . . 258

J.8 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 259
J.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation 260
J.10 Images de microscopie électronique à balayage . . . 261
J.10.1 Détermination approximative de l'épaisseur résiduelle . . . 261
J.10.2 Faciès de rupture . . . 263
J.10.3 Paroi interne de l'éprouvette . . . 263

K Éprouvette E, Krakatoa, 1000°C **265**
K.1 Résumé . . . 266
K.2 Métrologie . . . 267
K.3 Chargement thermique . . . 268
K.4 Chargement mécanique . . . 271
K.5 Contraintes . . . 273
K.6 Propagation circonférentielle de fissure . . . 274
K.7 Loi de dépressurisation . . . 276
K.8 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 277
K.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation 278

L Modélisation des essais de déchirure sur éprouvette CT : Compléments. **279**
L.1 Introduction . . . 279
L.2 Influence de l'énergie cohésive Γ_0 et de la traction T_0 sur la réponse globale de l'éprouvette . . . 279
L.2.1 Influence de l'énergie cohésive Γ_0 . . . 279
L.2.2 Influence de la traction maximale T_0 . . . 280
L.3 Validité du comportement du matériau . . . 281
L.4 Influence de l'interpénétration des faces opposées des entailles réalisées sur les côtés des éprouvettes CT. . . . 283

M Essais de traction. **285**

Bibliographie **293**

Table des figures

État de la cuve à la fin de l'accident TMI-2 [OEC 93] 1
Calcul de la déchirure d'une éprouvette CT à 900°C 3

1.1 Schéma de fonctionnement d'un réacteur à eau pressurisée [fon] 6
1.2 Assemblage d'une cuve [VER 04] 8
1.3 Schéma de la cuve d'un réacteur 900MW 8
1.4 TMI-2 : Position des échantillons [OEC 93] 12
1.5 TMI-2 : État de la cuve à la fin de l'accident [OEC 93] 12
1.6 TMI-2 : Distribution de température de la surface interne du fond de cuve [OEC 93] 12
1.7 OLHF : maquette [OLI 02] 16
1.8 OLHF : schéma de l'instrumentation des éprouvettes [OLI 02] 16
1.9 Essais OLHF_2 [OLI 02] 16
1.10 Essais OLHF_2 : zoom sur la propagation de fissure [OLI 02] 16
1.11 FOREVER : mise à l'échelle avec le réacteur KONVOI allemand [ALS 05] 19
1.12 FOREVER : maquette [ALS 05] 19
1.13 FOREVER : schéma de l'instrumentation des éprouvettes [ALS 05] . . . 19
1.14 FOREVER : distribution thermique de la maquette lors de l'essai [ALS 05] 19
1.15 FOREVER : rupture de l'éprouvette [ALS 05] 19
1.16 État à réception d'un acier 16MND5 [GEN 07] 21
1.17 Mise en évidence du creux de ductilité [GEN 07] 23

2.1 Géométrie de l'éprouvette 30
2.2 État de contrainte du fond de cuve au début de l'accident 32
2.3 Valeur de l'épaisseur de la paroi de la zone utile de l'éprouvette 36
2.4 Banc d'essai 37
2.5 Circuit pneumatique 38
2.6 Géométrie d'inducteur utilisée pour les essais à 900°C 39
2.7 Géométrie d'inducteur utilisée pour les essais à 1000°C 39
2.8 Chargement de l'éprouvette 40
2.9 Photos du banc d'essai 41
2.10 Effort de compression mesuré dû à un transitoire en pression dans l'enceinte 46
2.11 Essais à 900°C : Comparaison des températures mesurées au niveau du raccord ($\theta = 0°$) 47

2.12 Essais à 900°C : Comparaison des températures mesurées au niveau de la face avant gauche ($\theta = 120°$) 47
2.13 Essais à 900°C : Comparaison des températures mesurées au niveau de la face avant gauche ($\theta = 240°$) 47
2.14 Essais à 900°C : Profil de température dans la zone utile 47
2.15 Essais à 900°C : Comparaison du chargement mécanique 47
2.16 Essais à 900°C : Comparaison du déplacement du vérin 47
2.17 Essais à 1000°C : Comparaison des températures mesurées au niveau du raccord ($\theta = 0°$) 48
2.18 Essais à 1000°C : Comparaison des températures mesurées au niveau de la face avant gauche ($\theta = 120°$) 48
2.19 Essais à 1000°C : Comparaison des températures mesurées au niveau de la face avant gauche ($\theta = 240°$) 48
2.20 Essais à 1000°C : Comparaison du chargement mécanique 48
2.21 Essais à 1000°C : Comparaison du déplacement du vérin 48
2.22 Observation des facies de rupture par MEB. 55
2.23 Observation de l'endommagement superficiel de la paroi intérieure de l'éprouvette 55
2.24 Loi de dépressurisation fittée sur l'essai correspondant à l'éprouvette D . 59
2.25 Extrapolation au cas d'un volume de chargement de $20dm^3$ - Ralentissement de la dépressurisation 59
2.26 Extrapolation au cas d'un volume de chargement de $20dm^3$ - Valeur de la pression au moment de la rupture de l'éprouvette D 59

3.1 Endommagement ductile [MIA 95] 65
3.2 Endommagement de fluage [KAS 03], a) glissement des joints de grains, b) concentration de contrainte, c) entassement de dislocation, d) particules au joint de grain, localisation favorable de formation d'une cavité, e) modèle couplé de croissance par diffusion et plasticité, f) Vitesse de croissance [CHE 81a, CHE 81b] 65
3.3 Approche locale : dépendance au maillage [BOR 04] 69
3.4 Modèle cohésif 71
3.5 Lois typiques de traction-séparation [SCH 09] : a) Needleman [NEE 87], b) Needleman [NEE 90], Hillerborg [HIL 76], d) Bažant [BAZ 02], e) Scheider [SCH 03], f) Tvergaard and Hutchinson [TVE 92] 73
3.6 Les 3 modes de ruptures [RAN 08] 76
3.7 Élements cohésifs déformés en mode mixte 76
3.8 Maillage XFEM et enrichissements [RAN 08] 77
3.9 Influence du choix de la surface de référence pour le calcul des composantes de la séparation : Calcul de la séparation normale en fonction du temps au niveau du point d'intégration 1 de la déformée [BOS 08] 80
3.10 Méthode SIAM de caractérisation expérimentale des paramètres d'une zone cohésive ductile [COR 03] 82

3.11 Méthode de détermination du taux de dissipation d'énergie surfacique par reconstitution de l'état de surface du faciès de rupture [STA 00]. a) Paramètre du modèle pour le calcul de l'énergie de déformation, b) reconstitution du faciès de rupture par stéréophotogrammétrie 85
3.12 Interprétation géométrique de G_{fr} [MAR 99] 86
3.13 Détermination de la forme de la loi de traction séparation à partir de modèles locaux [CAZ 09b] 87
3.14 Dépendance de T_0 et Γ_0 au taux de triaxialité [SIE 00] 88
3.15 Méthode de Détermination du taux de triaxialité utilisée par Siegmund [SIE 00] 88

4.1 Géométrie de l'éprouvette [MAT 06] 94
4.2 Courbe effort et avancée de la fissure en fonction du déplacement imposé 95
4.3 Eprouvette déformée en fin d'essai 95
4.4 Problème de référence 96
4.5 élément d'interface dans sa configuration initiale (a), sa configuration déformée (b) et caractérisation de la séparation de deux noeuds dans la configuration déformée (c) 97
4.6 Lois de traction séparation 99
4.7 Maillage et conditions aux limites 101
4.8 Faisceau de courbes utilisées pour définir le comportement du bulk 103
4.9 Loi de traction séparation 103
4.10 Comparaison avec les données expérimentales 105
4.11 Répartition de l'énergie interne 105
4.12 Taux de dissipation d'énergie 105
4.13 Vitesse de séparation au niveau de la zone médiane de la largeur de l'éprouvette 105
4.14 Triaxialité maximal le long du front 105
4.15 Position des points de gauss à triaxialité maximum 105
4.16 Etude de l'influence de la seconde pente de la loi de traction séparation . . 107
4.17 Influence sur la ténacité ($\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$) 107
4.18 Inflence sur la courbe effort déplacement globale et sur la propagation ($\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$) 107
4.19 Répartition de la traction (environ 4mm de propagation, $\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$) 107
4.20 Répartition du taux de triaxialité (environ 4mm de propagation, $\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$) 107
4.21 Répartition des contraintes moyennes et équivalentes (environ 4mm de propagation $\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$) 107

5.1 Profil initial et déformé (Valiente [VAL 01]) 113
5.2 Éprouvette 116
5.3 Consignes en température et déplacement 116

5.4 Banc d'essai 116
5.5 Méthode de traitement des images 117
5.6 Obtention du profil par minimisation 118

A.1 Assemblage de la partie mécanique 128

B.1 Préparation d'une éprouvette (essais à 900°C)s 130
B.2 Sécurité 132
B.3 Procédure 133

C.1 Hypothèse sur le diamètre effectif de l'éprouvette 135
C.2 Hypothèse sur la profondeur du champ 136
C.3 Traitement de l'image de référence 137
C.4 Détermination de la position de la fissure 138
C.5 Optimisation de la position relative des caméras 142
C.6 Détermination de l'aire fissurée (exemple d'une image de la caméra 1) . . 142

D.1 Disposition 143
D.2 Repère de métrologie 145
D.3 Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale) 145
D.4 Montée en température 146
D.5 Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique 146
D.6 Mesure locale de la température pendant la dépressurisation 147
D.7 Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure 147
D.8 Distribution de température au début du chargement mécanique 148
D.9 Distribution de température au moment de la dépressurisation 148
D.10 Effort et pression pendant le chargement mécanique 149
D.11 Effort et déplacement pendant le chargement mécanique 149
D.12 Effort et pression pendant la dépressurisation 150
D.13 Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure 150
D.14 Contraintes nominales pendant le chargement mécanique 151
D.15 Contraintes nominales pendant le dépressurisation 151
D.16 Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure 152
D.17 Images de la propagation de fissure 153
D.18 Propagation circonférentielle pendant la dépressurisation 154
D.19 Propagation circonférentielle pendant la dépressurisation 154
D.20 Propagation circonférentielle finale 155
D.21 Propagation circonférentielle finale 155
D.22 Loi de dépressurisation 156
D.23 Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique) 156
D.24 Planéité de la trajectoire de la fissure 157
D.25 Valeurs minimale et maximale de la température mesurées sur un profil coupant la fissure en fonction du temps 158

D.26 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 158
D.27 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 158
D.28 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 159
D.29 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 159
D.30 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 159
D.31 Vue de dessus . . . 160
D.32 Vue de dessus . . . 160
D.33 Vue de dessus . . . 161
D.34 Vue de dessus . . . 161
D.35 Faciès de rupture : vue de dessus . . . 162
D.36 Paroi interne : vue de côté . . . 162
D.37 Paroi interne : vue de côté loin de la rupture . . . 163
D.38 Paroi interne : vue de côté au niveau de la fracture process zone . . . 163

E.1 Disposition . . . 165
E.2 Repère de métrologie . . . 167
E.3 Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale) . . . 167
E.4 Montée en température . . . 168
E.5 Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique . . . 168
E.6 Mesure locale de la température pendant la dépressurisation . . . 169
E.7 Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure 169
E.8 Distribution de température au début du chargement mécanique . . . 170
E.9 Distribution de température au moment de la dépressurisation . . . 170
E.10 Effort et pression pendant le chargement mécanique . . . 171
E.11 Effort et déplacement pendant le chargement mécanique . . . 171
E.12 Effort et pression pendant la dépressurisation . . . 172
E.13 Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure . . . 172
E.14 Contraintes nominales pendant le chargement mécanique . . . 173
E.15 Contraintes nominales pendant le dépressurisation . . . 173
E.16 Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure . . . 174
E.17 Images de la propagation de fissure . . . 175
E.18 Propagation circonférentielle . . . 176
E.19 Propagation circonférentielle . . . 176
E.20 Loi de dépressurisation . . . 177
E.21 Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique) . . . 177
E.22 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 178
E.23 Valeurs minimale et maximale de la température mesurées sur un profil coupant la fissure en fonction du temps . . . 179
E.24 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 179
E.25 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 179
E.26 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 180
E.27 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 180

E.28 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 180

F.1 Disposition . . . 181
F.2 Repère de métrologie . . . 183
F.3 Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale) . . . 183
F.4 Montée en température . . . 184
F.5 Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique . . . 184
F.6 Mesure locale de la température pendant la dépressurisation . . . 185
F.7 Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure 185
F.8 Distribution de température au début du chargement mécanique . . . 186
F.9 Distribution de température au moment de la dépressurisation . . . 186
F.10 Effort et pression pendant le chargement mécanique . . . 187
F.11 Effort et déplacement pendant le chargement mécanique . . . 187
F.12 Effort et pression pendant la dépressurisation . . . 188
F.13 Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure . . . 188
F.14 Contraintes nominales pendant le chargement mécanique . . . 189
F.15 Contraintes nominales pendant le dépressurisation . . . 189
F.16 Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure . . . 190
F.17 Images de la propagation de fissure . . . 191
F.18 Loi de dépressurisation . . . 192
F.19 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 192
F.20 Valeurs minimale et maximale de la température mesurées sur un profil coupant la fissure en fonction du temps . . . 193
F.21 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 193
F.22 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 193
F.23 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 194
F.24 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 194
F.25 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 194

G.1 Disposition . . . 195
G.2 Repère de métrologie . . . 197
G.3 Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale) . . . 197
G.4 Montée en température . . . 198
G.5 Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique . . . 198
G.6 Mesure locale de la température pendant la dépressurisation . . . 199
G.7 Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure 199
G.8 Distribution de température au début du chargement mécanique . . . 200
G.9 Distribution de température au moment de la dépressurisation . . . 200
G.10 Effort et pression pendant le chargement mécanique . . . 201
G.11 Effort et déplacement pendant le chargement mécanique . . . 201
G.12 Effort et pression pendant la dépressurisation . . . 202

G.13 Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure 202
G.14 Contraintes nominales pendant le chargement mécanique 203
G.15 Contraintes nominales pendant le dépressurisation 203
G.16 Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure 204
G.17 Images de la propagation de fissure 205
G.18 Propagation circonférentielle pendant la dépressurisation 206
G.19 Propagation circonférentielle pendant la dépressurisation 206
G.20 Propagation circonférentielle finale 207
G.21 Propagation circonférentielle finale 207
G.22 Loi de dépressurisation 208
G.23 Planéité de la trajectoire de la fissure 208
G.24 Valeurs minimale et maximale de la température mesurées sur un profil coupant la fissure en fonction du temps 209
G.25 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 209
G.26 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 209
G.27 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 210
G.28 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 210
G.29 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 210
G.30 Vue de dessus 211
G.31 Vue de dessus 211
G.32 Vue de dessus 212
G.33 Faciès de rupture : vue de dessus 212
G.34 Paroi interne : vue de côté 213
G.35 Paroi interne : vue de côté loin de la rupture 213
G.36 Paroi interne : vue de côté loin de la rupture 214
G.37 Paroi interne : vue de côté au niveau de la fracture process zone 214

H.1 Disposition 215
H.2 Repère de métrologie 217
H.3 Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale) 217
H.4 Montée en température 218
H.5 Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique 218
H.6 Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure 219
H.7 Distribution de température au début du chargement mécanique 220
H.8 Distribution de température au moment de la dépressurisation 220
H.9 Effort et pression pendant le chargement mécanique 221
H.10 Effort et déplacement pendant le chargement mécanique 221
H.11 Effort et pression pendant la dépressurisation 222
H.12 Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure 222
H.13 Contraintes nominales pendant le chargement mécanique 223
H.14 Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure 223
H.15 Images de la propagation de fissure 224

H.16 Propagation circonférentielle . . . 225
H.17 Propagation circonférentielle . . . 225
H.18 Loi de dépressurisation . . . 226
H.19 Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique) . . . 226
H.20 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 227
H.21 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 228
H.22 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 228
H.23 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 228

I.1 Disposition . . . 229
I.2 Repère de métrologie . . . 231
I.3 Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale) . . . 231
I.4 Montée en température . . . 232
I.5 Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique . . . 232
I.6 Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure 233
I.7 Distribution de température au début du chargement mécanique . . . 234
I.8 Distribution de température au moment de la dépressurisation . . . 234
I.9 Effort et pression pendant le chargement mécanique . . . 235
I.10 Effort et déplacement pendant le chargement mécanique . . . 235
I.11 Effort et pression pendant la dépressurisation . . . 236
I.12 Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure . . . 236
I.13 Contraintes nominales pendant le chargement mécanique . . . 237
I.14 Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure . . . 237
I.15 Images de la propagation de fissure . . . 238
I.16 Propagation circonférentielle . . . 239
I.17 Propagation circonférentielle . . . 239
I.18 Loi de dépressurisation . . . 240
I.19 Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique) . . . 240
I.20 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 241
I.21 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 242
I.22 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 242
I.23 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 242
I.24 Vue de dessus . . . 243
I.25 Vue de dessus . . . 243
I.26 Vue de dessus . . . 244
I.27 Faciès de rupture : vue de dessus . . . 244
I.28 Paroi interne : vue de côté . . . 245
I.29 Paroi interne : vue de côté loin de la rupture . . . 245
I.30 Paroi interne : vue de côté au niveau de la fracture process zone . . . 246

J.1 Disposition . . . 247
J.2 Repère de métrologie . . . 249

J.3 Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale) . . . 249
J.4 Montée en température . . . 250
J.5 Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique . . . 250
J.6 Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure 251
J.7 Distribution de température au début du chargement mécanique . . . 252
J.8 Distribution de température au moment de la dépressurisation . . . 252
J.9 Effort et pression pendant le chargement mécanique . . . 253
J.10 Effort et déplacement pendant le chargement mécanique . . . 253
J.11 Effort et pression pendant la dépressurisation . . . 254
J.12 Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure . . . 254
J.13 Contraintes nominales pendant le chargement mécanique . . . 255
J.14 Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure . . . 255
J.15 Images de la propagation de fissure . . . 256
J.16 Propagation circonférentielle . . . 257
J.17 Propagation circonférentielle . . . 257
J.18 Loi de dépressurisation . . . 258
J.19 Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique) . . . 258
J.20 Planéité de la trajectoire de la fissure . . . 259
J.21 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 260
J.22 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 260
J.23 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 260
J.24 Vue de dessus . . . 261
J.25 Vue de dessus . . . 261
J.26 Vue de dessus . . . 262
J.27 Vue de dessus . . . 262
J.28 Faciès de rupture : vue de dessus . . . 263
J.29 Paroi interne : vue de côté . . . 263
J.30 Paroi interne : vue de côté au niveau de la fracture process zone . . . 264

K.1 Disposition . . . 265
K.2 Repère de métrologie . . . 267
K.3 Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale) . . . 267
K.4 Montée en température . . . 268
K.5 Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique . . . 268
K.6 Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure 269
K.7 Distribution de température au début du chargement mécanique . . . 270
K.8 Distribution de température au moment de la dépressurisation . . . 270
K.9 Effort et pression pendant le chargement mécanique . . . 271
K.10 Effort et déplacement pendant le chargement mécanique . . . 271
K.11 Effort et pression pendant la dépressurisation . . . 272
K.12 Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure . . . 272

K.13 Contraintes nominales pendant le chargement mécanique 273
K.14 Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure 273
K.15 Images de la propagation de fissure 274
K.16 Propagation circonférentielle 275
K.17 Propagation circonférentielle 275
K.18 Loi de dépressurisation 276
K.19 Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique) 276
K.20 Planéité de la trajectoire de la fissure 277
K.21 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 278
K.22 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 278
K.23 Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure . . . 278

L.1 Lois de traction séparation à T_0 fixé 280
L.2 Inflence de Γ_0 sur la courbe effort déplacement globale et sur la propagation 280
L.3 Influence de Γ_0 sur le taux de dissipation d'énergie 280
L.4 Influence de Γ_0 sur la taille de la fracture process zone 280
L.5 Lois de traction séparation à Γ_0 fixé 281
L.6 Inflence de T_0 sur la courbe effort déplacement globale et sur la propagation 281
L.7 Influence de T_0 sur le taux de dissipation d'énergie 281
L.8 Influence de T_0 sur la taille de la fracture process zone 281
L.9 Comparaison de la loi de comportement du chapitre 4 et de la loi modifiée vis à vis des données expérimentales 282
L.10 Loi de traction séparation obtenue pour la meilleure optimisation avec la loi de comportement modifiée 282
L.11 Meilleure optimisation 282
L.12 Mise en évidence de l'interpénétration 283
L.13 Comparaison des résultats globaux avec et sans gestion du contact 284

M.1 Préparation des éprouvettes 285
M.2 EP12-Température 286
M.3 EP12-Effort et déplacement imposé 286
M.4 EP12-diamètre 286
M.5 EP12-Déformation plastique équivalente 286
M.6 EP12-Contrainte équivalente 286
M.7 EP13-Température 287
M.8 EP13-Effort et déplacement imposé 287
M.9 EP13-diamètre 287
M.10 EP13-Déformation plastique équivalente 287
M.11 EP13-Contrainte équivalente 287
M.12 EP16-Température 288
M.13 EP16-Effort et déplacement imposé 288
M.14 EP16-diamètre 288
M.15 EP16-Déformation plastique équivalente 288

M.16 EP16-Contrainte équivalente 288
M.17 EP22-Température 289
M.18 EP22-Effort et déplacement imposé 289
M.19 EP22-diamètre 289
M.20 EP22-Déformation plastique équivalente 289
M.21 EP22-Contrainte équivalente 289
M.22 EP18-Température 290
M.23 EP18-Effort et déplacement imposé 290
M.24 EP18-diamètre 290
M.25 EP18-Déformation plastique équivalente 290
M.26 EP18-Contrainte équivalente 290
M.27 EP19-Température 291
M.28 EP19-Effort et déplacement imposé 291
M.29 EP19-diamètre 291
M.30 EP19-Déformation plastique équivalente 291
M.31 EP19-Contrainte équivalente 291
M.32 EP20-Température 292
M.33 EP20-Effort et déplacement imposé 292
M.34 EP20-diamètre 292
M.35 EP20-Déformation plastique équivalente 292
M.36 EP20-Contrainte équivalente 292

Liste des tableaux

1.1 Caractéristiques des fonds de cuve de REP français 8
1.2 Classification des nuances d'aciers 16MND5 [GEN 07] 22

2.1 Analyse chimique des deux nuances de l'acier de cuve 16MND5 en millième de % massique (le solde correspond au fer) [MAT 06] 30
2.2 Mise à l'échelle du modèle 34
2.3 Plan d'expériences 42
2.4 Résultats en terme d'initiation 50
2.5 Résultats en terme de propagation de fissure 52

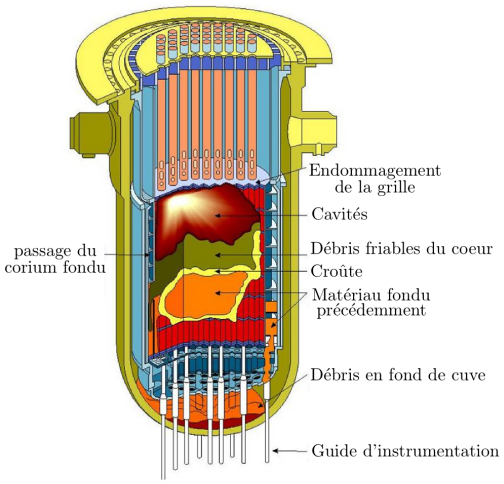
4.1 Analyse chimique de l'acier de cuve 16MND5 nuance "Krakatoa" en millième de % massique [MAT 06] 94
4.2 Profil de préfissure référencé par rapport à l'entaille initiale [MAT 06] . . 94
4.3 Partie plastique du comportement des éléments continus 102
4.4 Variations globales 108

5.1 Récapitulatif des résultats 120

Introduction

Cette étude s'inscrit dans le cadre des problématiques d'accidents graves sur les réacteurs à eau pressurisée (REP) français. Plus précisément, elle a pour objet la prédiction de la tenue mécanique d'un fond de cuve soumis aux conditions thermo-mécaniques représentatives de scénarios d'accidents, comprenant la fusion du coeur du réacteur et l'épanchement des produits très calorifiques de cette fusion en fond de cuve.

Bien que ce type de scénario soit très peu probable, les risques encourus nécessitent d'améliorer la prédiction de chaque phase critique de l'accident considéré afin de prévoir des stratégies de gestion efficaces. Dans notre recherche, le point clé est la prédiction de l'initiation et de la propagation de la fissure qui pourrait survenir après une longue phase de déformation par fluage du fond de cuve. En effet, la connaissance de l'instant et du mode de rupture du fond de cuve est un élément important vis-à-vis de la mise au point des stratégies de gestion en et hors cuve. La position et la taille finale de la brèche sont déterminantes pour les suites de l'accident hors cuve (explosion de vapeur, échauffement direct de l'enceinte, interaction corium/radier).



État de la cuve à la fin de l'accident TMI-2 [OEC 93]

Cette recherche fait l'objet d'une collaboration entre le Comissariat à l'Énergie Atomique, l'Institut de Radioprotection et de Sûreté Nucléaire, et le Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures. Ce projet, appelé "projet cinétique brèche" comporte plusieurs volets. Pour des chargements thermo-mécaniques représentatifs des scénarios envisagés, le projet inclut :

- *Une caractérisation du comportement de l'acier de cuve par des essais de traction uniaxiaux.*
- Une caractérisation métallurgique fine de l'acier.

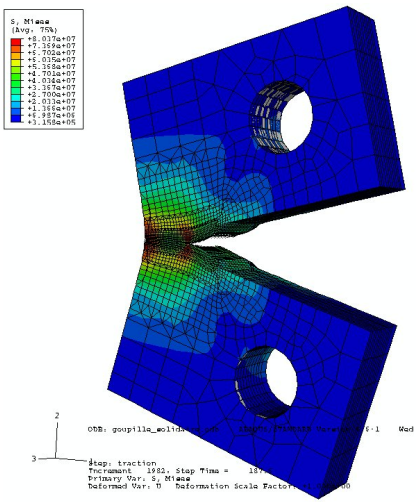
- Une caractérisation du comportement à rupture par des essais de déchirure sur éprouvettes CT.
- *Une caractérisation expérimentale de la cinétique de brèche par des essais biaxiaux plus représentatifs du cas réel.*
- *Le développement d'outils numériques simples pour la simulation de l'initiation et de la propagation de fissure.*

Dans le cadre de la thèse, notre travail a porté sur la réalisation des points en *italique* qui, pour certains, ont aussi été investigués par les autres équipes de recherche. Ainsi le manuscrit s'articule autours de cinq chapitres qui, successivement, s'attachent à décrire la problématique, les essais biaxiaux, un état de l'art de la simulation de la fissuration des métaux, le développement d'un modèle cohésif pour la simulation de la rupture ductile à haute température et une méthode de caractérisation du comportement du matériau à fortes vitesses de déformation à partir d'essais de traction uniaxiaux.

Dans le premier chapitre, le fonctionnement global d'un réacteur à eau pressurisée et ses trois barrières de confinement de la radioactivité sont présentés. Les scénarios d'accident considérés sont ensuite détaillés afin de mettre en exergue des conditions de chargement thermo-mécaniques représentatifs. Par la suite, les principaux programmes expérimentaux mis en oeuvre dans le cadre de notre problématique sont analysés. Leurs apports, mais aussi leurs limites, sont développés. Enfin, l'acier de cuve français et sa variabilité de comportement mécanique à haute température sont présentés.

Dans le deuxième chapitre, les essais biaxiaux représentatifs des conditions thermo-mécaniques de l'accident grave considéré sont détaillés. Ils ont pour but la caractérisation de la fissuration en terme de seuils d'initiation et de vitesses de propagation. Ils doivent aussi nous renseigner sur le couplage entre la dépressurisation et l'augmentation de l'aire fissurée. Tout d'abord, nous développons la modélisation expérimentale, chaque point est discuté vis-à-vis de leur représentativité. Le banc d'essai est ensuite décrit. La synthèse des essais conduit finalement à une discussion sur les facteurs influants sur l'initiation et la propagation de fissure, et sur la transposabilité des résultats au cas réacteur.

Dans le troisième chapitre, un état de l'art non exhaustif sur la modélisation de la rupture ductile des métaux est proposé. Il est effectué pour des températures variantes de l'ambiante jusqu'à la gamme de températures rencontrées dans notre cas d'étude. Dans un premier temps, les approches locales, visant à représenter les mécanismes locaux d'endommagement qui conduisent à la rupture, sont présentées. Ces approches, bien que très séduisantes, ne seront pas retenues par la suite du fait de leur complexité, mais elles permettent, néanmoins, de mettre en évidence les paramètres influants sur la rupture ductile. La modélisation simplifiée par un modèle cohésif est ensuite abordée en détail. Les avantages ainsi que les limites de ce type de modèle appliqué à la rupture des métaux sont décrits. Des pistes de recherche sont aussi données pour s'affranchir de ces limites.



Calcul de la déchirure d'une éprouvette CT à 900°C

Le quatrième chapitre consiste en une description du modèle cohésif développé lors de la thèse. Ce modèle cohésif a été incorporé dans un formalisme éléments finis 3D en grands déplacements et grandes déformations par l'intermédiaire d'un élément d'interface. Il permet ainsi de tenir compte des fortes déformations rencontrées dans notre cas d'étude. Une loi de comportement cohésive appropriée est associée à l'élément d'interface. Le modèle est appliqué au cas des essais de déchirure sur éprouvettes CT. Par l'intermédiaire de cet exemple, l'influence de la forme de la loi cohésive est finalement discutée.

Dans le cinquième chapitre, une méthode expérimentale est présentée afin de caractériser le comportement du matériau aux températures étudiées et aux fortes vitesses de déformations représentatives du fluage tertiaire de la structure. La méthode permet, par ailleurs, de suivre le comportement jusqu'à rupture de l'éprouvette après localisation des déformations.

Enfin, nous exposons les conclusions de ce travail de thèse, et les différentes perspectives et développements qui peuvent être envisagés.

Chapitre 1

La problématique de l'accident grave dans un réacteur à eau pressurisée

Sommaire

1.1 Introduction 6
1.2 Fonctionnement d'un REP et barrières de protection 6
1.2.1 Fonctionnement d'un REP [fon] 6
1.2.2 La cuve : seconde barrière de protection 7
1.3 Les scénarios d'accident grave 8
1.3.1 Cadre de l'étude 9
1.3.2 Données en température : analyse de l'accident TMI-2 10
1.3.3 Bilan 13
1.4 Principales simulations expérimentales existantes 13
1.4.1 LHF-OLHF 14
1.4.2 FOREVER 17
1.4.3 Bilan 20
1.5 L'acier de cuve français : 16MND5 21
1.5.1 Variabilité du comportement à haute température suivant sa nuance 22
1.5.2 Variabilité du comportement local dû au procédé de fabrication . . 23
1.5.3 Bilan 24
1.6 Conclusion 24

1.1 Introduction

Dans un réacteur à eau pressurisée, un grand nombre de scénarios très hypothétiques d'accident grave sont envisageables. Ils sont susceptibles à terme de conduire à la perte de l'intégrité du confinement et à des risques de relâchements importants de produits radioactifs à l'extérieur de l'enceinte de confinement. Ainsi, ce premier chapitre est destiné à apporter un cadre au type de scénarios considérés pouvant conduire à la rupture par fluage du fond de cuve.

La première partie est destinée en un brève description du fonctionnement d'un réacteur à eau pressurisée afin de rendre compte de la stratégie globale de sûreté à l'aide de trois barrières de protection. La cuve, faisant partie de la deuxième barrière de protection, fera l'objet d'une description plus approfondie car l'étude porte sur son intégrité.

La deuxième partie détaillera le type de scénario considéré. Les facteurs influents de premier ordre conduisant à la rupture par fluage de la cuve seront quantifiés.

Dans la troisième partie, un état de l'art des modèles expérimentaux traitant de la même problématique sera présenté. Une des conclusions issue de ces programmes d'essais est l'importance de la prise en compte de la variabilité du comportement à haute température du matériau américain pour de très faibles variations métallurgiques.

L'acier des cuves françaises a été conçu sur les mêmes bases que l'acier américain. Ainsi, la dernière partie rendra compte de la caractérisation de l'acier des cuves françaises et de sa variabilité de comportement suivant sa composition métallurgique.

1.2 Fonctionnement d'un REP et barrières de protection

1.2.1 Fonctionnement d'un REP [fon]

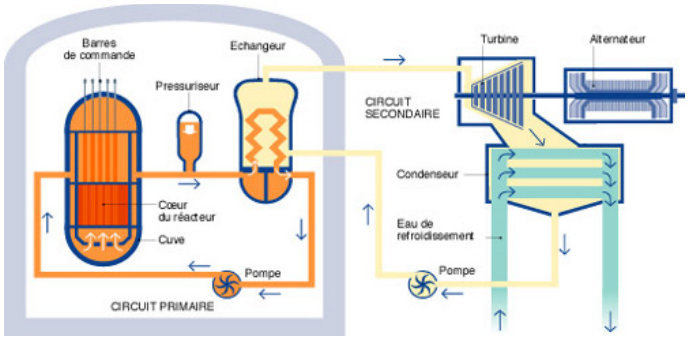


FIG. 1.1: Schéma de fonctionnement d'un réacteur à eau pressurisée [fon]

Le coeur du réacteur est la source d'énergie. Il est composé d'éléments de combustibles contenant du dioxyde d'uranium ($^{238}UO_2$) à 3,5 % massique en isotope fissile ^{235}U

ou du MOX (Mixed Oxyde Fuel $(U,Pu)O_2$). Ces éléments sont entourés d'une gaine métallique en zircaloy, première barrière de protection destinée à piéger les produits radioactifs qui sont formés dans le combustible par fission.

Le coeur est contenu dans une cuve métallique étanche, revêtue intérieurement d'acier inoxydable (beurrage). Il comporte des dispositifs de pilotage, et notamment des barres de contrôle en absorbant neutronique (Alliage AgInCd pour les réacteurs 900MWe ou essentiellement en carbure de bore B_4C pour les réacteurs 1300MWe et 1450MWe), ainsi que des dispositifs de sécurité. Cette cuve, ainsi que le circuit primaire, constituent une seconde barrière de protection.

De l'eau à haute pression circule à l'intérieur de la cuve entre les éléments de combustible. Elle prélève la chaleur produite dans les éléments de combustible et joue également le rôle de modérateur (ralentissement des neutrons nécessaires pour la fission de l'^{235}U). La pression de cette eau primaire atteint 155 atmosphères.

À la sortie de la cuve, la température de l'eau primaire est d'environ 300°C. Cette eau passe ensuite dans un échangeur de chaleur, où elle se refroidit en vaporisant l'eau d'un circuit secondaire. Dans le générateur de vapeur, l'eau secondaire baigne les tubes où circule l'eau primaire avant qu'elle ne retourne dans la cuve du réacteur. À la sortie du générateur, la pression de la vapeur secondaire est de 70 atmosphères.

Le circuit secondaire est également un circuit fermé. La vapeur produite est envoyée dans une turbine. La turbine entraîne un alternateur qui lui est couplé. L'alternateur produit le courant électrique qui sera envoyé sur le réseau électrique. La vapeur secondaire est condensée à la sortie de la turbine, avant d'être recyclée dans les générateurs de vapeur.

Le coeur du réacteur, le circuit primaire et les générateurs de vapeur sont contenus dans un bâtiment étanche constitué d'une simple ou double enveloppe en béton. Cette enceinte fait partie de la troisième barrière de protection.

La condensation de la vapeur à la sortie de la turbine se fait grâce à une circulation d'eau à grand débit dans un troisième circuit de refroidissement. L'eau condensée retourne ensuite aux générateurs. L'eau tertiaire, qui a elle même besoin d'être refroidie, est envoyée dans des tours de réfrigération (une par réacteur).

Les centrales nucléaires sont implantées au voisinage de la mer ou de fleuves dont l'eau, en raison des barrières de protection, n'est pas en contact avec les matières radioactives et sert de source froide.

1.2.2 La cuve : seconde barrière de protection

Les figures 1.2 et 1.3 page suivante représentent le schéma d'ensemble d'une cuve française avec ses différents constituants et son coeur composé d'assemblages de crayons de combustible. La cuve en elle-même est composée de deux viroles de coeur, d'une virole porte-tubulure, d'une calotte supérieure faisant office de couvercle et d'un fond hémisphérique. La virole porte-tubulure reçoit les arrivées et sorties d'eau du circuit primaire. Le couvercle est percé pour le passage des barres de contrôle qui régulent la puissance du coeur, le fond de cuve est percé pour le passage de tubes guides d'instrumentations. Des brides en acier permettent d'assembler les différents éléments de la cuve. Tous ces élé-

ments sont en acier 16MND5 (16MnNiMo5) et obtenus par forgeage afin d'éviter toute soudure longitudinale.

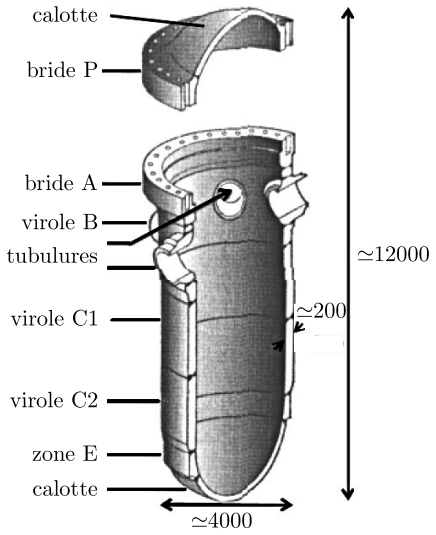


FIG. 1.2: Assemblage d'une cuve [VER 04]

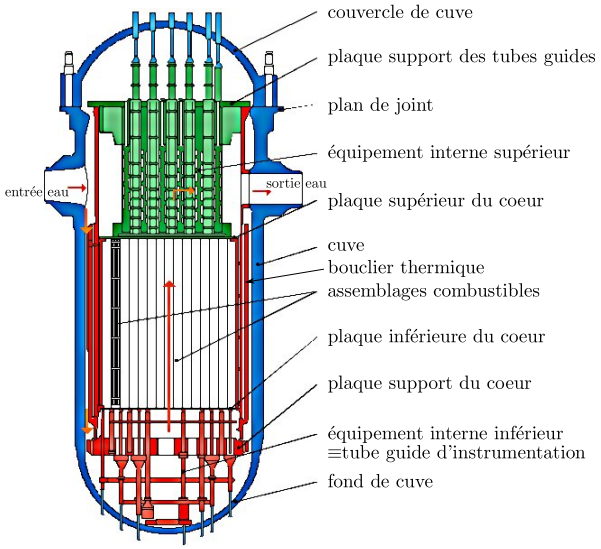


FIG. 1.3: Schéma de la cuve d'un réacteur 900MW

Toutes les surfaces intérieures de la cuve sont revêtues par beurrage d'un revêtement en acier inoxydable de type 24cr12Ni (ou 20Cr10Ni) pour se prémunir de la corrosion intergranulaire.

Les caractéristiques géométriques des fonds de cuve de REP français sont reportés dans le tableau 1.1.

Fond de cuve	REP 900MW	REP 1300MW	REP 1450MW
Rayon interne, m	2.027	2.24	2.28
Épaisseur de la partie sphérique sans beurrage, m	0.13	0.14	0.15
Épaisseur de la partie cylindrique sans beurrage, m	0.2	0.22	0.225
Épaisseur du beurrage interne, m	0.007	0.007	0.007

TAB. 1.1: Caractéristiques des fonds de cuve de REP français

1.3 Les scénarios d'accident grave

Dans ce manuscrit, on appelle accident grave un accident au cours duquel le combustible est significativement dégradé par une fusion plus ou moins complète du coeur

du réacteur. Compte tenu des mesures de prévention des accidents mises en place par l'exploitant, ce type d'accident reste hautement hypothétique.

Un accident grave a généralement pour origine un défaut de refroidissement du coeur dont la puissance résiduelle, générée par la radioactivité des produits de fission accumulés dans le combustible, ne parvient plus à être évacuée. En une à quelques heures, suite à des défaillances multiples, humaines et/ou matérielles, incluant l'échec des procédures de sauvegarde, les éléments combustibles se dégradent.

Une suite de phénomènes nombreux et complexes se déroule alors, selon divers scénarios dépendant des conditions initiales et des actions des opérateurs ; ces scénarios sont susceptibles de conduire à terme à la perte de l'intégrité du confinement et à des risques de relâchements importants de produits radioactifs à l'extérieur de l'enceinte de confinement. Une synthèse exhaustive des recherches effectués sur les scénarios et les phénomènes qui peuvent être mis en jeu lors de ces scénarios a été réalisé par l'IRSN en 2006 [TEN 06].

1.3.1 Cadre de l'étude

Nous nous plaçons dans le cas où la dégradation du coeur entraîne la production d'un bain de corium fondu qui est un mélange constitué d'une phase oxydée U-Zr-0 (produit de la fusion du zircaloy des gaines et de la dissolution du combustible) et d'une phase métallique issue des matériaux de la structure du coeur (acier, inconel...). Au fur et à mesure de l'augmentation de la masse fondue, le bain progresse axialement et radialement dans le coeur jusqu'au moment où il atteint soit la baffle, soit la plaque du bas du coeur, ce qui entraîne une relocalisation du corium vers le fond de cuve.

L'intégrité de la cuve peut alors être menacée par différents phénomènes. Au moment de la coulée du corium en fond de cuve, on peut mentionner l'érosion de la cuve par son contact direct avec les jets du corium fondu ou son endommagement par une éventuelle explosion de vapeur au moment de l'interaction entre le corium et l'eau liquide résiduelle dans le fond de cuve. Par ailleurs, si la cuve résiste à cette phase d'écoulement transitoire, elle peut ensuite être menacée d'une rupture par fluage lors de la reformation d'un bain de corium fondu en fond de cuve.

Dans ce manuscrit, l'étude porte sur un scénario considérant un bain de corium fondu en fond de cuve. L'instant de rupture de la cuve, la localisation et la taille de la brèche sont considérés comme des éléments clés puisqu'ils jouent un rôle important dans le déroulement de l'accident dans la phase hors cuve (Risque de combustion de l'hydrogène, interaction corium-béton).

Les variables physiques qui influent sur l'instant de rupture de la cuve sont principalement la pression primaire et la distribution de température de la cuve (liée à la masse et à la configuration du bain de corium). La pression primaire est généralement uniforme dans la cuve (minimum 0.9MPa si les soupapes de sûreté sont ouvertes), elle peut cependant augmenter rapidement en cas d'injection d'eau en cuve. La température de la cuve est fortement liée au flux thermique évacué dans son épaisseur. Une bonne modélisation de la composition du corium est donc nécessaire pour obtenir les conditions aux limites en température de la paroi du fond de cuve. Cette modélisation [TEN 06, SEI 07, BEC 08]

comporte encore de nombreuses incertitudes car elle dépend fortement du scénario envisagé. La concentration de phase métallique contenue dans le corium est un point critique car elle peut engendrer la formation d'une couche de métal liquide sur le haut du bain évacuant un flux de chaleur maximal ("focusing effect") vers la cuve.

1.3.2 Données en température : analyse de l'accident TMI-2

L'accident TMI-2, survenu à la centrale Three Mile Island (États-Unis) le 28 mars 1979, correspond à ce type de scénario. Il convient de noter cependant les particularités de ce scénario, en particulier le fait qu'il se soit déroulé à pression élevée (10MPa avec des pics supérieurs à 10MPa) et que la coulée de corium en fond de cuve se soit produite après renoyage, au moins partiel du coeur.

Cependant, dans le cadre du programme international TMI-VIP [OEC 93, RUB 93], des échantillons des différents débris du coeur (stratification) et de la paroi de la cuve (paroi elle-même, traversée d'instrumentation, tube guide d'instrumentation) ont été prélevés à l'aide d'un robot [COL 93] (figure 1.4 page 12). Des analyses des échantillons (observations métallographiques, essais de microdureté, de traction, de fluage, charpy, composition chimique...) ont été réalisées par différents laboratoires de la communauté internationale [KOR 93, RUO 93, PEL 93, KAW 93, SOU 93, MIL 93, NEI 93, TRO 93, AKE 93, UET 93].

Les conclusions ont permis, d'une part, d'élaborer un scénario de l'accident corroborant les analyses des échantillons et les informations des capteurs durant l'accident ; d'autre part, d'obtenir des données quant aux conditions de température et à l'ampleur des dommages causés par l'attaque chimique et thermique. Il a ainsi été possible de définir les modes possibles de défaillance de la cuve et la marge d'intégrité de la cuve au cours de l'accident [KOS 93, STI 93, WIT 93].

1.3.2.1 Le scénario de l'accident

La figure 1.5 page 12 représente l'état de la cuve (en acier SA533B) à la fin de l'accident, au moment de son examen post mortem.

Le scénario de l'accident comprend :

- Entre 100min et 174min après le début de l'accident : la fusion d'au moins 45% du coeur (62 tonnes) se produit.
- Le matériau des gaines coule le long du coeur et forme une croûte métallique d'épaisseur 10 à 15cm dans la région basse du coeur. Cette croûte est située environ 2m au dessus du fond de cuve et correspond au niveau de l'eau résiduelle au moment de la coulée. Le corium fondu qui s'écoule est retenu par cette croûte.
- 174min après le début : une pompe de refroidissement est mise en marche pendant 19min. Le refroidissement effectif du coeur dure 15s avant que le système de refroidissement provoque une repressurisation (oxydation du Zirconium des gaines). La partie haute de la cuve (grille) est alors endommagée par explosion de vapeur et aspersion de débris issus de la fusion du coeur.

- Entre 224 et 226min : 19 tonnes de corium sont relocalisées en fond de cuve. Les débris fondus ont coulé le long de la face EST de la cuve du réacteur entre l'ancienne paroi du coeur et le bouclier thermique. Les premiers débris fondus atteignant le fond de cuve refroidissent brutalement par contact direct avec la paroi de la cuve. Une fine couche de débris solide et isolante se forme. Elle recouvre une grande partie du fond de cuve et des traversées d'instrumentation. Elle est ensuite recouverte par un bain de corium fondu plus chaud.
- La couche isolante formée au début de la relocalisation n'a pas une épaisseur constante sur toute la surface de la cuve. Ainsi, elle n'a pas pu protéger de façon homogène la paroi de la cuve du flux de chaleur du bain de corium fondu. Il y a eu formation d'un point chaud d'environ 1m de diamètre.
- Le point chaud refroidit et la cuve ne fissure pas.

1.3.2.2 Principales données

Conclusions issues de l'analyse de la croûte isolante :

- Composition chimique : Céramique (U,Zr)O_2 avec moins d'1% massique d'éléments de matériau de structures ("pas de focusing effect").
- Densité moyenne : 8.4$\pm$ 0.6g.cm^{-3}.
- Porosité : 18$\pm$11%
- Le bain de corium fondu a atteint un pic à 2600°C lors de la fusion du coeur et a refroidi très lentement pendant de nombreuses heures.
- Chargement thermique : 0.13$\pm$20%W.g^{-1} au moment de la relocalisation 224min après le début de l'accident ($\equiv$2.47MW pour les 19 tonnes de corium relocalisé).
- Chargement thermique : 0.096$\pm$20%W.g^{-1} 600min après le début de l'accident.

Conclusions issues de l'analyse de la paroi de cuve :

- Des criques et des fissures ont été constatées dans le beurrage mais elles n'ont pas propagé dans l'acier de base.
- La distribution de température autour du point chaud elliptique de 1mx0.8m est présentée sur la figure 1.6 page suivante. La surface interne du matériau de base a atteint 1100°C, le gradient de température à travers la paroi au niveau de ce pic est de 2 à 4°C.mm^{-1} ($\equiv$100$\pm$50°C). Le pic de température a été atteint pendant 30min avant le refroidissement. La vitesse de refroidissement était de 10 à 100°C.min^{-1} au moment de la transformation de phase (727-850°C). L'hypothèse avancée pour expliquer un refroidissement si rapide par rapport au refroidissement lent du bain de corium fondu, est la formation d'un jeu entre la paroi de la cuve et la croûte isolante qui aurait permis le passage d'eau ou de vapeur d'eau (pas d'adhérence observée entre la croûte et le fond de cuve).

1.3.2.3 Marge d'intégrité de la cuve

Quatre modes de défaillance de la cuve ont été investigués :

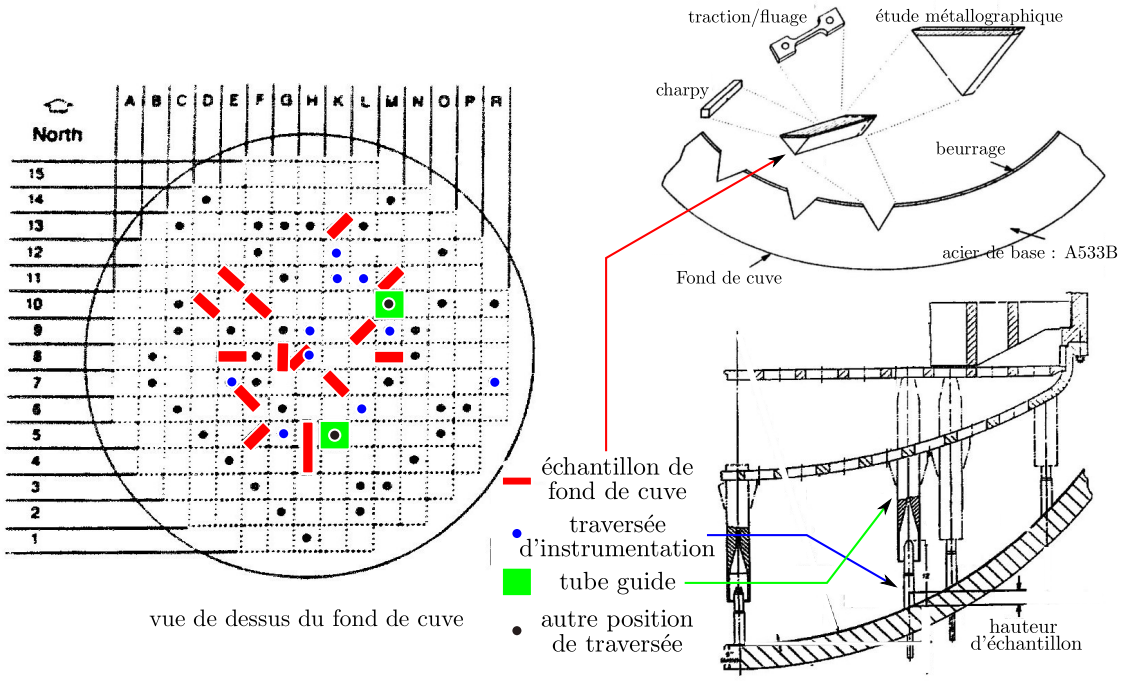


FIG. 1.4: TMI-2 : Position des échantillons [OEC 93]

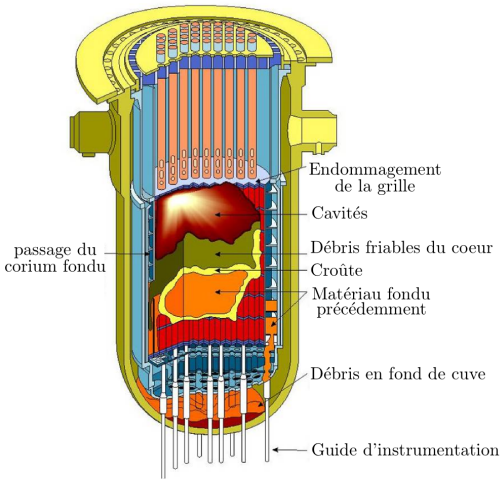


FIG. 1.5: TMI-2 : État de la cuve à la fin de l'accident [OEC 93]

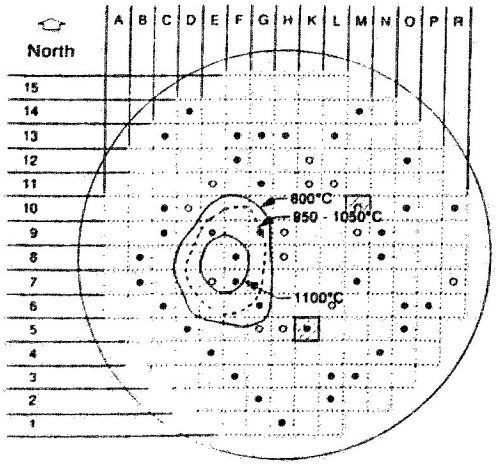


FIG. 1.6: TMI-2 : Distribution de température de la surface interne du fond de cuve [OEC 93]

- Rupture des tubes guides d'instrumentation hors cuve : Très large marge de sécurité, mode de défaillance à éliminer.
- Expulsion des tubes. Pour que ce phénomène ait lieu il faut soit que les soudures entre les tubes et la paroi fondent ce qui n'était pas le cas durant l'accident, soit que les soudures se rompent par fluage ou par instabilité plastique. Les analyses ont montré que ce mode de défaillance était aussi à éliminer.
- Rupture globale de la cuve par fluage.
- Rupture localisée de la cuve par fluage.

Les deux derniers modes de défaillance sont critiques car les calculs n'ont pas montré de marge d'intégrité de la cuve. Cependant, les analyses n'étaient pas encore totalement représentatives et plutôt pessimistes.

1.3.3 Bilan

Le scénario d'accident grave étudié comporte la fusion du coeur du réacteur et l'épanchement des produits de cette fusion en fond de cuve sous la forme d'un bain de corium fondu. Le bain de corium fondu est très calorifique et chauffe localement la paroi du fond de cuve ce qui se traduit par une altération du comportement du matériau qui devient hautement viscoplastique (et pourrait même subir une fusion). Dans le même temps, la cuve est soumise à une pression interne d'au moins 0.9MPa. La cuve peut alors se rompre par fluage.

Le comportement du fond de cuve dépend très fortement de sa température. Ce chargement est lui même très dépendant du comportement du corium et de sa stratification qui restent encore peu prévisibles et très dépendants du scénario. Les seules données à disposition sont celles de l'accident TMI-2, pour lequel la température superficielle de la paroi a atteint 1100°C pendant 30min avec un gradient dans l'épaisseur de 2 à 4°C.mm^{-1} sur un point chaud elliptique de 1mx0.8m.

1.4 Principales simulations expérimentales existantes

Les programmes d'essais LHF-OLHF ((OECD) Lower Head Failure) et ARVI (Assessment of Reactor Vessel Integrity) s'inscrivent dans le cadre de résolution de problématiques de rupture du fond de cuve par fluage issues de l'accident TMI-2.

L'objectif commun des programmes d'essais LHF (Lower Head Failure, 1994-1998, Laboratoire Sandia), OLHF (OECD Lower Head Failure, 1998-2002, Laboratoire Sandia) et FOREVER (qui font parti du programme ARVI) est de caractériser le mode, le temps et la taille de la fissuration du fond de cuve dans les conditions de différents scénari d'accident grave.

1.4.1 LHF-OLHF

1.4.1.1 Modélisation

La modélisation vise à reproduire sur des éprouvettes le comportement de la cuve jusqu'à sa fissuration sous des chargements thermique et mécanique représentatifs d'un accident grave.

LHF [CHU 98, BUC 01a, BUC 01b]

Les éprouvettes sont réalisées en acier SA533B1 (acier des cuves REP américains). Elles reproduisent le fond de cuve hémisphérique d'un REP à l'échelle 1/4.85.

Les conditions de chargement accidentel sont simulées en terme de pression interne d'argon et de flux de chaleur.

En gardant le rapport entre le rayon et l'épaisseur de la paroi de la cuve, l'équivalence des contraintes, entre le cas réel et la maquette, à pression interne donnée, est assurée.

Le chargement thermique est appliqué par un chauffage résistif (pour les trois premiers essais) ou par rayonnement (pour les 5 suivants). Le flux de chaleur est mis à l'échelle proportionnellement au rapport de réduction géométrique pour obtenir le même temps de fluage et de rupture que dans le cas réel. La réduction du flux de chaleur entraîne cependant une diminution du gradient de température dans l'épaisseur de la paroi.

Un chargement typique s'effectue, schématiquement, à pression d'argon constante pour une élévation de température comprise entre 1-4$K.min^{-1}$ jusqu'à rupture.

Le programme d'essais a été conçu pour examiner les effets de la distribution spatiale de la température, les effets de la pression, les effets de la présence d'éléments de structure tels que les tubes guides sur les déformations et la rupture de la cuve.

Les trois cas de distribution de température sont :

- Uniforme : cas de référence pour une relocalisation progressive du corium fondu en fond de cuve
- Point chaud au centre : cas de l'accident TMI-II
- Point chaud sur un côté : cas d'un bain de corium emprisonné en fond de cuve

Les trois cas de chargement en pression sont :

- 5MPa : pression modérée dans la cuve
- 10MPa : pression importante dans la cuve
- Un transitoire de 7.7 à 10MPa : effet de la projection d'eau sur le bain de corium fondu

Huit essais ont été réalisés pour cette campagne.

OLHF [BEN 00a, BEN 00b, HUM 02, OLI 02]

Tout comme les essais LHF, les éprouvettes sont réalisées en acier SA533B1 reproduisant les cuves de REP américain à l'échelle 1/4.85 (figure 1.7 page 16).

La principale différence réside dans l'augmentation de l'épaisseur de la paroi (d'un facteur 2.6) pour obtenir un gradient de température de 200 à 400K dans l'épaisseur. Ainsi, l'effet du gradient de température sur la redistribution des contraintes dans la paroi est

étudié. Le chargement thermique est apporté par rayonnement et la pression est appliquée à l'aide d'argon.

Un chargement typique s'effectue, schématiquement, à pression d'argon constante pour un chargement de température de $12K.min^{-1}$ à partir de 800K jusqu'à rupture.

Le programme d'essais a été conçu pour examiner les effets de la pression et les effets de la présence d'éléments de structure sur les déformations et la rupture de la cuve dans le cas d'une distribution de température uniforme.

Le chargement en pression doit être mis à l'échelle, du fait de la modification du rapport du rayon sur épaisseur de la paroi, de façon à obtenir la même contrainte de membrane que dans le cas réel. Le chargement en pression équivalent est plus faible que dans les essais LHF afin d'étudier des stratégies de gestion d'accident comprenant la dépressurisation de la cuve par des sécurités :

- 5MPa : pression modérée dans la cuve
- 2MPa : pression faible dans la cuve
- Un transitoire de 2 à 5MPa

Quatre essais ont été réalisés pour cette campagne.

1.4.1.2 Instrumentation des essais OLHF

Le transfert d'énergie du bain de corium fondu à la paroi de la cuve a été simulé par rayonnement d'un suscepteur en graphite chauffé par induction (figure 1.8 page suivante). La température est acquise sur les surfaces internes et externes de la maquette à l'aide de thermocouples de type K et C. La position des thermocouples est repérée à l'aide de coordonnées azimutales. Ils sont disposés suivant 4 rangées en longitude et tous les 10° en latitude. La distribution de température est aussi obtenue à l'aide d'une caméra infrarouge. Les données en température dans la paroi sont calculées à l'aide d'une analyse thermique axisymétrique.

La cuve est pressurisée à l'aide de 11 bouteilles d'argon. La pression est asservie à l'aide d'une vanne et de plusieurs capteurs de pression pendant toute la durée de l'essai.

L'histoire de la déformation de la cuve est obtenue par mesure de l'extension et de la contraction de cables fixés sur la cuve à l'aide de capteurs de déplacement Celesco. Trois câbles par point de mesure ont été utilisés pour avoir le déplacement dans chaque direction spatiale. 5 caméras (30 images par seconde) ont aussi été utilisées dans cette optique.

La vitesse de propagation de la fissure est obtenue à l'aide d'une caméra numérique rapide.

Une mesure de l'épaisseur de la paroi avant et après essai a été réalisée à l'aide d'une jauge d'épaisseur à ultrason sur un maillage tous les 10° de chaque coordonnée azimutale.

1.4.1.3 Résultats

A propos de la rupture Les deux programmes d'essais LHF et OLHF conduisent à des ruptures localisées (figure 1.9 et 1.10 page suivante). La fissure initie au niveau du point

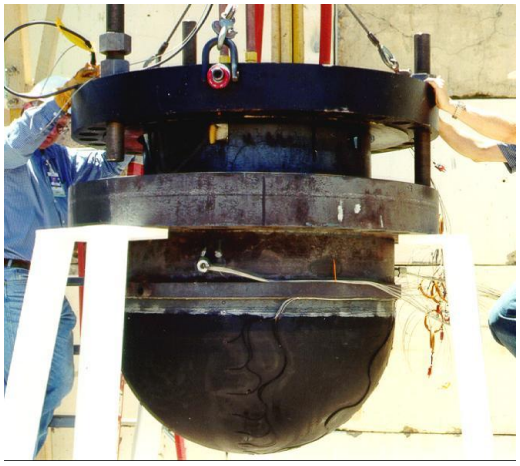


FIG. 1.7: OLHF : maquette [OLI 02]

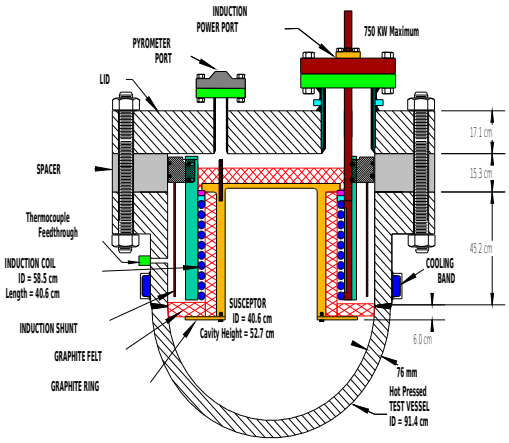


FIG. 1.8: OLHF : schéma de l'instrumentation des éprouvettes [OLI 02]



FIG. 1.9: Essais OLHF_2 [OLI 02]



FIG. 1.10: Essais OLHF_2 : zoom sur la propagation de fissure [OLI 02]

où le rapport contrainte de membrane ramenée à la limite à rupture est le plus important. Dans le cas d'une répartition de température uniforme, le rapport est le plus important au niveau des points où la paroi est la plus mince (contrainte de membrane plus élevée). Dans le cas d'une répartition de température non uniforme, la rupture s'effectue au niveau du point chaud (contrainte à rupture abaissée du fait de la modification de comportement du matériau à haute température).

Une repressurisation à haute température provoque des fissurations plus énergétiques et donc une taille de brèche plus importante.

Un gradient de température important dans la paroi conduit à des ruptures à des températures plus élevées. La prise en compte du gradient de température démontre l'importance de la redistribution des contraintes dans la paroi.

Une étude métallurgique et comportementale de l'acier SA533B1 des essais LHF et OLHF a montré que pour une même spécification, le comportement à fissuration à haute température (>1000K) est différent. Le faciès de rupture de l'acier des essais LHF est fragile à haute température alors que celui des essais OLHF est ductile. Le CEA, responsable de cette étude, a conclu que la différence peut être attribuée à une proportion dix fois plus importante de souffre dans le matériau des essais LHF bien que les deux matériaux soient conformes à la spécification SA533B1.

Il est important de préciser que les résultats en terme de taille de fissure ne peuvent être transposés directement au cas réel car l'énergie de chargement n'a pas été mise à l'échelle (la dépressurisation pendant la fissuration dépend du volume de gaz).

A propos des déformations globales à rupture La valeur de déformation globale à rupture est d'environ 30% dans le cas où il n'y a pas de tubes guides (éléments de structure) soudés à la cuve.

Dans le cas de la présence de tubes, la rupture a lieu au niveau des points de soudure des crayons à des déformations globales d'environ 10%.

1.4.2 FOREVER

Les essais FOREVER font partie du programme ARVI (Assessment of Reactor Vessel Integrity [SEH 99, SEH 03, SEH 05, ALS 05]). En plus de l'objectif commun avec les essais LHF-OLHF, ils ont pour but de simuler (expérimentalement et numériquement) l'interaction thermique entre le bain de corium fondu et le fond de cuve.

1.4.2.1 Modélisation et instrumentation

Les éprouvettes des essais FOREVER sont une réplique d'une cuve de REP à l'échelle 1/10 (figures 1.12 et 1.13 page 19). La partie utile de l'éprouvette est le fond de cuve hémisphérique fabriqué soit en acier de cuve américain (SA533B1), soit en acier de cuve français (16MND5). Le fond de cuve (partie utile) est soudé à une partie cylindrique en acier (15Mo3).

Le flux de chaleur émis par le bain de corium fondu est simulé par chauffage résistif (jusqu'à 45 kW) d'un sel binaire (70wt-%CaO, 30wt-%B_2O_3) dont la température de fusion est de 1000°C. Cet appareillage permet d'obtenir une convection naturelle du bain de sel fondu. Le bain de sel peut atteindre 1200°C ce qui provoque un échauffement de la paroi variant de 600°C à 950°C. Une fois l'équilibre thermique atteint, la cuve est pressurisée à 2.5MPa ce qui correspond à un scénario où la pression est modérée au sein de la cuve.

La mise à l'échelle avec le cas du réacteur allemand KONVOI est décrite sur la figure 1.11 page suivante.

Les températures internes et externes sont mesurées à l'aide de 34 thermocouples disposés à différents angles sur la cuve. Le système d'attache des thermocouples ne permet pas d'obtenir la température réelle au niveau de la paroi. Des développements numériques ont dû être mis en oeuvre pour extrapoler les températures mesurées à celles voulues. La validité de la mesure de température est donc discutable. Un capteur de pression est aussi intégré. 22 capteurs de position permettent de suivre l'évolution de 11 points sur la cuve (placés symétriquement par rapport à l'axe)..

1.4.2.2 Résultats

3 essais de fluage sur 5 sont valides jusqu'à rupture avec une fissuration dans la zone utile de l'éprouvette (sous la ligne de soudage) :

- EC2 : matériau français 16MND5, bain initial juste en dessous du cordon de soudure
- EC3B : matériau français 16MND5, présence de tubes guides, bain initial plus bas que la ligne de soudure
- EC4 : matériau américain S355B1, présence de tubes guides, bain initial plus bas que la ligne de soudure

Lors de l'essai EC2, la cuve a subi des déformations totales à rupture de 13% maximum et la zone où les déformations maximales se sont produites était située à 40-60° du point bas de la cuve. La fissuration a cependant initié à 73° du point bas du fond de la cuve (50cm en dessous du cordon de soudure) après une mise en pression de 3.5H. Cette position correspond à la latitude chaude de la cuve (figures 1.15 et 1.14 page ci-contre). La fissure s'est étendue de 64° le long de la circonférence. Il est à noter que le niveau du bain a baissé de quelques centimètres du fait de gonflement (25 à 30%) de la cuve (figure 1.15 page suivante). Moins de la moitié du bain fondu s'est donc échappé de la cuve.

L'essai EC3B a eu une fissuration similaire du point de vue de sa localisation (pas de fissuration au niveau des tubes guides car ils ne sont pas disposés au niveau du point chaud).

Parameter	FOREVER	KONVOI	Scaling
Geometry			
Vessel shape	hemispherical lower head fixed to a cylinder		
Internal radius [m]	0.19	2.5	1:12.5
Wall thickness of lower head [m]	0.015	0.15	1:10
Melt volume [m^3]	0.014	32.5	1:2300
Surface-volume ratio [m^{-1}]	24	1.8	1:0.08
Material properties			
Density of wall (steel) [kg/ m^3]	7850	7850	1:1
Density of melt (corium) [kg/ m^3]	2500	8000	1:3.2
Thermal boundary conditions			
Total heat generation in the pool [MW]	0.038	29.6	1:780
volumetric heat generation density [MW/m^3]	2.7	0.91	1:0.33
internal Rayleigh-number [-]	10^{10}	10^{17}	$1:10^7$
wall surface heat flux at homogeneous distribution [kW/m^2]	112	500	1:4.5
theoretical temperature difference over vessel wall without melting/ablation [K]	56	2500	1:45
temperature difference over vessel wall with melting/ablation [K]	56	1200	1:21
Mechanical loading			
theoretical stress induced by the temperature difference with melting/ablation [MPa]	11	227	1:21
Weight of melt and vessel [Mg]	0.065	310	1:4800
Membrane stress by weight [MPa]	0.034	1.26	1:37
Internal pressure [MPa]	2.5	2.5	1:1
Membrane stress by pressure [MPa]	32	42	1:1.3

FIG. 1.11: FOREVER : mise à l'échelle avec le réacteur KONVOI allemand [ALS 05]



FIG. 1.12: FOREVER : maquette [ALS 05]

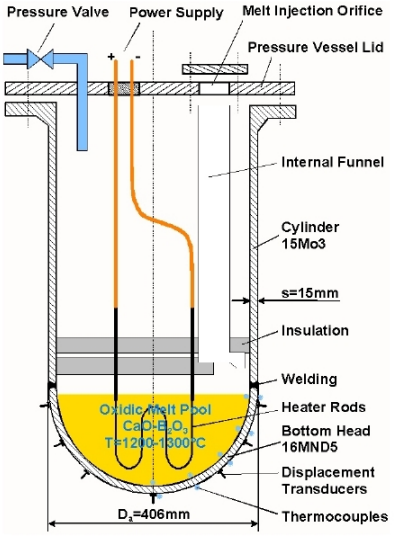


FIG. 1.13: FOREVER : schéma de l'instrumentation des éprouvettes [ALS 05]

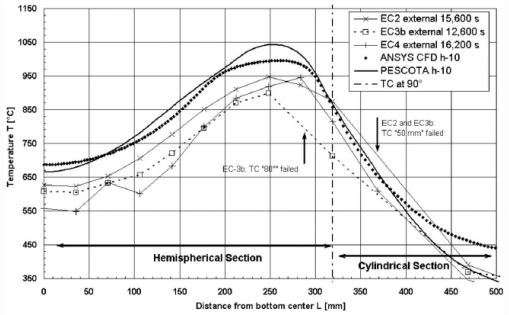


FIG. 1.14: FOREVER : distribution thermique de la maquette lors de l'essai [ALS 05]



FIG. 1.15: FOREVER : rupture de l'éprouvette [ALS 05]

1.4.3 Bilan

1.4.3.1 Les avancées

Les essais LHF et OLHF sont des essais de référence très complets du point de vue des choix de modélisation et de leur instrumentation.

Ils ont permis de souligner de nombreuses difficultés :

- L'influence du chargement mécanique sur la propagation de la fissure inhérent au choix du scénario étudié.
- La variabilité non négligeable du comportement du matériau à haute température (>1000K) pour des variations chimiques très faibles de deux matériaux répondant à la même spécification.
- Une dispersion importantes des tailles de fissure. L'hypothèse retenue pour expliquer ces dispersions est basée sur la variabilité du comportement du matériau.
- L'influence d'un gradient de température dans la paroi sur la redistribution des contraintes
- L'influence de l'ajout de tubes guides sur le comportement globale de la cuve et sur la localisation de la fissuration. Dans le cas d'un chargement uniforme en température, la rupture se produit au niveau des soudures des tubes guides.

Les essais FOREVER ont permis d'étudier de façon plus précise la convection du bain de corium fondu dans la cuve et ainsi de caractériser l'échange de chaleur entre la paroi et le bain. Ils nous instruisent sur la distribution de température de la paroi du fond de cuve et donc sur la localisation de l'initiation de la fissure (la latitude chaude). Il est pourtant important de noter que la modélisation du bain de corium fondu reste discutable car très simplifiée [SEI 07, BEC 08].

1.4.3.2 Les manques

Aucun des deux programmes n'a mis en exergue des informations précises sur la propagation de la fissure.

Des essais complémentaires auraient été nécessaires pour étudier de façon plus précise l'influence de la variabilité du comportement du matériau selon sa nuance sur l'initiation et la propagation de la fissure.

la variabilité de comportement à haute température de l'acier de cuve français (16MND5) n'a pas été étudiée lors de ces programmes d'essais. Sur ce point, on peut, par ailleurs, citer le programme d'essai RUPTHER réalisé au CEA Saclay de 1995 à 1999, qui à partir de maquettes à l'échelle réduite (tubes pressurisés sous pression interne pour des températures de 700 à 1300°C) a étudié une nuance d'acier 16MND5 [DEV 94, GEN 99].

Les interactions chimique et mécanique du corium avec la paroi du fond de cuve n'ont pas non plus été traitées.

Aucun essai n'a pris en compte une mise à l'échelle du volume de gaz pressurisé dont dépend de façon prépondérante la propagation de fissure. Aussi la taille de brèche ne peut être transposée au cas réel.

1.5 L'acier de cuve français : 16MND5

Comme nous l'avons vu précédemment, l'hypothèse retenue à la fin des programmes d'essais LHF-OLHF pour expliquer la forte dispersion de taille de brèches était la variabilité du comportement du matériau américain à haute température. Or le matériau français 16MND5 (16MnNiMo5) a été développé à partir de l'acier américain SA302B. Sa microstructure dans son état de réception (après traitements thermiques effectués sur la structure ultérieurement à sa mise en forme), est un mélange de 60% de bainite[1] et 40% de ferrito-perlite[2]. Une photo de la microstructure est représentée sur la figure 1.16.

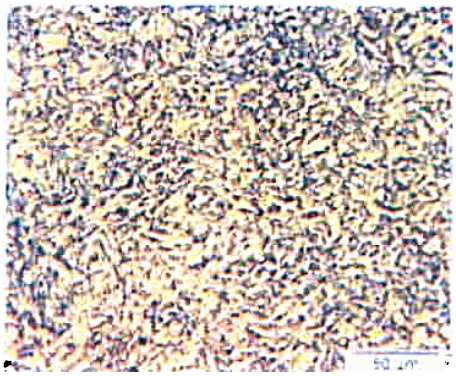


FIG. 1.16: État à réception d'un acier 16MND5 [GEN 07]

Ainsi de nombreuses études traitent de la caractérisation de l'acier 16MND5 à haute température et de sa variabilité de comportement. Une très bonne synthèse des travaux antérieurs à 2004 sur la caractérisation de cet acier a été réalisée par Benoît Vereecke lors de sa thèse [VER 04]. Il s'appuie sur différentes études pour présenter la conception de l'acier et son évolution [KIE , BOC 97, RCC], les procédés de fabrication [HOU 02], les transformations métallurgiques [BEC 91] et la plasticité de transformation [COR 01]. Il a par ailleurs effectué une synthèse des nombreux essais de caractérisation à haute température (800-1200°C) tel que des essais de traction [GEN 99, SES 97, SES 98b, BED 99] et des essais de fluages [GEN 99, SES 98a, BED 99, GEN 02] afin d'établir une loi de comportement élasto-viscoplastique endommageable qui prend en compte la variabilité du comportement à rupture du matériau (endommagement transgranulaire/intergranulaire). Nous pouvons compléter les données de caractérisation par des essais de traction et une étude de la microstructure réalisés par Jean-Marie Gentzittel (CEA) ultérieurement [GEN 05, GEN 06a, GEN 06b, GEN 07].

[1] ferrite durcie par des petits carbures de fer Fe_3C.

[2] mélange de ferrite (solution solide de fer à structure cristallographique cubique centrée) et de perlite (mélange de ferrite et de carbure de fer).

1.5.1 Variabilité du comportement à haute température suivant sa nuance

Une classification des nuances d'acier 16MND5 a été élaborée à partir des modes de fabrication des fonds de cuve et surtout de l'évolution de composition chimique [FRA]. Une décomposition en 5 grandes familles a été retenue qui suit partiellement la puissance et la taille de la cuve du réacteur (tableau 1.2), chaque famille peut aussi être classée en fonction de sa teneur en soufre et en aluminium.

Puissance du réacteur	1400MW	1300MW	1300MW	900MW	900MW
Nombre de cuves	4	15	5	28	6
Type	NPY	PQY-DPY	PQY	CPY	CP0
Soufre (%pds)	faible [0.003-0.005]	faible/moyen [0.004-0.008]	moyen [0.005-0.007]	moyen/élevé [0.005-0.011]	élevé [0.007-0.0013]
Aluminium (%pds)	[0.013-0.016]	[0.015-0.031]	[0.022-0.024]	[0.021-0.025]	[0.022-0.022]
Ex. Acier	A "Rupther"	E	B "krakatoa"	D	C

TAB. 1.2: Classification des nuances d'aciers 16MND5 [GEN 07]

A partir des résultats d'essais de traction sur les matériaux Rupther, Krakatoa, et la nuance C (CP0), un creux de ductilité (caractérisé par la striction à rupture Z, cf figure 1.17) a été mis en évidence pour les nuances Krakatoa et C. Pour une même nuance, ce creux de ductilité est dépendant de l'histoire thermique, et parfois de la vitesse de sollicitation.

Lorsque la rupture a lieu pour une valeur importante de striction, l'observation des faciès de rupture permet d'identifier nettement un mécanisme de rupture transgranulaire ductile.

Lorsque la rupture a lieu pour des valeurs plus faibles de striction, le faciès présente un aspect de rupture fragile intergranulaire caractéristique d'essais de fluage. Il est remarquable que ce mode d'endommagement est également observé pour de fortes contraintes appliquées, alors que ce type d'endommagement apparait généralement pour des contraintes de fluage faibles avec des temps à fluage longs. La rupture est liée à l'effet combiné des précipités de nitrure d'aluminium AlN et de sulfure de manganèse MnS. Les premiers agissent pour bloquer les joints de grain (ils inhibent le glissement intergranulaire et la migration du joint) et les seconds sont des sites de germination et de croissance de cavités. La précipitation des sulfures de manganèse est évidemment directement liée à la teneur en soufre des aciers. Il semble de plus que la précipitation des nitrures d'aluminium soit également directement liée à la teneur en soufre des aciers [GEN 07].

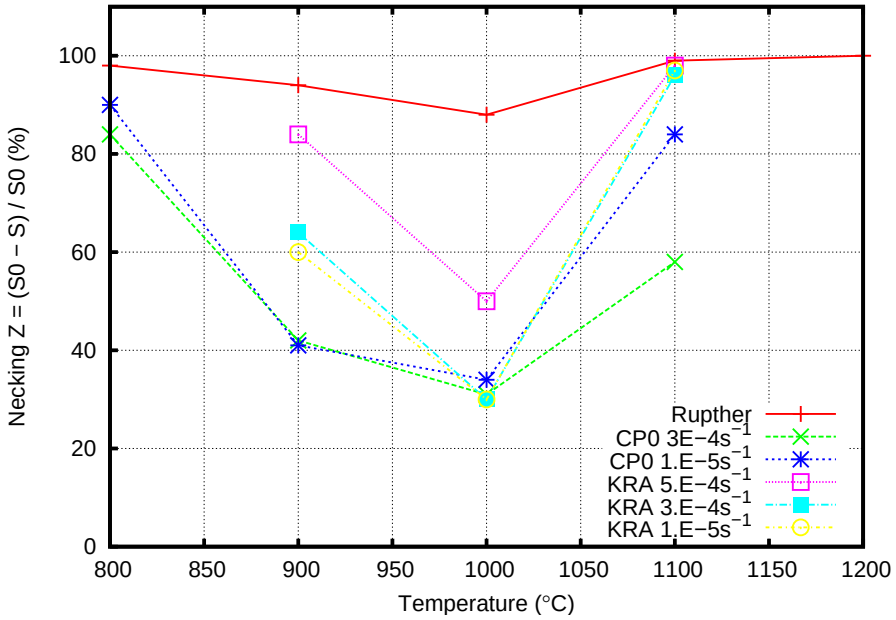


FIG. 1.17: Mise en évidence du creux de ductilité [GEN 07]

1.5.2 Variabilité du comportement local dû au procédé de fabrication

Les étapes successives de fabrication ont été décrites par M. Houzé [HOU 02]. Elles comportent :

- Coulée en lingot plein ou creux.
- Plusieurs opérations de forgeage.
- Plusieurs traitements thermiques.

Malgré le savoir-faire des forgerons, cette gamme induit inévitablement des variations de la composition chimique de la microstructure à l'intérieur d'une même cuve et surtout dans l'épaisseur. La principale cause d'hétérogénéité est due au phénomène de ségrégation lors de la solidification du lingot initial.

Ce phénomène est à l'origine de zones plus ou moins riches en éléments d'alliages dites veines sombres, déformées (allongées) par les opérations de forgeage, occupant des positions différentes dans l'épaisseur de la virole.

Les différences de composition du matériau dans ces veines sombres conduisent à des propriétés mécaniques différentes (dureté Hv5kg=250 à comparer à une dureté moyenne Hv5kg=200). [VER 04]

Cependant, ce type d'hétérogénéité chimique est secondaire par rapport aux écarts entre différents matériaux de cuve. En effet, la reproductibilité des résultats mécaniques de Jean Marie Gentzbittel [GEN 05, GEN 06a, GEN 06b, GEN 07] est bonne, même en prélevant des éprouvettes suivant des orientations différentes dans la débouchure.

1.5.3 Bilan

Les essais LHF-OLHF ont montré des modes de ruptures et des tailles de brèches très différentes pour des nuances d'acier répondant à la même spécification. Des essais de caractérisation de différentes nuances de l'acier français 16MND5 ont montré une variabilité identique avec la mise en évidence d'une rupture beaucoup plus précoce pour certaines nuances et pour une température donnée. Ainsi, un creux de ductilité peut être observé dans la gamme de 900 à 1000°C. Une hypothèse d'ordre métallurgique a été émise pour expliquer cette variabilité de comportement à fissuration. Les analyses chimiques et métallurgiques ont suggéré que des éléments présents en trace (MnS, AlN) sont responsables de cette fragilisation. Elle dépend principalement de la concentration en soufre de la nuance mais aussi de l'histoire thermique (taille de grain initiale induite par d'éventuels traitements thermiques [SES 98a], température d'essai) et parfois de la vitesse de chargement (ou de la contrainte appliquée pour les essais de fluage).

Par conséquent, il semble important de prendre en compte cette variabilité de comportement dans le cadre des problématiques d'accident grave.

1.6 Conclusion

En résumé, l'étude porte sur un scénario hautement hypothétique d'un accident grave dans un réacteur à eau pressurisée comportant la fusion du coeur du réacteur. Le corium, produit de cette fusion est un mélange d'oxydes et de matériaux de structure fondus. Il vient s'épancher en fond de cuve et former un bain fondu très calorifique. Il chauffe localement la paroi de la cuve à des températures supérieures à 900°C. Ainsi le matériau du fond de cuve devient viscoplastique. Dans le même temps, la pression interne de la vapeur d'eau dans la cuve vaut au moins 0.9MPa (pression de sécurité). Par conséquent, une rupture de la cuve peut se produire par fluage. Le temps à rupture, la taille de la brèche ainsi que sa localisation sont des paramètres très importants pour la gestion de l'accident hors cuve.

Des modèles expérimentaux très complets ont montré une grande disparité de la taille de brèche. L'hypothèse alors formulée est l'influence de la variabilité du comportement à rupture de l'acier de cuve américain. Cependant, cette variabilité n'a pas été prise en compte dans le plan d'expérience de ces programmes.

L'acier de cuve français (proche de l'acier américain), présente aussi une grande variabilité du comportement à rupture pour une très faible variation de la proportion de soufre. L'histoire thermique (taille de grains issue des traitements thermiques, température d'essai...) et la vitesse de chargement ont aussi une influence sur cette variabilité. Une classification de la nuance d'acier de cuve française suivant sa proportion en soufre a donc été réalisée. Dans le cadre des traitements thermiques réalisés lors de la fabrication des cuves, des caractérisations approfondies du comportement de deux de ces nuances ont été effectuées. La nuance Ruptherest ductile à chaud quelles que soient la température d'essai et la vitesse de sollicitation. La nuance Krakatoa présente un creux de ductilité sur une gamme de température allant de 900 à 1100°C plus ou moins marqué suivant la

vitesse de sollicitation.

Ainsi, des essais représentatifs des conditions de l'accident grave doivent être menés pour étudier la validité de l'hypothèse de variabilité du comportement du matériau suivant sa nuance. Ils doivent aussi permettre de caractériser de façon plus précise la rupture et la dépressurisation de la cuve.

Chapitre 2

Essais biaxiaux représentatifs des conditions thermo-mécaniques d'un accident grave [TAR 09d, TAR 09e]

Sommaire

2.1 Introduction 28
2.2 Modélisation expérimentale 29
2.2.1 Éprouvette 29
2.2.2 Matériau 29
2.2.3 Chargements 31
2.2.4 Bilan 34
2.3 Dispositif expérimental 36
2.3.1 Éprouvette 36
2.3.2 Banc d'essai 36
2.3.3 Déroulement d'un essai 40
2.4 Essais 42
2.4.1 Dépouillement des essais 42
2.4.2 Observations globales 44
2.5 Initiation et propagation de la fissure 49
2.5.1 Initiation de la fissure 49
2.5.2 Propagation de la fissure 51
2.6 Conclusion 58

2.1 Introduction

Ce chapitre traite de la conception et de la réalisation d'essais de chargements mécaniques biaxiaux représentatifs des conditions thermo-mécaniques d'un scénario d'accident grave comportant la fusion du coeur du réacteur et l'épanchement d'un bain de corium fondu (produit de cette fusion) en fond de cuve. Ces essais doivent être analytiques dans le sens où ils doivent être suffisamment simplifiés et bien instrumentés pour être simulés numériquement par la suite.

Nous nous focalisons particulièrement sur la caractérisation du comportement à rupture par fluage de deux nuances d'acier de cuve française dans les conditions de l'accident. Cette caractérisation comprend la détermination :

- des seuils d'initiation de la fissure (temps, déformations)
- de la vitesse de propagation de la fissure
- de la dépressurisation qui dépend de la variation de l'aire fissurée au cours du temps.

Le plan d'expérience comprend, à chargement mécanique constant, l'étude de l'influence de la température et de la nuance de l'acier 16MND5 sur la propagation de la fissure.

Des essais sur éprouvettes plates ont été mis en place préalablement au dispositif expérimental décrit dans ce chapitre. Ces essais, bien que moins élaborés, ont été initiateurs de la démarche expérimentale. Pour plus de détails, le lecteur pourra se référer à [TAR 07b, TAR 07a, TAR 06]. De même, des essais de validation sur tubes pressurisés en acier A60 ont été présentés dans [TAR 09c, TAR 08].

La première partie traite des choix de modélisation. Les similitudes et la mise à l'échelle entre les conditions des essais et les conditions réelles seront développées, mais les limites du modèle expérimental sont aussi mises en évidence.

Dans la seconde partie, le dispositif expérimental qui a été conçu dans le cadre de ce programme d'essai, est détaillé.

Dans une troisième partie, le dépouillement des essais est présenté. Une validation du banc d'essai est aussi apportée.

Enfin, la dernière partie traite des résultats en termes d'initiation et de propagation de fissure. Elle met en évidence, dans les conditions des essais, les paramètres influant au premier ordre sur la fissuration. Les essais ne correspondent pas exactement aux choix de modélisation initiaux du fait d'un imprévu dans le fonctionnement du circuit pneumatique du dispositif expérimental dont les conséquences ont été mises en évidence après la rédaction de ce manuscrit. Cependant, une discussion sur la transposabilité du modèle expérimental vis-à-vis du cas réel est menée aux lumières des résultats des essais.

2.2 Modélisation expérimentale

2.2.1 Éprouvette

Pour des raisons pratiques, le suivi de la propagation est plus facile à mettre en oeuvre sur une éprouvette tubulaire (figure 2.1 page suivante) plutôt qu'hémisphérique (plus représentative du fond de cuve). La zone utile de l'éprouvette est constituée d'un tube de rayon interne 11.2mm, d'épaisseur 0.8mm et de hauteur 10mm. Ces dimensions correspondent à un rapport entre rayon intérieur et épaisseur similaire au cas réacteur. Le rayon de congé reliant la partie utile de l'éprouvette à la partie qui réalise l'encastrement avec les mors vaut 100mm. Nous avons choisi un rayon de congé important pour limiter l'influence du congé sur l'état de contrainte en zone utile de l'éprouvette.

Aucun élément de structure simulant les tubes guides d'instrumentation (voir figure 1.3 page 8) n'est soudé dans la zone utile de l'éprouvette. Ainsi nous nous concentrons sur les modes de défaillances globales ou localisées de la cuve par fluage présentés dans la section 1.3.2.3 page 11. Ce choix est représentatif d'un champ de température pour lequel la latitude chaude est située en surface du bain de corium fondu qui immerge complètement les traversées d'instrumentation des tubes guides (voir section 1.4.2 page 17 et [SEI 07]). En effet, les résultats des essais FOREVER ont montré que la rupture de la cuve par fluage se situe au niveau de la partie la plus chaude (partie haute du bain du fait de la convection), et ce même lors de l'ajout d'éléments de structure simulant les tubes guides dans la partie basse du fond de cuve. Si les tubes guides ont une influence sur la déformation globale de la cuve, la rupture s'effectue dans une zone non fragilisée par leur présence. Le comportement local de la zone n'est pas influencée par la présence des tubes guides dans le bas du fond de cuve.

2.2.2 Matériau

Pour prendre en compte la variabilité de comportement à rupture de l'acier 16MND5 (voir section 1.5.1 page 22), deux nuances d'acier de cuve française 16MND5 sont étudiées (voir tableau 2.1 page suivante). Dans le cadre des traitements thermiques effectués lors de leur fabrication, la nuance Ruptther a un comportement ductile (endommagement ductile transgranulaire) à chaud (>900°C) alors que la nuance Krakatoa (coulée 14233/23300) présente un creux de ductilité (endommagement intergranulaire) dans une plage de température de 900 à 1100°C.

Le brut provient de tubulures mises de côté au moment de la réalisation. Ainsi, la fragilisation du matériau sous l'influence de l'irradiation n'est pas prise en compte ici. En effet, le principal effet de l'irradiation des aciers de cuve par les neutrons est une fragilisation progressive du matériau. Cette fragilisation est principalement due à l'accumulation dans le réseau cristallin de défauts ponctuels lacunaires et/ou interstitiels. Or ces défauts peuvent diffuser dans la matrice selon une cinétique activée thermiquement. Cette propriété est mise à profit dans les techniques de recuit qui permettent, par un maintien à haute température, d'effacer les dommages d'irradiation pour retrouver un comportement

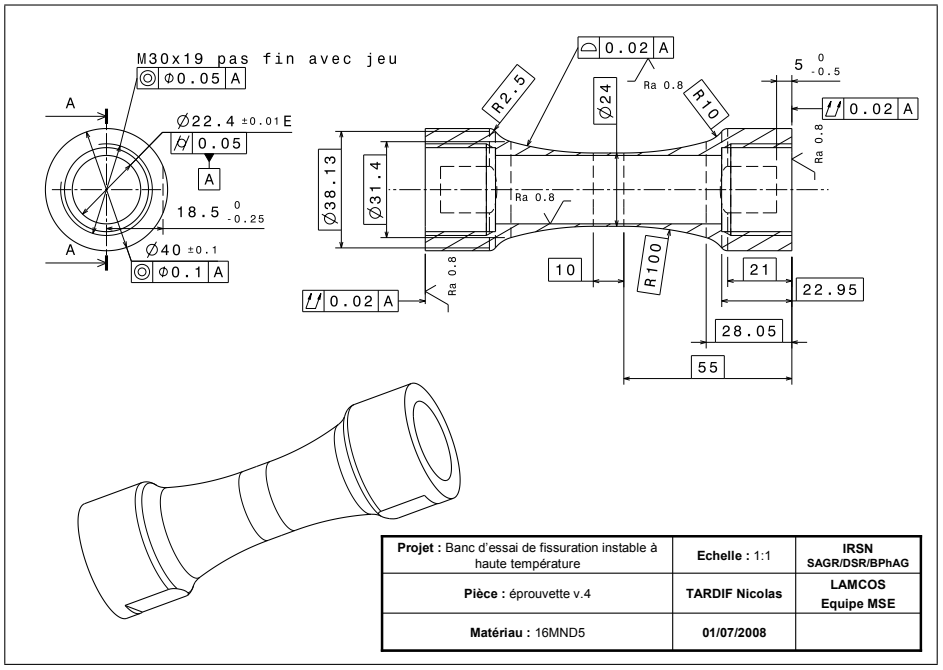


FIG. 2.1: Géométrie de l'éprouvette

Krakatoa														
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	Co	Nb	B	H (ppm)
140	160	1310	10	7	790	190	490	7	50		10			
Rupther														
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	Co	Nb	B	H (ppm)
170	250	1440	4	2	750	200	510	4	10	16	4	1	0.1	0.9

TAB. 2.1: Analyse chimique des deux nuances de l'acier de cuve 16MND5 en millième de % massique (le solde correspond au fer) [MAT 06]

du matériau proche du matériau non irradié. De très nombreuses études ont été réalisées dans ce domaine, notamment pour l'extension de la durée de vie des premiers réacteurs à eau pressurisée, pour lesquels le phénomène avait été sous-estimé (principalement dans les VVER russes). Schématiquement, lors d'un recuit, les propriétés mécaniques sont restaurées au bout d'un certain temps de maintien, fonction de la température du recuit. Au-delà de 600°C, les temps de maintien nécessaires deviennent très courts (de l'ordre de l'heure). Par ailleurs, lorsque l'on atteint la température TAC1 (début de la transformation de phase ferrite - austénite, 727°C pour le 16MND5), la transformation de la structure cristallographique de l'acier efface les modifications induites par l'irradiation. En définitive, dans le cadre de la problématique accident grave, aux températures où le fluage devient sensible et la rupture de la cuve envisageable, les effets de l'irradiation ont été effacés, d'abord par le recuit, puis ensuite par l'austénitisation de l'acier [CEA , SAJ 09].

Cependant, l'état de surface du réacteur dans le cas réel n'est sûrement pas aussi bon que celui des essais, d'autant plus que d'autres mécanismes peuvent induire des microfissures de surface (fatigue thermique, corrosion par l'eau...).

En comparant la valeur de la taille de grain des aciers 16MND5 ($20\mu m$) à l'épaisseur de l'éprouvette (0.8mm), nous considérons que le volume élémentaire représentatif, qui garantit un comportement homogène du matériau, est respecté.

Par ailleurs, du fait de la forte réduction géométrique, nous ne prenons pas en compte la variabilité de comportement dans l'épaisseur de la paroi induite par les phénomènes de ségrégation lors de la fabrication de la cuve. Rappelons que l'influence de ce phénomène sur le comportement du matériau est secondaire par rapport à l'influence de la nuance (section 1.5.2 page 23).

2.2.3 Chargements

2.2.3.1 Chargement thermique

Nous nous plaçons dans l'hypothèse où la distribution de température est uniforme sur une latitude du fond de cuve. La latitude la plus chaude est la plus proche de la surface du bain fondu (convection, voir section 1.4.2 page 17 et [SEI 07]).

Nous avons donc choisi de chauffer la zone utile de l'éprouvette de manière uniforme à 900 ou 1000°C. Nous considérons que ce chargement représente celui de la latitude la plus chaude. Il nous permet par ailleurs d'étudier l'influence du creux de ductilité de la nuance krakatoa sur la propagation de la fissure.

Par ailleurs, nous n'imposons pas de gradient de température dans l'épaisseur de l'éprouvette. L'influence de ce gradient sur la redistribution des contraintes dans la paroi a déjà été étudiée lors des essais OLHF (voir section 1.4.1.1 page 14).

2.2.3.2 Chargement mécanique

L'état de contrainte du fond de cuve, au début de l'accident (le fond de cuve n'ayant pas commencé à fluer), est caractérisé sur la figure 2.2. En considérant la géométrie de cuve des REP 1300MW, la contrainte principale de membrane maximale et le rapport entre la contrainte principale maximale et moyenne sont calculés près du rayon interne du fond de cuve par une analyse éléments finis en statique. La cuve est soumise à une pression interne de 2.5MPa et à un poids de corium de 241tonnes ($\rho = 7000 kg.m^{-3}$). Ce poids correspond au volume maximum de corium. La figure 2.2 page suivante montre que le poids du corium a une influence relativement faible sur l'état de contrainte du fond de cuve (axe gauche sur la figure). Nous pouvons aussi remarquer que le rapport des contraintes principales (axe droit sur la figure) est compris entre 1 et 1.6 suivant la position sur le fond de cuve.

Sous les hypothèses de parois minces, l'état de contrainte d'un tube de rayon R et

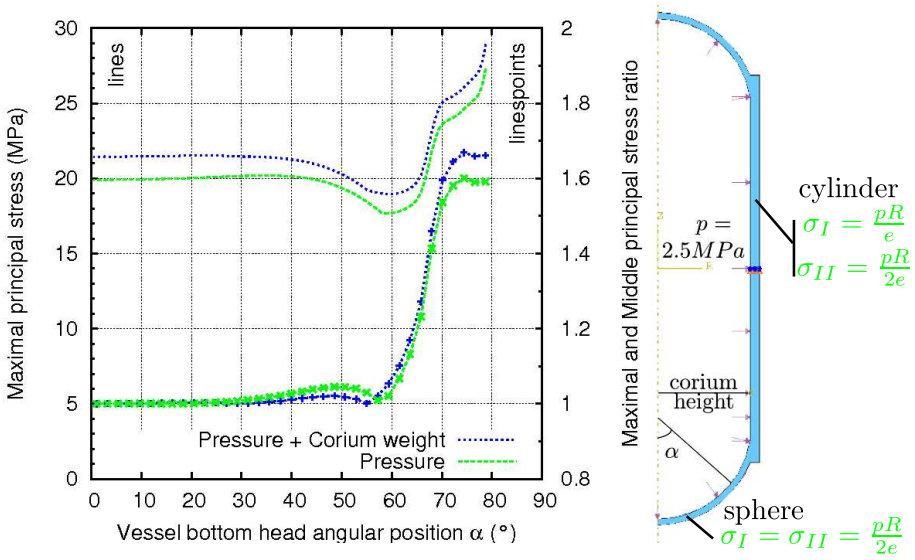


FIG. 2.2: État de contrainte du fond de cuve au début de l'accident

d'épaisseur e soumis à une pression interne, sans effet de fond, est le suivant :

$$\boldsymbol{\sigma} = \left| \begin{array}{ccc} p & 0 & 0 \\ 0 & \frac{pR}{e} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{array} \right|_{(\mathbf{e_r},\mathbf{e_\theta},\mathbf{e_z})}, \tag{2.1}$$

alors que nous avons vu précédemment que l'état de contrainte de la cuve varie de

$$\boldsymbol{\sigma} = \left| \begin{array}{ccc} p & 0 & 0 \\ 0 & \frac{pR}{2e} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{pR}{2e} \end{array} \right|_{(\mathbf{e_r},\mathbf{e_\theta},\mathbf{e_\phi})}, \tag{2.2}$$

dans le bas de la partie hémisphérique à

$$\boldsymbol{\sigma} = \left| \begin{array}{ccc} p & 0 & 0 \\ 0 & \frac{pR}{e} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{pR}{2e} \end{array} \right|_{(\mathbf{e_r},\mathbf{e_\theta},\mathbf{e_z})}, \tag{2.3}$$

dans la partie cylindrique.

Le choix d'une géométrie d'éprouvette tubulaire nous oblige donc à charger l'éprouvette biaxialement pour reproduire l'état de contrainte du fond de cuve. Il faut donc rajouter au chargement en pression du tube une contrainte de traction de telle sorte que $\sigma_{zz} = k.\sigma_{\theta\theta}$ avec $k \geq 1$.

Nous avons choisi une valeur de k égale à 1.65. Cette valeur assez importante nous permet d'assurer une fissuration dans un plan orthogonal à l'axe du tube.

La pression interne choisie vaut 2.5MPa. Le gaz utilisé pour la mise en pression est de l'argon.

2.2.3.3 Ordonnancement du chargement

Lors des essais LHF et OLHF, la maquette est chauffée (par rayonnement d'un suscepteur) jusqu'à 525°C, température à laquelle il n'y a aucun risque de déformation par fluage. La pression interne est alors appliquée. Le chauffage est ensuite repris à pression constante jusqu'à rupture de la cuve. La vitesse de montée en température est contrôlée.

Lors des essais FOREVER, le bain de sel fondu est chauffé à puissance constante. Lorsque l'équilibre thermique de la paroi est atteint, le chargement en pression est appliqué jusqu'à rupture complète.

Nous avons choisi dans nos essais d'imposer une rampe jusqu'à la température souhaitée. Le chargement mécanique est ensuite appliqué à température constante.

Nous ne prenons pas en compte les problèmes de plasticité de transformation qui interviennent lors du changement de phase de l'acier sous contrainte [COR 01]. M. Coret (INSA) a quantifié la plasticité de transformation lors du chauffage. Les déformations résiduelles de plasticité de transformation mesurées pour une contrainte équivalente σ_{eq} = 30MPa appliquée lors du changement de phase sont de l'ordre de = 0.65%, ce qui apparaît négligeable par rapport aux déformations inélastiques de viscoplasticité enregistrées lorsqu'un chargement mécanique est appliqué au matériau en phase austénitique [VER 04].

2.2.3.4 Mise à l'échelle de l'énergie disponible pour le chargement

Le volume de gaz disponible pour le chargement a une grande influence sur les vitesses de dépressurisation de la cuve. Or c'est la pression qui pilote la propagation de la fissure et détermine sa longueur finale.

Le volume de gaz disponible pour le chargement de la cuve correspond au volume contenu dans le circuit primaire et dans la cuve. La variation de volume induite par le fluage de la cuve, avant initiation de la fissure, est négligeable devant ce volume. Il n'y a donc quasiment aucune variation de pression induite par le fluage de la cuve. Ainsi, l'énergie dissipée inélastiquement dans la structure est négligeable devant l'énergie disponible au niveau du chargement.

Nous avons donc choisi la méthodologie de mise à l'échelle suivante : le rapport entre l'énergie nécessaire au décalottage de la structure et l'énergie disponible dans le volume de gaz pressurisé doit être le même à l'échelle 1 et à l'échelle réduite. Dans le cas où on garde le même matériau, on doit avoir :

$$\frac{p_r.V_r}{Gc.e_r.a_r} = \frac{p_e.V_e}{Gc.e_e.a_e} \tag{2.4}$$

où p la pression, V le volume disponible, e l'épaisseur, a la longueur de la fissure pour un décalottage complet, Gc le taux de restitution d'énergie, et où $._r$ l'indice affecté au réacteur, $._e$ l'indice affecté à l'éprouvette.

Dans le cas réel, l'énergie de rupture dépend de la localisation du décalottage qui a lieu sur la latitude correspondant au haut du bain de corium fondu. Nous avons choisi de réaliser le calcul sur une latitude dont le rayon vaut 1m (distance d'un

point de la latitude à l'axe de révolution de la cuve). Le volume de gaz résultant est de 20l.

Cette mise à l'échelle, bien que prise en compte dans la conception du dispositif expérimental, n'a dans les faits, pas été effective lors de la réalisation des essais du fait d'un problème technique. Ce problème n'a été mis en évidence que très tardivement après la finalisation des essais et n'a pas pu être corrigé dans le cadre de ce manuscrit.

2.2.4 Bilan

	Réacteur 1300MW	Éprouvette	Rapport $\frac{Réacteur}{Eprouvette}$
	Géométrie		
Rayon interne R_i	2.2m	11.2mm	
Épaisseur de paroi e	0.14m	0.8mm	
Rapport $\frac{R_i}{e}$	15.714	14	1.12
	Chargement au niveau de R_i		
Pression	2.5MPa	2.5MPa	1
Contrainte de membrane maximale	20-25MPa	58MPa	
Rapport des contraintes de membrane : $\frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta\theta}}$	1-1.6	1.65	
Volume de gaz	370m^3	$0.4^{\pm 0.025} dm^3$ (20dm^3)†	
Mise à l'échelle $\frac{Energie_{gaz}}{Energie_{décalottage}}$	1m*		$59.4^{\pm 3.7}$ (1.18)†

* Valeur du rayon de la latitude de décalottage

† Valeurs effectives dues à un problème technique sur le dispositif expérimental (valeurs prévues lors de la conception du banc d'essai).

TAB. 2.2: Mise à l'échelle du modèle

L'objectif de la modélisation est d'obtenir des essais représentatifs des conditions thermiques et mécaniques d'un accident grave tout en étant suffisamment simplifiés pour être analysés numériquement. Ils doivent fournir principalement un ordre de grandeur de la vitesse de propagation de la fissure ainsi que l'évolution de la pression en fonction du temps et de l'aire fissuré.

Cette modélisation garantit :

- Un comportement de matériau identique au cas réel car deux nuances d'acier 16MND5 sont étudiées.
- Un état de contrainte représentatif du fond de cuve hémisphérique soumis à une pression interne. La pression imposée correspond à une pression modérée (2.5MPa).

- Un chargement thermique représentatif de la latitude chaude du fond de cuve hémisphérique soumis à l'apport de chaleur d'un bain de corium fondu. Deux températures sont étudiées : 900 et 1000°C.
- Une mise à l'échelle du volume de gaz pressurisé (qui n'a cependant pas été effective).

La mise à l'échelle vis-à-vis du cas réel est reportée sur le tableau 2.2 page ci-contre.

2.2.4.1 Transposabilité du temps d'initiation

Le choix de la géométrie de l'éprouvette et de la valeur de la pression de chargement implique un état de contrainte plus important que celui de la cuve. Nous considérons donc que les conditions initiales des essais correspondent à un état pour lequel le fond de cuve a déjà commencé à se déformer par fluage.

Ainsi, le temps d'initiation de la fissure n'est pas transposable au cas réacteur. Nous émettons, cependant, l'hypothèse que les conditions initiales n'influencent pas les résultats sur la propagation de la fissure (dépendant au premier ordre de la dépressurisation).

2.2.4.2 Transposabilité de la propagation de fissure et de la dépressurisation

Nous pouvons rappeler les hypothèses fortes que nous avons effectuées dans le cadre de notre simplification du cas réacteur :

- Absence de gradient de température dans l'épaisseur de la paroi.
- Pas de prise en compte de l'effet de l'irradiation sur les propriétés du matériau et sur son endommagement initial (microscopique ou macroscopique $\equiv$ état de surface).
- Les interactions chimiques et mécaniques (potentielles) du corium avec la paroi du fond de cuve ne sont pas investiguées. Il semble important de rappeler que le bain de corium fondu est emprisonné dans une croûte isolante qui protège la paroi de ce type d'interactions (section 1.3.2 page 10 et [SEI 07]). De telles interactions seraient donc à prendre en compte dans le cas d'une rupture de la croûte isolante (très probable si le fond de cuve se fissure)
- Le gaz utilisé pour la mise en pression (argon) ne représente pas le mélange diphasique de vapeur d'eau et de corium fondu qui remplit le fond de cuve. Or la dépressurisation est freinée par la présence de corium car l'écoulement d'un fluide est d'autant plus lente que le liquide est lourd et visqueux. Cependant, rappelons que le lieu probable de la localisation de la fissuration correspond à la surface du bain de corium fondu. Ainsi le volume de corium évacué n'est pas important.

Nous considérons donc que les choix de modélisation auraient apporté une approximation au premier ordre de la vitesse de propagation de fissure.

2.3 Dispositif expérimental

2.3.1 Éprouvette

La géométrie de l'éprouvette est présentée sur la figure 2.1 page 30. La zone utile est constituée d'un tube de diamètre extérieur 24mm, d'épaisseur 0.8mm et de hauteur 10mm. La fabrication des pièces est assurée par tournage, l'état de surface est assuré par des phases de rodage et de rectification. L'usinage a été effectué en deux séries, à des dates différentes. La série 1 comprend les éprouvettes A à H et la série 2 comprend les éprouvettes I à M.

L'épaisseur des éprouvettes est mesurée à l'aide d'une machine tridimensionnelle sur 3 latitudes et 8 points par latitude dans la zone utile de l'éprouvette (4 points pour les éprouvette I à M). Sur l'ensemble de la population, la variation maximale d'épaisseur mesurée de la paroi d'une éprouvette vaut 0.037mm (figure 2.3).

L'éprouvette est placée dans une enceinte de protection pour éviter toutes projections de débris (chauds) lors de la rupture.

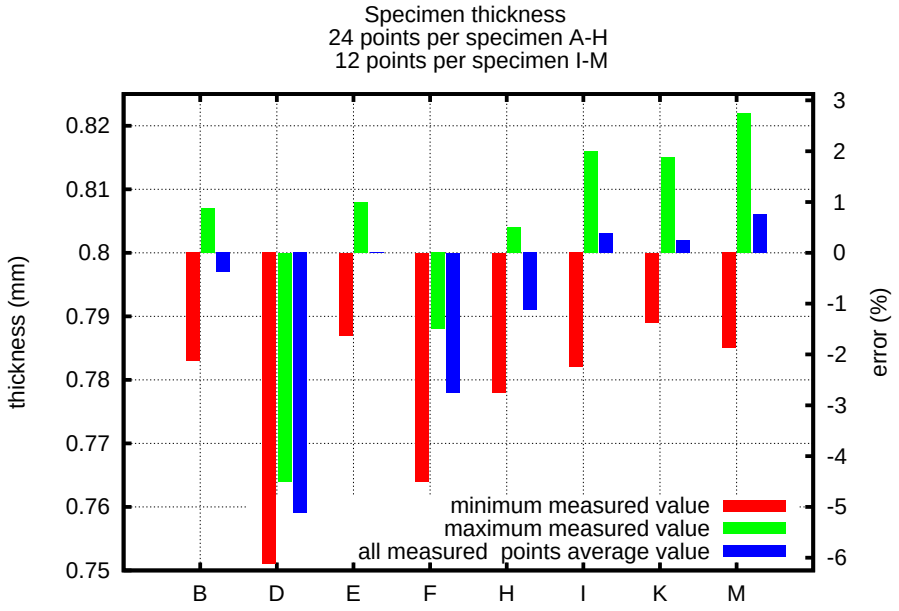


FIG. 2.3: Valeur de l'épaisseur de la paroi de la zone utile de l'éprouvette

2.3.2 Banc d'essai

Une schématisation du banc d'essai est présentée sur la figure 2.4 page ci-contre. Une description en photos est présentée sur la figure 2.9 page 41. Le plan d'ensemble de l'assemblage des éléments mécaniques est reporté en annexe A page 127.

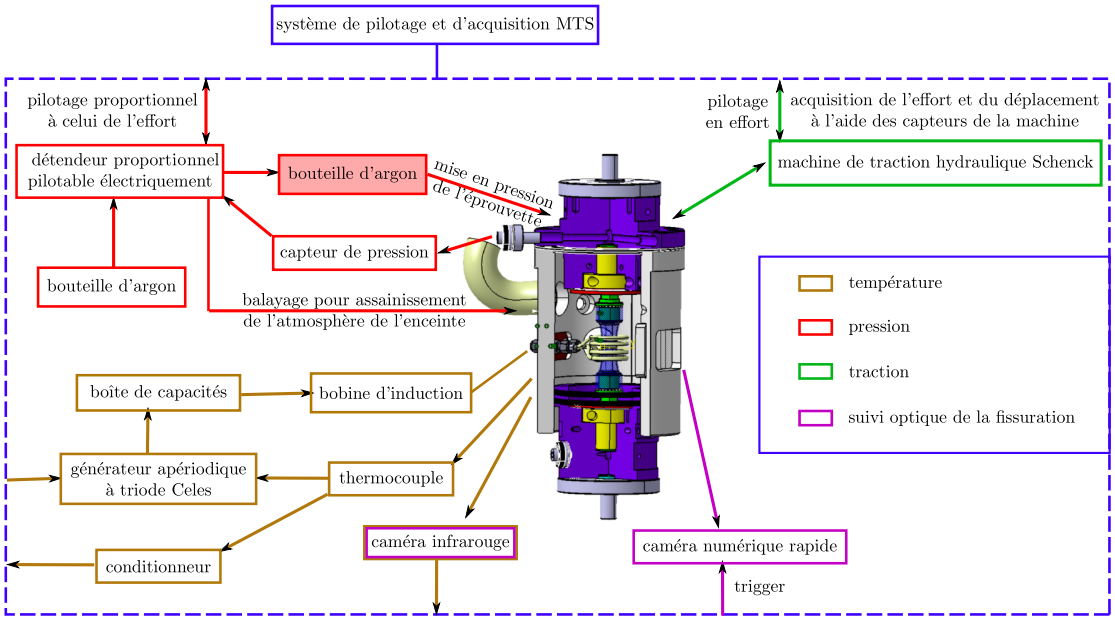


FIG. 2.4: Banc d'essai

2.3.2.1 Chargement mécanique

Traction

Les essais sont réalisés sur une machine hydraulique asservie SCHENCK de capacité 10kN et de course $\pm 50mm$. L'asservissement est contrôlé en effort. Le système d'accrochage est refroidi à l'eau.

Les capteurs de la machine sont utilisés pour récolter les informations en effort et en déplacement (ni extensomètre, ni jauge).

L'effort de frottement exercé par le mors inférieur (lié au vérin) sur l'enceinte de protection (solidaire de la cellule d'effort) est inférieur à 75N. Le poids ajouté du mors supérieur et d'une demi éprouvette est de 491N. L'offset de la cellule d'effort est pris en compte par le système de pilotage.

Une cale est ajoutée sous le mors inférieur pour que sa course ne se poursuive pas hors de l'enceinte au moment de la rupture.

L'effort axial exercé par la pression interne sur les extrémités de l'éprouvette n'est pas mesuré par la cellule d'effort. Nous avons donc à prendre en compte cette valeur au niveau de la consigne en effort de la machine de traction.

Pour une pression interne p de 2.5MPa, l'effort axial du aux effets de fond vaut 985N ($F = (p - p_0).\pi.\frac{\phi_{int}^2}{4}$). La consigne à imposer à la machine de traction est de 2400N pour obtenir un effort de 3385N.

Pression

Le circuit pneumatique présenté figure 2.5 est composé d'une bouteille d'argon (référence arkal1 L50, fournisseur air liquide), gaz choisi pour sa neutralité (Pas d'oxydation à chaud). Cette source de gaz est raccordée à un détendeur proportionnel D386 pilotable électriquement (fournisseur IMF). L'asservissement est contrôlé en pression, sa plage de réglage est 0-4MPa. La sécurité du circuit est assurée par une soupape de sûreté tarée à 4.4MPa. En aval du détendeur, une bouteille de gaz vide de $20dm^3$ est rajoutée et correspond à la mise à l'échelle du volume de gaz pressurisé (voir section 2.2.3.4 page 33). Cette bouteille qui aurait dû faire office de réservoir n'a pas été fonctionnelle.

L'information en pression est acquise au niveau du détendeur et au plus près de la zone utile (sur le mors inférieur et supérieur) à l'aide de capteurs de pression absolue à jauges (fournisseur HBM) de classe de précision 0.3% pour une plage de mesure (0-5MPa). Le signal est échantillonné à 6kHz.

L'étanchéité du système {éprouvette rallonge-éprouvette} est assurée à l'aide de rondelles en fer zingué (Joints Fournel & Garnier). Ils supportent une température de 750°C. Deux méplats ont été ajoutés à l'éprouvette (figure 2.1 page 30) pour faciliter le serrage des joints.

L'étanchéité de l'ensemble {rallonge-éprouvette Mors} est assurée par un manchon hydraulique (ETP Techno30) qui garantit par la même occasion l'encastrement lors du montage de l'éprouvette

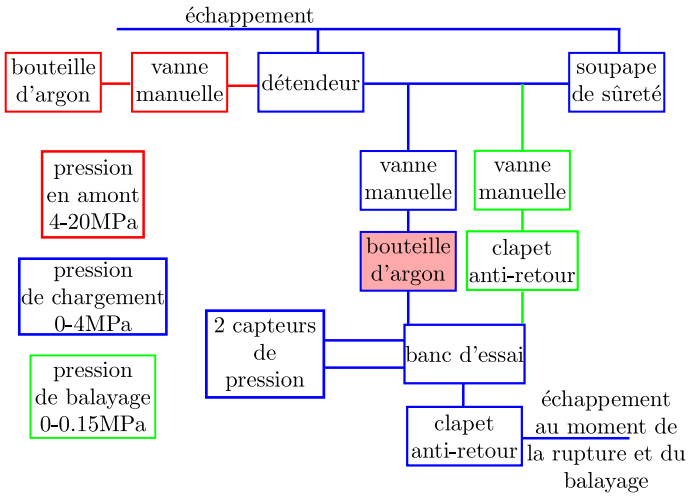


FIG. 2.5: Circuit pneumatique

2.3.2.2 Chargement thermique

La zone utile de l'éprouvette est chauffée par induction. Ce système de chauffage est assuré par un générateur CELES de 6kW avec refroidissement par eau de la source de puissance, du coffret d'adaptation et de l'inducteur. L'inducteur possède une géométrie

adaptée à la forme de l'éprouvette. Un nouvel inducteur a été conçu pour les essais à 1000°C (figures 2.6 et 2.7). La nouvelle géométrie permet de diminuer l'écart circonférentiel de température dû au raccordement arrière. Un thermocouple de type K assure le retour de la boucle de contrôle.

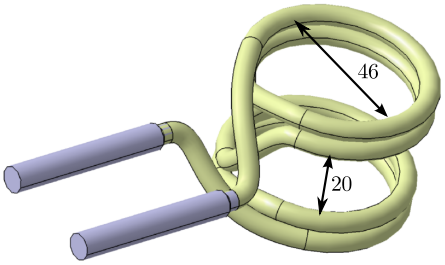


FIG. 2.6: Géométrie d'inducteur utilisée pour les essais à 900°C

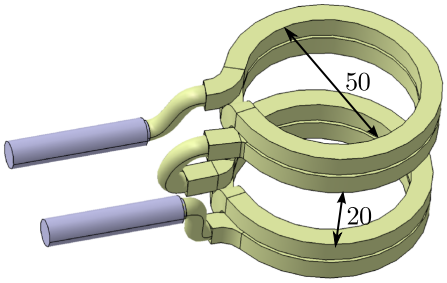


FIG. 2.7: Géométrie d'inducteur utilisée pour les essais à 1000°C

La température en zone utile est mesurée localement par 3 thermocouples de type K soudés par point. Ils sont disposés de telle façon qu'ils ne gênent pas la mesure optique de la fissuration. 6 autres thermocouples sont soudés sur la demi-hauteur supérieure de l'éprouvette. L'incertitude de mesure des thermocouples est de 1.4% de la valeur mesurée (12,6°C à 900°C - 14°C à 1000°C). L'écartement des deux fils du thermocouple lors de leur soudage, la perturbation liée au champ électromagnétique de l'inducteur sont d'autres causes d'incertitude non quantifiables.

Par ailleurs, le champ global de température est obtenu par une caméra infrarouge CEDIP JADE. Elle n'est pas synchronisée avec les autres mesures. Les acquisitions sont réalisées à 177 images par secondes. La résolution des images vaut 320x256px^2. La visualisation est permise par l'adjonction de 2 hublots en Saphir sur l'enceinte. Un balayage d'argon est appliqué à l'intérieur de l'enceinte afin d'éviter toute formation de plaques d'oxydation qui pourraient gêner la mesure (figure 2.5 page précédente). Dans le cas des essais à 900°C, une peinture en graphite est aussi appliquée au niveau de la zone utile pour avoir une émissivité constante (0.81 à 900°C). Le graphite ne résistant pas à des températures supérieures à 950°C, nous n'avons pas pu prendre cette disposition pour les essais à 1000°C, ainsi la mesure de la température par caméra infrarouge lors de ces essais est moins fiable.

2.3.2.3 Suivi de la propagation de la fissure

Le suivi de la pointe de fissure est assuré par la caméra infrarouge et par deux caméras numériques rapides MOTIONSCOPE. On leur associe une optique FUJINON CF 50 HA-1 (1 :1.8/50 mm). Pour les essais à 1000°C, on ajoute un filtre infrarouge Edmund optics dont la longueur d'onde de coupure vaut 750nm. Ceci améliore nettement le contraste à haute température. La totalité de l'essai est filmée à 25 images par seconde par les caméras rapides. Les 4 dernières secondes sont acquises à 1000 images par seconde. Les images

des caméras numériques rapides sont synchronisées avec la base de temps du système à l'aide d'un trigger qui permet d'arrêter l'acquisition. La visualisation est permise par l'adjonction d'une vitre sur l'enceinte en plus des deux hublots en Saphir.

La vitesse de la pointe de la fissure et l'aire fissurée sont ensuite déterminées simplement à partir des images (résolution 400x400px^2) (voir annexe C page 135).

2.3.3 Déroulement d'un essai

Les procédures de préparation de l'éprouvette, de montage de l'éprouvette dans le banc d'essai et d'éxécution de l'essai sont présentées en annexe B page 129. Elles garantissent la répétabilité de chacune de ces phases.

La consigne est schématisée sur la figure 2.8. Elle comporte trois phases successives : le balayage de l'atmosphère de l'enceinte par de l'argon, l'application du chargement thermique et l'application du chargement mécanique. Les transitions entre chaque phase sont commandées à partir du pupitre lorsque l'opérateur a réalisé les actions manuelles (ouverture et fermeture de vanne) nécessaires à la poursuite de l'essai. Ainsi, la durée de chaque phase comporte une incertitude qui est négligeable par rapport à la cinétique de grossissement des grains en phase d'austénitisation.

Il est, par ailleurs, à noter que la vanne de chargement en aval du détendeur est fermée lors du plateau du chargement mécanique pour qu'il n'y ait pas d'apport de gaz au moment de la dépressurisation. Si la bouteille d'argon en aval du détendeur avait été remplie, cette manipulation aurait garanti le respect de la mise à l'échelle du volume de gaz pressurisé (voir section 2.2.3.4 page 33).

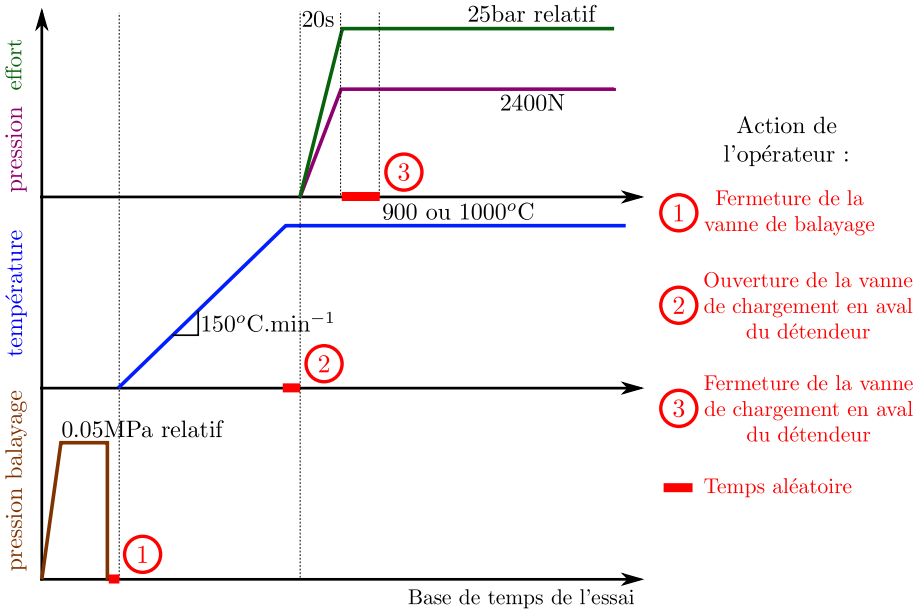


FIG. 2.8: Chargement de l'éprouvette

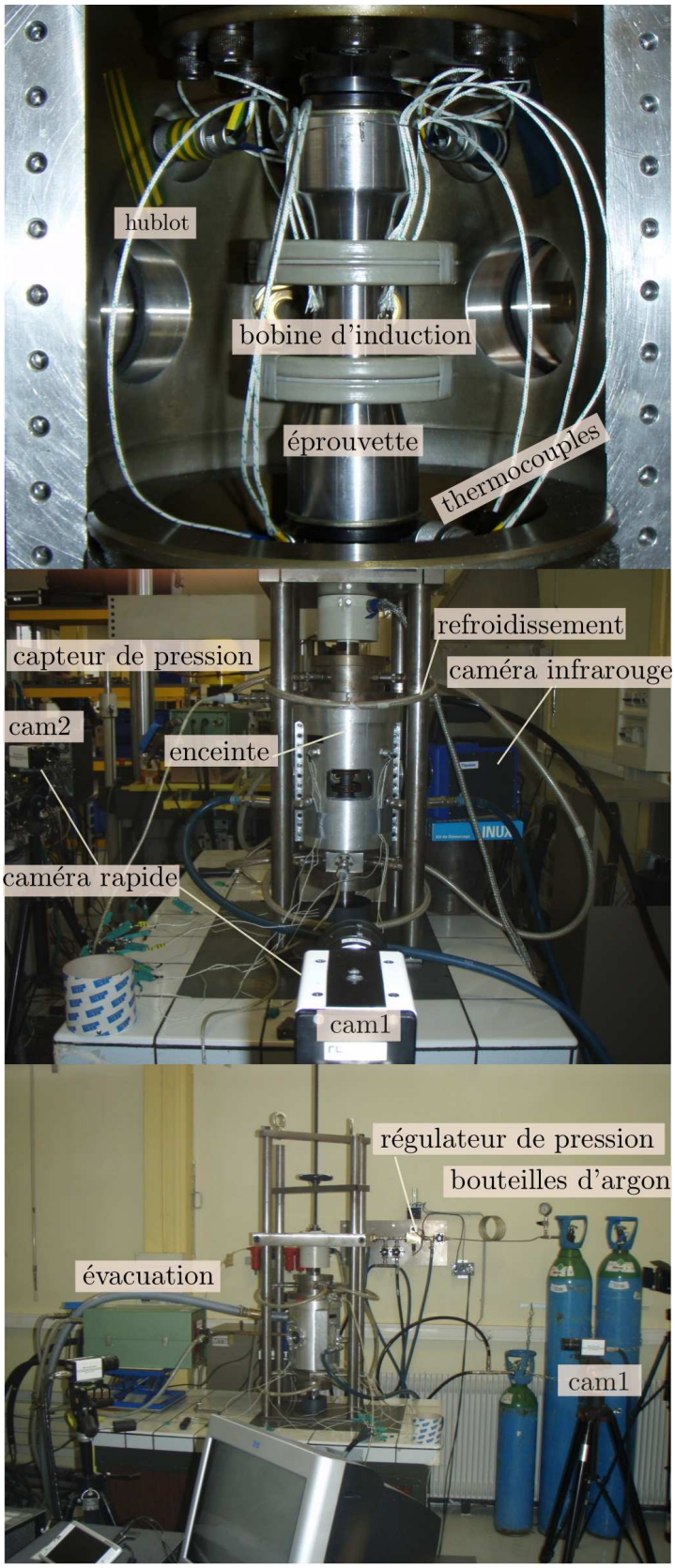


FIG. 2.9: Photos du banc d'essai

2.4 Essais

Huit essais ont été réalisés. Chaque combinaison a été doublée. Ils sont répertoriés dans le tableau 2.3.

Essais	Date	Matériau	Température	usinage	MEB	Annexe
B	11-12-2008	Rupther	900	série 1	$\surd$	D page 143
D	09-12-2008	Rupther	900	série 1		E page 165
E	17-03-2009	Krakatoa	1000	série 1		K page 265
F	05-12-2008	Krakatoa	900	série 1		F page 181
H	16-12-2008	Krakatoa	900	série 1	$\surd$	G page 195
I	26-03-2009	Krakatoa	1000	série 2	$\surd$	J page 247
K	19-03-2009	Rupther	1000	série 2	$\surd$	I page 229
M	30-03-2009	Rupther	1000	série 2		H page 215

TAB. 2.3: Plan d'expériences

2.4.1 Dépouillement des essais

Les résultats de chaque essai sont exposés en annexe. L'organisation des annexes est la suivante :

1. Schéma de positionnement et d'orientation de l'éprouvette (thermocouples, caméras).
2. Résumé du déroulement des essais
3. Métrologie : épaisseur initiale de la paroi dans la zone utile.
4. Chargement thermique :
   - Température (thermocouples) lors de la montée en température de l'éprouvette.
   - Température (thermocouples) lors de la totalité du chargement mécanique, lors de la dépressurisation et lors de la propagation instable de la fissure.
   - Profil de température (thermocouples) sur la demi-hauteur de l'éprouvette juste avant le début du chargement mécanique
   - Profil de température (thermocouples) sur la demi-hauteur de l'éprouvette juste avant l'initiation de la fissure
5. Chargement mécanique :

   Le chargement mécanique est composé d'une pression interne et d'un effort de traction. Les contraintes nominales sont calculées à partir de ces valeurs et de la géométrie initiale de l'éprouvette.

   La pression interne, qui est une pression relative, est mesurée au niveau du mors supérieur p_{sup} et du mors inférieur p_{inf}. p_{sup} mesure la pression totale (pression

statique + pression dynamique) alors que p_{inf} mesure la pression statique. La contrainte circonférentielle $\sigma_{\theta\theta}$ en est déduite par la formule :

$$\sigma_{\theta\theta} = p_{inf}\frac{R_{int}}{e}, \tag{2.5}$$

avec R_{int} rayon interne de l'éprouvette (11.2mm) et e épaisseur de la paroi (0.8mm).
La pression interne est aussi responsable de la composante F_p de l'effort de traction. F_p est due aux effets de fond :

$$F_p = p_{inf}\pi R_{int}^2, \tag{2.6}$$

et de la contrainte axiale σ_{zz}^p correspondante :

$$\sigma_{zz}^p = \frac{F_p}{\pi(R_{ext}^2 - R_{int}^2)}, \tag{2.7}$$

où R_{ext} correspond au rayon extérieur (12mm).
L'effort de traction appliqué par la machine F_m est responsable de la seconde composante σ_{zz}^m de la contrainte axiale :

$$\sigma_{zz}^m = \frac{F_m}{\pi(R_{ext}^2 - R_{int}^2)}. \tag{2.8}$$

L'effort axial total F est donc la somme des deux contributions F_m et F_p :

$$F = F_m + F_p. \tag{2.9}$$

De même, la contrainte axiale totale σ_{zz} est la somme des deux contributions σ_{zz}^m et σ_{zz}^p

$$\sigma_{zz} = \sigma_{zz}^m + \sigma_{zz}^p. \tag{2.10}$$

Les graphiques suivants sont représentés :
- Pression et effort lors de la totalité du chargement mécanique.
- Effort et déplacement lors de la totalité du chargement mécanique.
- Pression, effort et déplacement lors de la dépressurisation et de la propagation instable de la fissure.
- Contraintes $\sigma_{\theta\theta}$, σ_{zz} et rapport des contraintes lors de la totalité du chargement mécanique, lors de la dépressurisation et lors de la propagation instable de la fissure.

6. Propagation circonférentielle de la fissure :

   Le post-traitement des images des caméras est détaillé dans l'annexe C page 135.
   - Montage des images des caméras lors de la fissuration.
   - Propagation circonférentielle de la fissure (pourcentage de la circonférence) en fonction du temps.

- Propagation circonférentielle de la fissure (longueur) en fonction du temps avec détermination de la vitesse par droite des moindres carrés.
  Suivant la faisabilité, ces courbes sont représentées sur la totalité de l'essai ou simplement lors de la dépressurisation ou lors de la fissuration instable.

7. Dépressurisation : Le graphique représente l'aire fissurée et la pression inférieure en fonction du temps. Eventuellement, un second graphique donne une comparaison vis-à-vis de la loi de dépressurisation calculée à partir de l'équation donnée dans le chapitre 2.5.2.5 page 57.
8. Photos de l'éprouvette rompue. Cette photo permet d'observer le décalottage et ainsi de vérifier que la fissure s'est bien propagée dans un plan normal à l'axe du tube (trajectoire idéale).
9. Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation :

   A partir des images de la caméras infrarouges, la valeur minimale et maximale d'un profil de température le long d'un segment coupant la fissure est dessinée en fonction du temps.

   Le profil de température est ensuite représenté à 5 instants de la dépressurisation.
10. Images de microscopie électronique à balayage (réalisées pour chaque combinaison température/nuance du plan d'expériences mais pas pour tous les essais) : .
    - Mesure approximative de l'épaisseur résiduelle de la paroi au niveau des lèvres de la fissure.
    - Faciès de rupture.
    - Images de la paroi interne de l'éprouvette.

Le temps peut avoir plusieurs origines sur les graphiques. La première origine est le temps initial (t_1) des essais (avant le balayage d'argon), la deuxième origine est la début du chargement mécanique (t_2). La dernière est le décallotage complet de l'éprouvette (t_3).

2.4.2 Observations globales

2.4.2.1 Chargement thermique

Le chargement thermique offre une très bonne reproductibilité entre tous les essais d'une même température (voir les figures 2.11, 2.12, 2.13 page 47 pour les essais à 900°C et les figures 2.17, 2.18, 2.19 page 48).

Montée en température

La première phase consiste en une montée en température à 150°Cmin^{-1}. La température augmente de façon linéaire avec une pente dépendant de la position axiale du thermocouple par rapport à la bobine d'induction. Lorsque la valeur du thermocouple de consigne atteint environ 750°C, les propriétés electro-magnétiques de l'acier sont modifiées (point de Curie). Ceci se traduit par une augmentation de la puissance du générateur

pour suivre la consigne. D'un point de vue pratique, il en résulte une homogénéisation de la température aux environs de la zone utile et une augmentation brusque de la température pour des positions plus éloignées. Le point de Curie passé, on retrouve une évolution de la pente qui dépend de la position axiale des thermocouples.

Plateau

La seconde phase est un palier en température à la température souhaitée.

Pour les essais à 900°C, les thermocouples, situés dans la zone utile, nous indiquent une homogénéité en température à $\pm$20°C au début du palier. La distribution circonférentielle de température est telle que le point chaud est situé au niveau du raccord de l'inducteur et la température varie linéairement en s'éloignant du point chaud (figure 2.14 page 47). Cette écart augmente ensuite avec le temps jusqu'à une valeur maximale de $\pm$33°C au moment de l'initiation de la fissure. Une telle évolution de l'écart n'avait pas été mise en évidence lors des essais préliminaires [TAR 08, TAR 09c] car l'acier testé était beaucoup moins ductile que les deux nuances d'aciers 16MND5. Or, l'hétérogénéité augmente en fonction de la position des thermocouples par rapport à la bobine d'induction, position qui est plus défavorable dans le bas de l'entrefer.

Compte tenu de l'importance de l'hétérogénéité en température qui a été constatée à 900°C, un nouvel inducteur a été utilisé pour les essais à 1000°C. Avec ce nouvel inducteur, les écarts de température sont minimisés. L'écart pour une même éprouvette, au début du chargement mécanique, est de $\pm$10°C. Il augmente avec le fluage de l'éprouvette jusqu'à une valeur de $\pm$20°C au moment de l'initiation de la fissure.

Remarque sur la taille des grains

On peut, par ailleurs noter, que la durée pendant laquelle le matériau est dans un état austénitique (température $> \simeq$830°C) reste inférieure à 10min. Il n'y a donc pas de grossissement notable des grains qui aurait pu avoir lieu dans le cas réacteur.

2.4.2.2 Chargement mécanique

Avant l'initiation de la fissure, le chargement mécanique offre une très bonne reproductibilité (voir figure 2.15 page 47 et figure 2.20 page 48). C'est un chargement en fluage à effort et pression interne constants.

On peut, par contre, observer dans le cas des essais à 1000°C, que la contrainte calculée σ_{zz} devient négative lors de la propagation instable de la fissure. Ceci n'est évidemment pas physique et ne correspond pas au chargement réel de l'éprouvette. Cela provient de l'effort mesuré sur la machine de traction F_m qui est un effort de compression (ex : figure I.11 page 236).

Lors de ces essais, la fissuration est très rapide (de l'ordre du 0.1s). Le débit de fuite d'argon est très important. L'évacuation ne permet donc pas d'obtenir instantanément une pression nulle en sortie de l'éprouvette, dans l'enceinte. Il existe un transitoire pendant

lequel l'enceinte est sous pression. Cette pression induit donc la mesure d'un effort de compression (figure 2.10). Etant donné le diamètre du mors supérieur (160mm), il suffit d'une pression relative de 0.05MPa dans l'enceinte pour obtenir un effort de compression de 1000N.

Il aurait donc fallu ajouter un capteur de pression sur l'enceinte pour connaître le chargement σ_{zz} réel de l'éprouvette lors de la propagation instable.

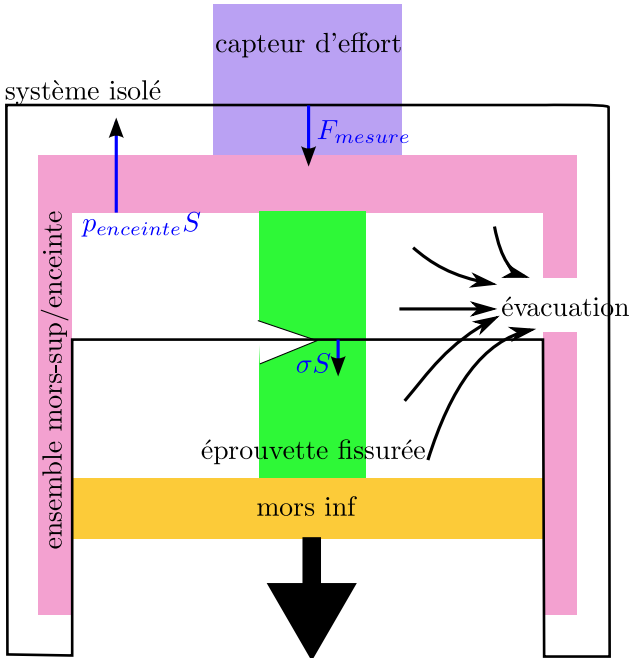


FIG. 2.10: Effort de compression mesuré dû à un transitoire en pression dans l'enceinte

Le chargement mécanique induit d'une part un "gonflement " de la zone utile de l'éprouvette sous l'effet de la pression interne et par ailleurs, un allongement axial sous l'effet de l'effort de traction.

Le déplacement axial (figure 2.16 page ci-contre) suit les phases classiques du fluage :

- Le fluage primaire : l'écrouissage du matériau engendre une diminution de la vitesse de fluage initialement très grande.
- Le fluage secondaire : la vitesse de fluage est sensiblement constante.
- Le fluage tertiaire : la vitesse de fluage augmente jusqu'à ce que la déformation à rupture soit atteinte. Cette phase est due à deux causes : la diminution de section (les essais sont conduits à effort constant), le phénomène d'endommagement (naissance, croissance et coalescence de cavités) qui réduit progressivement la résistance du matériau.

On peut, par ailleurs, constater que la vitesse de déplacement du vérin n'est pas complètement reproductible. La différence d'épaisseur initiale de la paroi et les écarts de

température entre éprouvettes ne semblent pas être complètement corrélés aux résultats sur les déplacements.

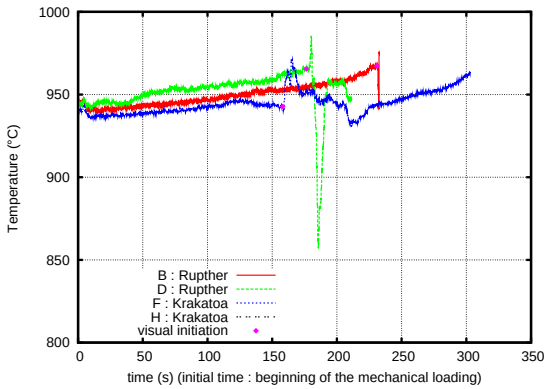


FIG. 2.11: Essais à 900°C : Comparaison des températures mesurées au niveau du raccord ($\theta = 0°$)

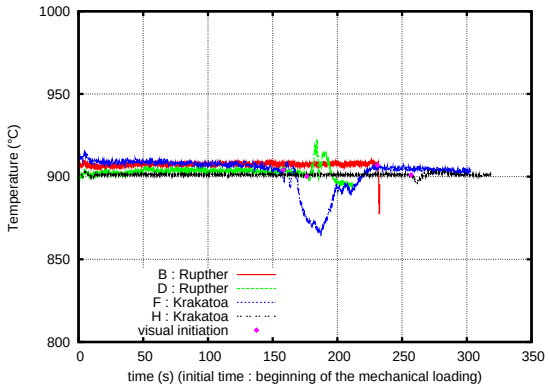


FIG. 2.12: Essais à 900°C : Comparaison des températures mesurées au niveau de la face avant gauche ($\theta = 120°$)

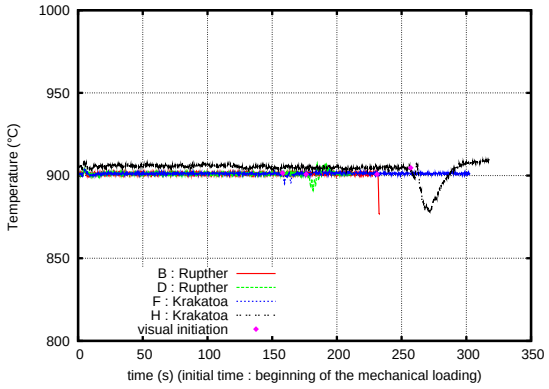


FIG. 2.13: Essais à 900°C : Comparaison des températures mesurées au niveau de la face avant gauche ($\theta = 240°$)

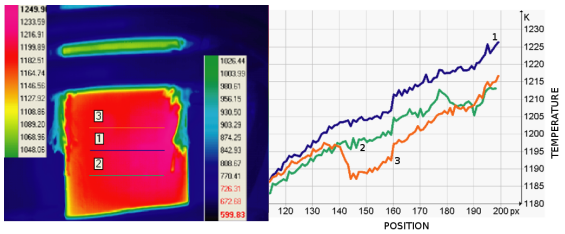


FIG. 2.14: Essais à 900°C : Profil de température dans la zone utile

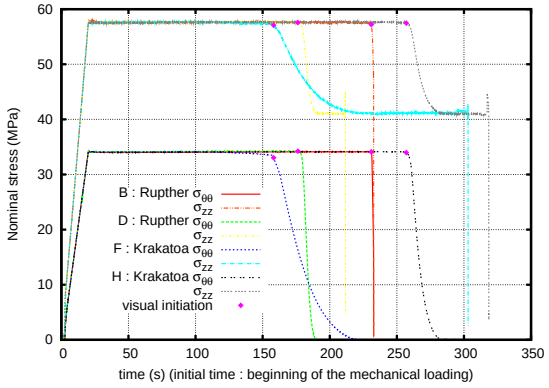


FIG. 2.15: Essais à 900°C : Comparaison du chargement mécanique

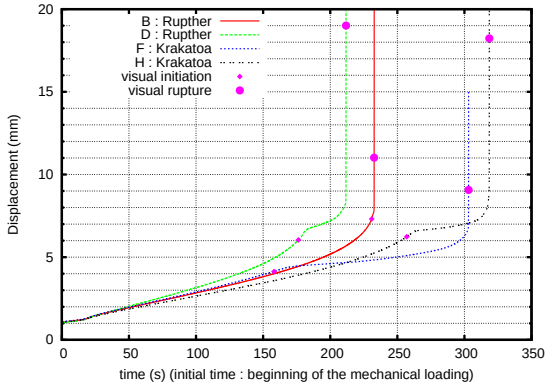


FIG. 2.16: Essais à 900°C : Comparaison du déplacement du vérin

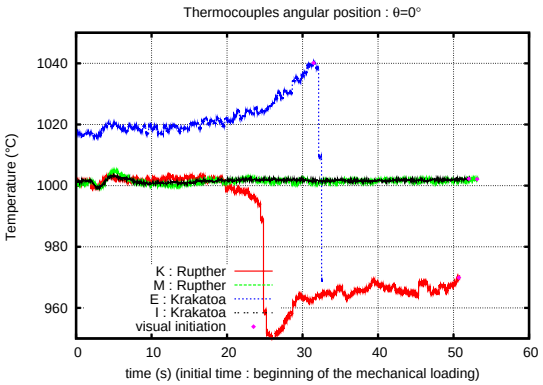


FIG. 2.17: Essais à 1000°C : Comparaison des températures mesurées au niveau du raccord ($\theta = 0°$)

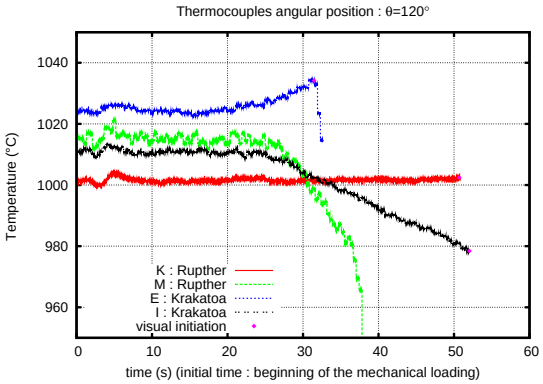


FIG. 2.18: Essais à 1000°C : Comparaison des températures mesurées au niveau de la face avant gauche ($\theta = 120°$)

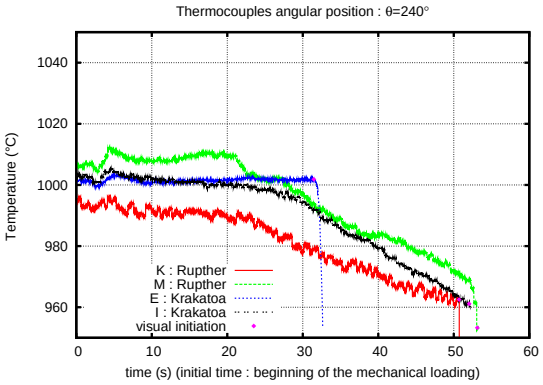


FIG. 2.19: Essais à 1000°C : Comparaison des températures mesurées au niveau de la face avant gauche ($\theta = 240°$)

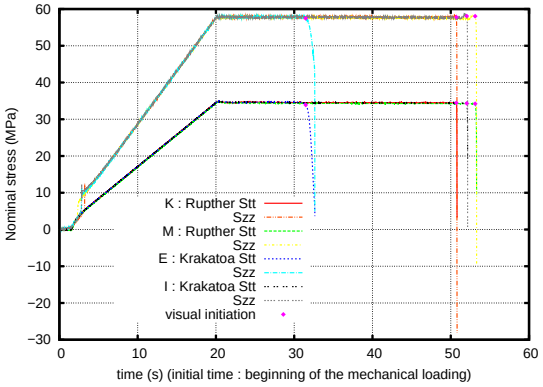


FIG. 2.20: Essais à 1000°C : Comparaison du chargement mécanique

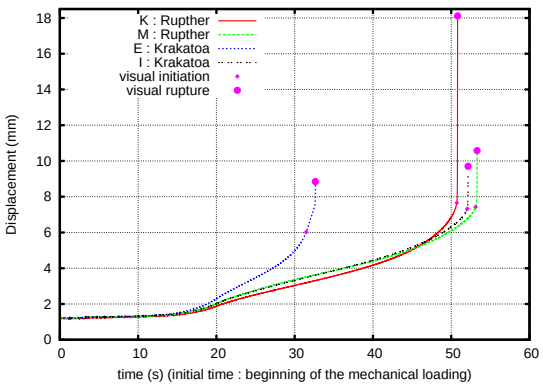


FIG. 2.21: Essais à 1000°C : Comparaison du déplacement du vérin

2.4.2.3 Fissuration

L'éprouvette ne se rompt pas d'un coup (modèle parfait). L'initiation de la fissure est localisée au niveau d'un défaut (point chaud, défaut métallurgique, épaisseur de la paroi variable, légère flexion de l'éprouvette induite par le montage...).

La propagation circonférentielle de la fissure est plus ou moins rapide. Plusieurs phénomènes influent sur cette vitesse :

- La diminution du chargement mécanique. La dépressurisation provoque une diminution de la contrainte circonférentielle $\sigma_{\theta\theta}$ et de la contrainte axiale σ_{zz} (composante due aux effets de fond σ^{p}_{zz}).
- La modification locale du chargement thermique. La dépressurisation induit un refroidissement des lèvres de la fissure (le gaz est initialement à température ambiante et il se refroidit du fait de la détente). Le comportement du matériau est donc localement modifié par ce refroidissement. On observe d'ailleurs fréquemment une augmentation de l'aire fissurée par initiation de multiples fissures plutôt que par propagation de la fissure existante, qui semble bloquée par le refroidissement.
- L'importance du défaut initial (voir section 2.5).
- Une trajectoire de fissure non coplanaire. La fissure tourne plus ou moins car les régions fragilisées ne sont pas coplanaires.

2.5 Initiation et propagation de la fissure

Les résultats sont interprétés vis-à-vis des conditions effectives des essais. Des remarques sur la transférabilité concernant tous les autres points que la mise à l'échelle du volume de gaz pressurisé sont aussi apportées. Une section spécifique est, par ailleurs, proposée pour les essais à 900°C, essais les plus pénalisés par ce manque de mise à l'échelle.

2.5.1 Initiation de la fissure

Le tableau 2.4 page suivante récapitule les résultats en terme d'initiation :

Le tableau montre une forte dépendance à la température et une variabilité importante des résultats à température donnée. Il n'y a cependant que deux essais par température.

2.5.1.1 Dépendance à la température

Le temps d'initiation de fissure est grandement influencé par la température. Pour les essais à 900°C, le temps est beaucoup plus important qu'à 1000°C. Les déplacements critiques semblent moins dépendants de la température bien qu'ils soient un peu supérieurs à 1000°C.

La contrainte à rupture est plus faible lorsque la température augmente. La contrainte nominale équivalente appliquée à l'éprouvette est identique pour les deux températures.

Température (°C)	900			
matériau	Rupther		Krakatoa	
éprouvette	B	D	F	H
temps t_2 (s)	230.935	176.265	158.115	257.032
Variation %	0	-23.7	-31	11
Δz (mm)	7.31	6.04	4.16	6.24
Variation %	0	-17.4	-43.1	-14.7
Température (°C)	1000			
matériau	Rupther		Krakatoa	
éprouvette	K	M	E*	I
temps t_2 (s)	50.71	53.119	31.467	52.038
Variation %	0	4.8	-37.9	2.6
Δz (mm)	7.66	7.42	6.02	7.33
Variation %	0	-3.1	-21.3	-4.3

– $.^*$: Éprouvette probablement endommagée initialement (chute de 1m).
– t_2 : Base de temps dont l'origine est le début du chargement mécanique.
– Δz : Déplacement du vérin de la machine de traction.

TAB. 2.4: Résultats en terme d'initiation

Ainsi le rapport entre les deux contraintes jouent un rôle prépondérant dans le comportement en fluage.

2.5.1.2 Dispersion des résultats pour une même température

Les résultats pour une même température offrent une réelle dispersion, surtout à 900°C. Aucune tendance vis-à-vis de la nuance du matériau ne se dégage clairement d'après les résultats de ces essais.

La fissure s'initie localement sur un défaut (épaisseur, défaut métallurgique, point chaud, dissymétrie de chargement...). Ces défauts sont aléatoires. Une étude probabiliste avec un nombre plus important d'échantillons serait nécessaire pour conclure de façon plus précise sur les seuils d'initiation.

Une réflexion approfondie doit être menée quand à l'influence des défauts (de type métallurgiques ou de type variation d'épaisseur) vis-à-vis de la taille de la structure. D'un côté, plus la structure est importante, plus il y a de risque qu'elle contienne des défauts. Mais d'un autre côté, l'effet de ces défauts est d'autant plus dramatique que la structure est petite.

Par ailleurs, même si l'épaisseur initiale de notre éprouvette a une dimension qui permet de considérer un comportement homogène du matériau (volume élémentaire représentatif respecté), la paroi s'amincit par fluage. Qu'en est-il du respect du volume élémentaire représentatif après striction (figure 2.22 page 55) ? Il est probable que l'épaisseur de

la paroi ramenée à la taille de grains soit plus petite au moment de la striction sur maquette et que l'homogénéité du matériau ne puisse plus être garantie.

2.5.2 Propagation de la fissure

2.5.2.1 Mécanisme d'augmentation de la part fissurée de la circonférence de l'éprouvette

L'augmentation de la surface fissurée est due à des initiations multiples de fissures qui se rejoignent, plutôt qu'à la propagation d'une seule fissure. En effet, l'éprouvette ne contient pas de préfissure. On ne force donc pas la fissure à s'initier sur un défaut macroscopique. Il peut y avoir plusieurs localisations simultanées qui conduisent à de multiples fissurations (figure 2.23 page 55). Ce phénomène est, par ailleurs, accentué par le refroidissement des lèvres des fissures lors de la détente du gaz qui, par durcissement local du matériau, a tendance à bloquer la propagation.

La validité d'un tel refroidissement vis à vis du cas réel est discutable. Dans l'essai, l'argon en contact avec l'éprouvette est à température ambiante. Dans le cas réel, les lèvres de la fissure sont, d'une part, en contact avec le corium hautement calorifique et, d'autre part, en contact avec la vapeur d'eau qui est au moins à 300°C au moment de la détente. On peut cependant arguer que, si la fissuration est localisée au niveau de la surface du bain de corium fondu, peu de corium s'échappe. Par ailleurs, la vapeur d'eau se détendra (et donc refroidira). Il est possible que, sur ce point, le scénario expérimental soit proche du scénario réel avec des températures légèrement inférieures.

2.5.2.2 Les différentes phases de la propagation

Lors de tous les essais, la propagation de fissure passe d'un état stable à vitesse plus ou moins lente à une phase instable pendant laquelle la vitesse de propagation augmente d'un ordre de grandeur. Au minimum, la propagation instable correspond à la chute brutale de l'effort.

Les résultats en terme de propagation sont rassemblés sur le tableau 2.5 page suivante. Ils donnent un ordre de grandeur de la vitesse de propagation de fissure :

- vitesse moyenne : rapport de la circonférence initiale sur la durée de la propagation (de l'initiation au décallotage complet).
- vitesse de propagation en début de phase stable.
- vitesse de propagation en fin de phase stable.
- vitesse de propagation pendant la phase instable.

La distinction des différentes phases est sujette aux aléas du post-traitement des images. Les phases de toutes les éprouvettes n'ont pas forcément pu être traitées. De même, à l'intérieur d'une phase, toute la propagation n'a pas forcément été vue. La vitesse est donc calculée sur les points post-traités.

De même que pour l'initiation, si la propagation de fissure est clairement influencée par la température, la dispersion des résultats pour une même température n'est pas corrélée à la nuance du matériau.

	Vitesse moyenne							
Température (°C)	900				1000			
matériau	Rupther		Krakatoa		Rupther		Krakatoa	
éprouvette	B	D	F	H	K	M	E*	I
vitesse ($mm.s^{-1}$)	42	2.1 10^{-3}	5 10^{-4}	1.2 10^{-3}	770	420	64	650
	Début de la propagation stable							
Température (°C)	900				1000			
matériau	Rupther		Krakatoa		Rupther		Krakatoa	
éprouvette	B	D	F	H	K	M	E*	I
part de la circonférence fissurée (%)	de 0 à 7	de 0 à 6.5		de 0 à 6.5		de 0 à 10	de 0 à 3	
vitesse ($mm.s^{-1}$)	4	0.7		0.3		31	6	
dépressurisation totale à la fin de la phase	Non	Oui	Oui	Oui	Non	Non	Non	Non
	Fin de la propagation stable							
Température (°C)	900				1000			
matériau	Rupther		Krakatoa		Rupther		Krakatoa	
éprouvette	B	D	F	H	K	M	E*	I
part de la circonférence fissurée (%)	de 70 à 80			de 25 à 42	de 15 à 40	de 20 à 30	de 5 à 18	de 25 à 35
vitesse ($mm.s^{-1}$)	1000			15	450	210	24	460
	Propagation instable							
Température (°C)	900				1000			
matériau	Rupther		Krakatoa		Rupther		Krakatoa	
éprouvette	B	D	F	H	K	M	E*	I
part de la circonférence fissurée (%)	de 80 à 95			de 60 à 100	de 60 à 80	de 35 à 90	de 20 à 50	de 50 à 85
vitesse ($mm.s^{-1}$)	6000			1500	6500	2000	2500	5500

TAB. 2.5: Résultats en terme de propagation de fissure

2.5.2.3 Dépendance à la température

Toutes les éprouvettes à 1000°C ont subi un décallotage complet avant dépressurisation totale de l'éprouvette (l'éprouvette E, qui était probablement endommagée avant l'essai, s'est cependant fissurée beaucoup moins rapidement). Au contraire les éprouvettes à 900°C, n'ont que faiblement propagé (mis à part l'éprouvette B).

Si la vitesse de propagation instable de la fissure est du même ordre de grandeur ($1-10m.s^{-1}$) pour tous les essais, la propagation stable est, quant à elle, très dépendante de la température avec des vitesses 10 à 100 fois plus élevées dans le cas des essais à 1000°C ($V_{900} = 0.1-10mm.s^{-1}$ $V_{1000} = 10-500mm.s^{-1}$).

2.5.2.4 Dispersion des résultats pour une même température

Influence de la nuance

Les résultats en terme d'initiation, de propagation de fissure mais aussi d'évolution des mesures globales (déplacement...) ne permettent pas de mettre en exergue une influence nette de la nuance du matériau. Des différences d'endommagement peuvent pourtant être observées par microscopie électronique à balayage au niveau des faciès de rupture. Mais ces phénomènes semblent être du deuxième ordre dans le cadre de nos essais.

La figure 2.22 page 55 montre les faciès de rupture et donne une indication sur l'épaisseur de paroi résiduelle pour chaque nuance et chaque température testées.

Les faciès de rupture montrent deux phénomènes localisées :

- Présence de cupules.
- Striction localisée importante

Des observations plus précises n'ont pas été mises en oeuvre pour caractériser ces deux types d'endommagement. Mais si l'on se réfère à l'état de l'art (voir section 1.5.1 page 22), le premier phénomène découlerait d'un endommagement intergranulaire de fluage du à des précipités d'AlN et de MnS alors que le second découlerait d'un endommagement transgranulaire ductile.

On peut ainsi vérifier la fragilité relative de la nuance krakatoa surtout à 900°C dont le nombre de cavités est très important et la striction localisée beaucoup plus faible.

On peut, par ailleurs, noter que dans le cas de la nuance Rupther à 1000°C, il ne reste plus qu'un filament d'épaisseur inférieure à $10\mu m$ au moment de la rupture, la rupture est alors largement induite par la striction.

La figure 2.23 page 55 montre l'endommagement superficiel de la paroi interne des éprouvettes. Pour les essais à 900°C, la partie observée est assez éloignée de la localisation finale. Les éprouvettes chargées à 900°C comportent des "micro"-fissures superficielles. Les fissures semblent bien moins profondes dans le cas de la nuance Rupther. Une prise de vue plus éloignée, disponible en annexe, montre pour les deux nuances que certaines de

ses fissures superficielles ont une taille assez importante. Elles sont réparties aléatoirement sur la paroi interne.

Dans le cas des essais à 1000°C, peu de microfissures sont observées, même proches de la fracture process zone. Une prise de vue plus éloignée de la nuance krakatoa montre, cependant, quelques fissures superficielles mais beaucoup moins nombreuses qu'à 900°C.

Si la nuance a une influence sur le faciès de rupture et sur l'endommagement superficiel de la paroi, d'un point de vue des mesures globales, cette influence est du deuxième ordre car plus faible que la dispersion constatée à l'intérieur d'une même nuance.

Nous expliquons cela par plusieurs faits. Tout d'abord, la pression reste constante jusqu'à l'initiation de la fissure. Le fluage de l'éprouvette n'engendre pas une variation de volume telle, que la pression est modifiée (ce qui est jusqu'ici représentatif du cas réel).

Le second point de l'analyse concerne l'initiation de la fissure. L'initiation résulte d'une instabilité. Comme l'éprouvette n'est pas préfissurée, l'instant de l'instabilité n'est pas répétitif car il est dépendant de beaucoup de paramètres parmi lesquelles la nuance est du second ordre. Or l'instant de l'instabilité joue un rôle prépondérant sur l'état de l'éprouvette au moment de l'initiation (amincissement de la paroi, niveau d'endommagement).

Ainsi, la propagation résulte du couplage de l'état de la structure au moment de l'initiation et de la cinétique de dépressurisation (qui n'est pas instantanée et dépendante du volume de gaz pressurisé). Le couplage précédant parait être du premier ordre par rapport à la variabilité du comportement suivant la nuance. En effet, l'influence de la nuance aurait été beaucoup plus marquée sur une essai de déchirure (éprouvettes CT) pour lequel la préfissure permet de localiser la process zone dès le début de l'essai.

Influence des défauts

La dispersion de la propagation de fissure peut alors assez bien s'expliquer par l'importance des défauts initiaux (épaisseur, chargement thermique ou mécanique, métallurgique...). Le défaut entraîne une localisation de la déformation jusqu'à rupture de la paroi. Plus la localisation a lieu tôt (défaut important), plus la fissure va mettre du temps à propager. Ce phénomène est bien mis en évidence par la dispersion des résultats des éprouvettes I et E (E qui était endommagée avant essai).

On peut l'expliquer par la mesure de ténacité R au sens de Turner [TUR 94] qui représente l'énergie dissipée nécessaire à l'extension d'une surface fissurée d'un incrément Bda. Cette énergie est séparée en deux contributions : un taux de dissipation en volume d'énergie inélastique $\frac{dE_{pl}}{da}$ (dans le sens "unrecoverable ", comprenant dans notre cas la dissipation viscoplastique et l'endommagement diffus) et un taux de dissipation d'énergie surfacique responsable de la création des lèvres de la fissure Γ_0 (endommagement localisé au niveau de la fracture process zone) :

$$R = \frac{1}{B}\frac{d(U-E_e)}{da} = \frac{1}{B}\frac{dE_{pl}}{da} + \Gamma_0, \tag{2.11}$$

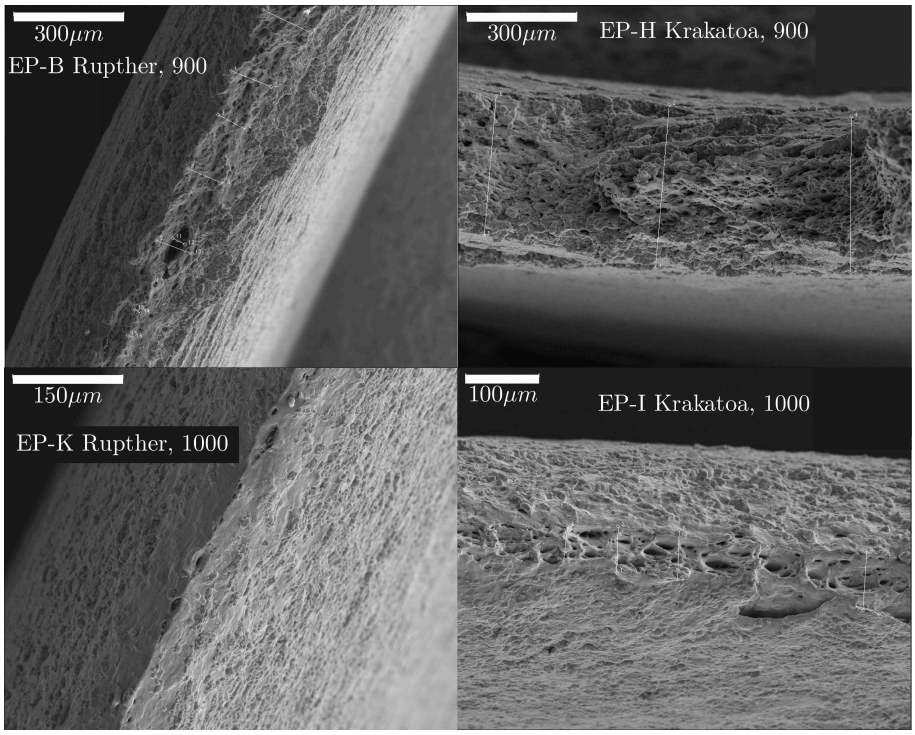


FIG. 2.22: Observation des facies de rupture par MEB.

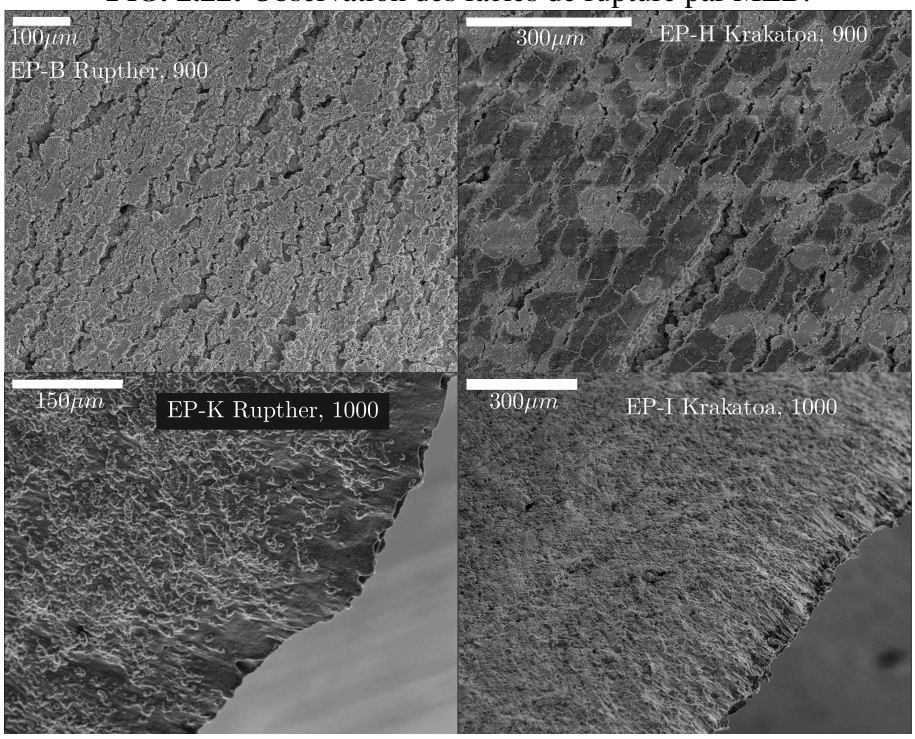


FIG. 2.23: Observation de l'endommagement superficiel de la paroi intérieure de l'éprouvette

où U correspond à l'énergie interne, E_e à l'énergie élastique, B à l'épaisseur de l'éprouvette, E_{pl} à l'énergie inélastique, a à l'avancée de fissure.

Prenons le cas où la rupture s'initie tard (cas d'un défaut peu prononcé). La striction de la paroi se produit de façon homogène et l'endommagement (quel que soit son mécanisme) est diffus. Ainsi l'énergie à dissiper en volume pour l'accroissement de la fissure est faible car la paroi est déjà mince et l'endommagement diffus déjà effectif au moment de la propagation. Ainsi, la ténacité apparente est faible et la propagation est rapide (cas B, I, K, M).

A l'opposé, si la rupture initie tôt (cas d'un défaut important), une striction et un endommagement très localisés sont responsables de l'initiation. Pour que la fissure avance, il faut d'abord que la paroi en amont de la fissure strictionne suffisamment et donc qu'elle dissipe de l'énergie inélastique. Ainsi la ténacité apparente est grande et la propagation est lente (cas D, F, H, E). Il est à noter que, dans le cas d'une localisation précoce, et d'un volume de gaz plus important et donc plus représentatif du cas réel, il est possible que la nuance de l'éprouvette joue un rôle plus important sur la vitesse de propagation de fissure. Cette affirmation reste cependant très scénario-dépendante car elle varie suivant l'importance du "défaut".

L'influence du défaut est d'autant plus prononcé dans le cas des essais, que l'initiation de la fissuration entraîne la modification du chargement de l'éprouvette à cause de la dépressurisation. Le chargement mécanique diminue et la paroi refroidit localement ce qui freine d'autant plus la propagation. Pour une bonne transposition au cas réacteur, la représentativité des défauts des éprouvettes vis-à-vis de ceux du fond de cuve reste donc à éclaircir.

Discussion sur la représentativité des défauts

On remarque que le chargement (contrainte équivalente appliquée ramenée à la contrainte à rupture du matériau) a une influence importante sur la dépendance aux défauts. Plus le rapport est important, moins la propagation est sensible à l'influence des défauts. En effet, la dispersion des résultats d'essais à 1000°C semble bien moins forte qu'à 900°C (même si un plus grand nombre d'essais aurait été nécessaire pour confirmer cette hypothèse). Cette dépendance est, par ailleurs, accentuée par le fait que plus la propagation est rapide, moins le phénomène de refroidissement local des lèvres de la fissure par la dépressurisation est important. Il faut cependant nuancer ces propos par le fait que l'homogénéité circonférentielle du chargement thermique à 900°C est moins bonne que celle des essais à 1000°C.

Il est donc important de rappeler nos choix de modélisation. Nous avons utilisé une géométrie tubulaire et nous avons gardé une pression de chargement identique au cas réel. Ce choix conduit à un chargement en contrainte de la paroi plus important. Nos éprouvettes sont donc moins soumises à l'influence des défauts. En effet, nous avons émis l'hypothèse que l'état initial de l'éprouvette correspondait à un état pour lequel le fond de cuve aurait commencé à fluer. Si le fond de cuve a strictionné et s'est endommagé de façon homogène (pas de défauts importants), la représentativité reste bonne. Mais

il est aussi possible que le fond de cuve ait déjà commencé à localiser sous l'effet d'un défaut. Alors notre état initial n'est plus très représentatif et la propagation aurait été plus lente que dans le cas des essais. Les essais sont donc, sur ce point, pessimistes.

Enfin, l'hypothèse de l'influence des défauts nécessite une étude probabiliste avec un plus grand nombre d'échantillons pour conclure de façon certaine sur une probabilité de rupture. Nous avons mis en évidence que la vitesse de propagation de la fissure n'est pas simplement induite par des caractéristiques intrinsèques au matériau mais aussi à des problèmes de faibles disparités structurelles et de chargement. Il faut donc prendre en compte les défauts de la structure réelle dans la conception du modèle. En effet les défauts doivent être équivalents du fait qu'ils sont promoteurs de l'initiation et de la propagation de la fissure.

2.5.2.5 Influence du volume de gaz pressurisé sur la propagation de la fissure

Par rapport à la mise à l'échelle initiale, le volume de gaz pressurisé est plus faible dans nos essais.

Les résultats expérimentaux ont cependant montré que la variation de volume induite par le fluage de l'éprouvette est négligeable devant le volume de gaz pressurisé. Ainsi, la pression reste constante jusqu'à l'initiation ; les phases de fluage et d'initation de fissure sont donc représentatives des choix initiaux.

Pour ce qui est de la propagation de fissure, l'augmentation du volume de gaz entraînerait un ralentissement de la dépressurisation. Lors des essais à 1000°C, la fissuration s'est produite avant dépressurisation complète de l'éprouvette. Le niveau de pression au moment du début de la phase instable de propagation était environ de 2MPa pour toutes les éprouvettes sauf l'éprouvette E (au lieu d'au maximum 2.5MPa si le volume avait été plus important). Ainsi les ordres de grandeur de la vitesse de propagation de fissure n'auraient pas été modifiées considérablement. Les essais à 900°C sont, par contre, beaucoup plus pénalisés par l'absence de mise à l'échelle du gaz pressurisé.

Ainsi, pour les essais à 900°C, si nous ne pouvons pas nous prononcer sur la cinétique de brèche, nous pouvons nous positionner sur la question du décallotage complet des éprouvettes lors de la dépressurisation.

Pour cela, nous effectuons un calcul simplifié de dépressurisation de l'éprouvette. La loi de dépressurisation a été fournie par l'IRSN. Elle correspond aux hypothèses de détente adiabatique d'un gaz compressible par une fente de section S dans une bouteille de volume V.

$$\dot{P} = P.\frac{2.\gamma}{1-\gamma}.\frac{Q.S}{1+Q.S.t} \tag{2.12}$$

avec

$$Q = \frac{\gamma - 1}{2} \frac{\Gamma}{\beta}, \tag{2.13}$$

$$\Gamma = \left(\frac{2}{\gamma + 1} \right)^{\frac{\gamma+1}{2.(\gamma-1)}}, \tag{2.14}$$

et

$$\beta = \frac{V}{\eta \sqrt{\gamma . \chi . T}}. \tag{2.15}$$

Dans ces équations, P correspond à la pression, t au temps, T à la température (supposée égale à 20°C). Les constantes γ, η, χ représentent respectivement l'exposant de la loi des gaz parfaits (1.66), le coefficient de perte de charge par le trou et le rapport entre la constante 8314 et la masse atomique de l'argon (40) sensé remplir la cavité qui dépressurise.

En première approximation, le coefficient de perte de charge est considéré constant et vaut 0.4, le volume de gaz vaut $0.4 dm^3$. Nous avons calculé la loi de dépressurisation de l'éprouvette D. En effet, le suivi optique de la propagation a permis de suivre l'aire fissurée en fonction du temps lors de la dépressurisation. La loi est représentée sur la figure 2.24 page suivante.

L'extrapolation est réalisée en utilisant les paramètres de la loi précédente pour un volume de chargement de $20 dm^3$, en supposant une augmentation linéaire de l'aire fissurée en fonction du temps. Nous constatons sur les figures 2.25 et 2.26 page ci-contre que, dans ces conditions, la dépressurisation aurait été beaucoup plus lente et n'aurait pas été terminée au moment du décallotage complet de l'éprouvette, observé lors de l'essai (axe haut sur la figure). Si cette observation est loin d'être une preuve absolue (il existe un fort couplage entre la dépressurisation et la variation d'aire fissurée), elle implique une forte probabilité de rupture sous pression de l'éprouvette.

2.6 Conclusion

A partir d'une problématique d'accident de fusion du coeur d'un réacteur à eau pressurisée, conduisant à la rupture par fluage du fond de cuve, un modèle expérimental simplifié a été développé. L'objectif de ce modèle est de caractériser les seuils d'initiation de fissure, la vitesse de propagation de fissure ainsi que d'établir des courbes de dépressurisation en fonction du temps et de la surface fissurée.

Le modèle simplifié s'appuie sur les aspects suivants :

- Équivalence du comportement du matériau. Deux nuances d'acier 16MND5 ont été testées : la nuance Rupther (ductile à chaud) et la nuance krakatoa (plus fragile à chaud).

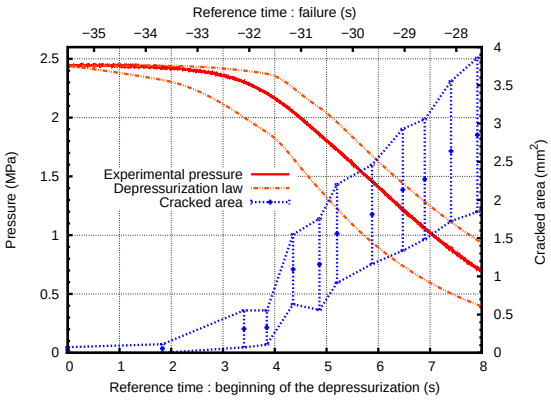


FIG. 2.24: Loi de dépressurisation fittée sur l'essai correspondant à l'éprouvette D

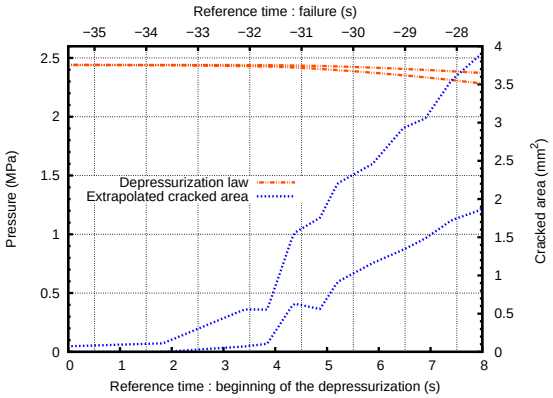


FIG. 2.25: Extrapolation au cas d'un volume de chargement de $20dm^3$ - Ralentissement de la dépressurisation

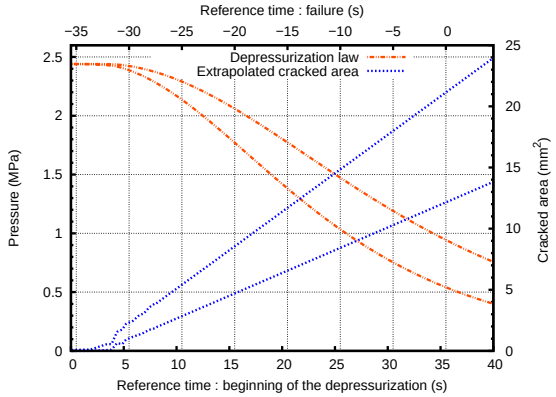


FIG. 2.26: Extrapolation au cas d'un volume de chargement de $20dm^3$ - Valeur de la pression au moment de la rupture de l'éprouvette D

- Équivalence du paramètre géométrique prépondérant. L'éprouvette tubulaire comporte une valeur du rayon ramené à l'épaisseur similaire à celle du fond de cuve hémisphérique. Les dimensions ont cependant été diminuées d'un ordre de grandeur d'environ 175 pour des raisons économiques.
- Équivalence de l'état de contrainte. L'éprouvette est soumise à une pression interne de 2.5MPa (cas d'un scénario d'accident qui comprend une pression interne modérée) et à un effort de traction constant tel que le rapport des contraintes nominales de membrane soient égales à 1.65 (au lieu de 1 à 1.6 dans le cas réel). L'état initial des essais correspond à un état pour lequel le fond de cuve a commencé à fluer.
- Application d'un chargement thermique permettant d'étudier la variabilité du comportement du matériau suivant sa nuance. Le chargement thermique est homogène dans la zone utile de l'éprouvette. Deux températures ont été testées : 900

et 1000°C.

- Équivalence du volume de gaz pressurisé. L'énergie de chargement disponible dans le volume de gaz pressurisé ramenée à l'énergie nécessaire au décallotage complet de la structure est équivalent au cas réel.

Dans ce contexte, des essais biaxiaux (pression interne + traction) sur tubes pressurisés à haute température ont été mis en oeuvre. Le dispositif expérimental permet le suivi optique de l'initiation et de la propagation de la fissure. Ainsi, il est possible d'obtenir un bon ordre de grandeur de la vitesse de propagation circonférentielle. Les courbes de dépressurisation en fonction du temps qui sont corrélées à l'aire fissurée en fonction du temps sont un autre aspect très intéressant des résultats. Elles ont permis de vérifier qu'une loi de dépressurisation simple sous l'hypothèse de détente adiabatique permet de retrouver la dépressurisation expérimentale pendant la propagation stable de la fissure. Les essais ont été effectués avec un volume de gaz pressurisé plus faible que celui prévu au départ lors de la mise à l'échelle. La transférabilité des résultats n'est donc pas assurée mais les résultats restent très intéressants car ils permettent une caractérisation originale des deux nuances d'acier 16MND5.

Chaque association température-nuance a fait l'objet d'essais doublés. Les résultats en termes d'initiation et de propagation de fissure sont les suivants :

- Une grande influence de la température de chargement est constatée sur les temps d'initiation et sur la propagation de la fissure. A 1000°C, l'initiation est plus précoce et la propagation est plus rapide. Ainsi, toutes les éprouvettes testées à cette température se sont rompues complètement au cours de la dépressurisation. La propagation a été tellement rapide que l'on peut supposer qu'un volume de chargement plus important n'aurait pas eu de grandes conséquences sur la cinétique de brèche. A 900°C, trois éprouvettes sur quatre n'ont que très peu propagé pendant la dépressurisation. Pour ces essais, un volume mis à l'échelle aurait eu des conséquences certaines sur la propagation de fissure.
- Pour une même température, une grande dispersion du temps à initiation et de la vitesse de propagation de la fissure a été constatée.
- En ce qui concerne les mesures globales (déplacements, temps d'initiation, vitesse de propagation), l'influence de la variabilité du comportement du matériau n'a pas été mis en évidence à température donnée. En effet, l'éprouvette n'est pas préfissurée et la variation de volume induite par la déformation de l'éprouvette lors du fluage n'entraîne pas de chute de la pression. Dans ce cas précis, l'influence de la nuance est négligeable devant l'influence de l'état de déformation et d'endommagement de la structure au moment de l'instabilité qui provoque la fissuration.
- L'hypothèse retenue est donc l'influence des défauts (épaisseur de la paroi, point chaud, défaut métallurgique local) pour expliquer la disparité des résultats constatés dans tous les programmes d'essai. En effet, les défauts sont responsables d'une localisation des déformations de l'éprouvette jusqu'à initiation de la fissure étant donné que la structure n'est pas préfissurée.
  Un défaut important (réduit) conduit à une initiation plus précoce (tardive) et à

une propagation lente (rapide). Cette influence est d'autant plus importante que le chargement mécanique global et le chargement thermique local de l'éprouvette sont modifiés par la dépressurisation.

Par ailleurs, même si le volume de gaz pressurisé avait été mis à l'échelle, la transposabilité des essais au cas réel n'est pas directe. Plusieurs hypothèses simplificatrices ont été utilisées :

- La paroi ne comporte aucun gradient de température dans son épaisseur. Les essais OLHF ont montré que ce gradient a tendance à retarder l'initiation et à ralentir la propagation de la fissure.
- Lors de la dépressurisation de l'éprouvette, l'argon a tendance à refroidir les lèvres de la fissure et donc à renforcer localement les propriétés du matériau ce qui ralentit la propagation de fissure à chargement mécanique constant. Ce refroidissement est d'autant plus important pour des vitesses de propagation lentes.
  Dans le cas réel, les lèvres de la fissure sont en contact avec, d'une part, le corium très chaud et d'autre part, la vapeur d'eau à 300°C (qui sera en train de se détendre et donc de refroidir).
- L'interaction chimique et mécanique du bain de corium fondu avec le matériau du fond de cuve est mal connue et n'est pas prise en compte.
- La présence de corium de part sa masse volumique et sa viscosité aurait tendance à ralentir l'écoulement de l'ensemble vapeur d'eau/corium.
- L'hypothèse de l'influence des défauts nécessite une étude probabiliste avec un plus grand nombre d'échantillons pour conclure de façon certaine sur une probabilité de rupture. Nous avons mis en évidence que la vitesse de propagation de la fissure n'est pas simplement induite par des caractéristiques intrinsèques au matériau mais aussi par des problèmes de faibles disparités structurelles et de chargement. Rappelons sur ce point que l'état de surface des éprouvettes est probablement beaucoup plus sain que celui de la cuve. Il faut donc prendre en compte les défauts de la structure réelle dans la conception du modèle. En effet les défauts doivent être équivalents vu qu'ils sont promoteurs de l'initiation et de la propagation de la fissure.

Ces essais analytiques ont été suffisamment bien instrumentés pour que leur simulation numérique soit abordable. A partir d'une géométrie simple d'éprouvette, toutes les conditions mécaniques et thermiques sont connues pendant la totalité des essais (fluage, initiation de la fissure et propagation).

Pour être menée à son terme, la simulation doit cependant prendre en compte :

- Une bonne caractérisation du comportement du matériau de son état sain à son état rompu pour une large gamme de températures (500-1000°C) et de vitesses de déformation ($\dot{\varepsilon}_{conv} \geq 5.E-3s^{-1}$).
- Un outil permettant de modéliser la rupture ductile dans le cadre des grandes déformations.

Chapitre 3

Modélisation de la rupture ductile

Sommaire

3.1 Introduction 64
3.2 Approche locale 64
3.2.1 Initiation des cavités 64
3.2.2 Croissance et coalescence des cavités 66
3.2.3 Le problème de la localisation [BOR 04] 69
3.2.4 Bilan 70
3.3 Modélisation de la rupture ductile par un modèle cohésif 70
3.3.1 Historique 72
3.3.2 Lois de traction séparation 72
3.3.3 Implémentation du modèle dans un formalisme éléments finis . . . 77
3.3.4 Détermination des paramètres de lois de traction séparation ductiles 80
3.3.5 Lois de traction séparation plus évoluées 86
3.3.6 Bilan 89
3.4 Conclusion 89

3.1 Introduction

Ce chapitre constitue une synthèse ciblée et non exhaustive de la simulation de la rupture ductile ou de la rupture par fluage des métaux. Les deux mécanismes de rupture sont pilotés par le phénomène d'amorçage, de croissance et de coalescence de cavités.

Dans une première partie, les approches locales sont présentées. Elles permettent de bien comprendre les facteurs influants sur la propagation de la fissure dans le cas d'un métal à température ambiante mais aussi pour les températures étudiées (800-1100°C).

La deuxième partie consiste en un état de l'art de la simulation de la rupture ductile des métaux par des modèles cohésifs. Nous verrons les avantages mais aussi les limites de l'utilisation de ce type de modèle simplifié pour notre cas d'étude.

3.2 Approche locale

Dans la section 1.5.1 page 22, il a été rapporté que deux mécanismes différents d'endommagement ont pu être observés lors d'essais de caractérisation de plusieurs nuances d'aciers 16MND5 pour des températures comprises entre 800 et 1100°C.

La nuance Rupther, contenant un faible pourcentage massique de soufre, est soumise à un endommagement transgranulaire ductile alors que la nuance krakatoa, contenant un plus fort taux massique de soufre, a un comportement à rupture caractérisé par un endommagement intergranulaire de fluage.

Pour ces deux types d'endommagement, les mécanismes entrant en jeu peuvent être décomposés en trois étapes (voir figures 3.1 et 3.2 page ci-contre) :

- Amorçage de cavités
- Croissance des cavités
- Coalescence des cavités

Les deux nuances sont hautement viscoplastiques du fait de la température. Les deux mécanismes d'endommagement sont donc dépendants du chargement, de la vitesse de chargement et du temps. Nous allons cependant rapidement présenter les modélisations relatives à un métal à température ambiante puis nous étendrons notre point de vue à un métal soumis à des températures caractéristiques de l'accident grave.

3.2.1 Initiation des cavités

Les inclusions et les particules de seconde phase sont en général à l'origine des cavités dans les deux types d'endommagement. L'initiation des cavités est due à l'incompatibilité de déformation entre ces particules dures et la matrice métallique. L'amorçage est soit lié à la décohésion de l'interface entre ces particules et la matrice soit à la rupture de ces particules.

Dans le cadre de la rupture ductile, l'amorçage se situe sur des particules à l'intérieur du grain alors que la localisation traditionnelle, dans le cas du fluage, se situe aux joints de grain sur des précipités ségrégés (induite par glissement des joints de grains, par des

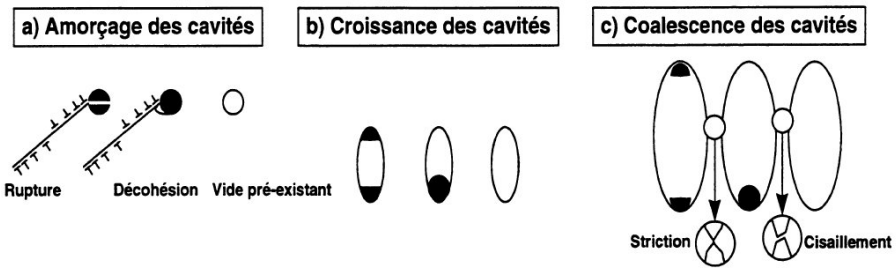


FIG. 3.1: Endommagement ductile [MIA 95]

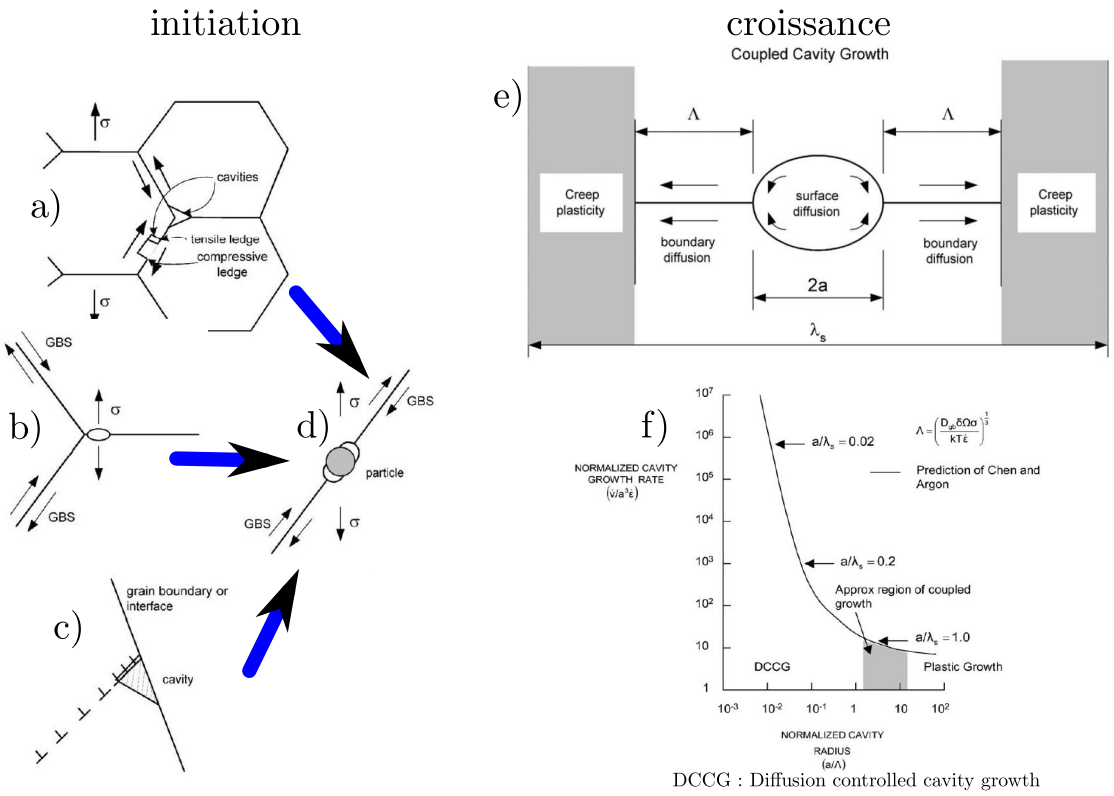


FIG. 3.2: Endommagement de fluage [KAS 03], a) glissement des joints de grains, b) concentration de contrainte, c) entassement de dislocation, d) particules au joint de grain, localisation favorable de formation d'une cavité, e) modèle couplé de croissance par diffusion et plasticité, f) Vitesse de croissance [CHE 81a, CHE 81b]

concentrations de contrainte, par entassement de dislocation : mécanisme de Zener-Stroh [STR 54]).

Le groupe français Beremin [BER 81] propose la relation semi-empirique 3.1 pour caractériser l'intiation de cavités dans un métal à température ambiante :

$$\sigma_c = \sigma_I + C.(\bar{\sigma} - \sigma_0) \tag{3.1}$$

où C est fonction du chargement considéré, σ_I représente la contrainte principale maximale, $\bar{\sigma}$ la contrainte équivalente au sens de Von-Mises et σ_0 la limite d'élasticité.

3.2.2 Croissance et coalescence des cavités

La croissance et la coalescence de cavités des métaux à température ambiante sont simplement soumises à l'état de contrainte alors qu'à haute température, elles sont aussi dépendantes du temps, via des mécanismes de diffusion.

Pour de faibles vitesses de déformation, la croissance des cavités par fluage est soumise à la diffusion de lacunes. La diffusion se produit par migration de la surface de la cavité [CHU 73] et par transport de vide le long des joints de grain [HUL 59]. Un autre phénomène important pour la croissance des cavités est le glissement des joints de grains [EVA 69] qui apparaîtrait plutôt lors du fluage tertiaire.

Pour des vitesses de déformation plus importantes, la croissance de cavités se produit exclusivement par plasticité (dépendante du temps) [HAN 76].

Finalement, les deux phénomènes peuvent être couplés [CHE 81a, CHE 81b] sur une certaine gamme de température et de vitesse de déformation (voir figure 3.2 page précédente).

Un résumé de l'état de l'art sur l'initiation et la croissance des cavités en fluage a été apporté par Kassner et Hayes [KAS 03].

3.2.2.1 Métal à température ambiante

De nombreux modèles mathématiques ont été proposés pour décrire la croissance des cavités. Tous ces modèles montrent le rôle prédominant de la triaxialité des contraintes. Le plus répandu est certainement le modèle de Rice et Tracey [RIC 69] pour lequel on considère une cavité sphérique dans un milieu infini constitué d'un matériau rigide plastique. En exprimant l'expansion de la cavité dans les trois directions principales, les auteurs proposent une relation entre la taille de cette cavité (via un rayon moyen) et les champs de contraintes et de déformations :

$$ln(\frac{\bar{R}}{R_0}) = \alpha \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon} e^{(\frac{3}{2}\cdot\frac{\sigma_m}{\sigma_0})} d\bar{\varepsilon}^p \text{ où } \bar{R} = \frac{R_1+R_2+R_3}{3}, \tag{3.2}$$

où R_i représente les rayons dans les directions principales, R_0 le rayon initial, $\sigma_m = \frac{1}{3}Tr(\boldsymbol{\sigma})$ la contrainte hydrostatique, σ_0 la limite d'élasticité et $\bar{\varepsilon}^p$ la déformation plastique équivalente.

Des modèles couplés dits poreux ont été par la suite proposés [GUR 77, TVE 84, ROU 87] : ces modèles prennent en compte l'endommagement (fraction volumique de cavités f) dans le potentiel plastique, et donc son influence sur le comportement global du matériau. Le plus utilisé de ces modèles est le modèle de Tvergaard et Needleman (GTN) [TVE 84] qui ont modifié le potentiel établi par Gurson [GUR 77] pour prendre en compte l'interaction des cavités, notamment pendant la phase de coalescence. Le potentiel Φ résultant s'écrit :

$$\Phi = \frac{\bar{\sigma}^2}{\sigma_0^2} + 2f^* q_1 .cosh(\frac{3}{2}.q_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_0}) - (1 + q_1 f^{*^2}) = 0 \tag{3.3}$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente de Von Mises, σ_0 la contrainte d'écoulement de la matrice, σ_m la contrainte hydrostatique. f^* est une fonction permettant de représenter l'accélération de l'endommagement pendant la phase de coalescence.

$$\begin{array}{cc} f^* = f & f \leq f_c \\ f^* = f_c + \delta(f - f_c) & f > f_c \end{array} \tag{3.4}$$

où f_c correspond au début de la coalescence.

3.2.2.2 Métal à haute température

Modèles couplés poreux

Des modèles couplés poreux ont aussi été proposés à haute température. Ils ne prennent en compte que le mécanisme de croissance de cavités par écoulement viscoplastique. On peut, par exemple, citer le modèle de Leblond, Perrin et Suquet [LEB 94] dont la "gauge function" $\bar{\Psi}_{LPS}$ (équivalent de la fonction seuil en plasticité, fonction à partir de laquelle on peut calculer le tenseur de taux de déformation $\boldsymbol{D}$) a été déterminée dans le cas de cavités sphériques ou cylindriques et d'un matériau visqueux non-linéaire :

$$\bar{\Psi}_{LPS}(\boldsymbol{S}) \equiv CQ^2 + f\left[F(\kappa H) + \frac{n-1}{n+1}\frac{1}{F(\kappa H)}\right] - 1 - \frac{n-1}{n+1}f^2,\ F(x) \equiv \left(1 + \frac{1}{n}|x|^{\frac{n+1}{n}}\right)^n \tag{3.5}$$

où $\boldsymbol{S}$ est le tenseur macroscopique des contraintes, f la porosité, n l'exposant de la loi de Norton sans seuil à laquelle obéit la matrice sans cavités. Q et H sont des contraintes réduites définies, pour un chargement axisymétrique, par :

$$Q \equiv S_{zz} - S_{xx};\quad H \equiv \left\{ \begin{array}{ll} M \equiv \frac{1}{3}tr\boldsymbol{S} & \textit{cavités sphériques}, \\ \frac{1}{2}S_{\alpha\alpha}\ (\alpha = x, y) & \textit{cavités cylindriques}. \end{array} \right. \tag{3.6}$$

Par ailleurs les coefficients C et κ valent :

$$C = \left\{ \begin{array}{ll} 1 + \frac{2f}{3} & \textit{cavités sphériques}, \\ 1 & \textit{cavités cylindriques}, \end{array} \right. \quad \kappa = \left\{ \begin{array}{ll} \frac{3}{2} & \textit{cavités sphériques}, \\ \sqrt{3} & \textit{cavités cylindriques}. \end{array} \right. \tag{3.7}$$

Ainsi, on peut voir que le taux de triaxialité joue, comme à température ambiante, un rôle prépondérant sur le phénomène de croissance de cavités. Cet aspect a aussi été montré expérimentalement [TAK 09]. Des améliorations de ce type de modèles ont, par ailleurs, été proposées récemment en prenant en compte la forme de la cavité [FLA 05b, FLA 05a] et le phénomène de coalescence [FLA 05c].

Modèle viscoplastique couplé à de l'endommagement [LEM 96]

Dans le cadre de notre problématique d'accidents graves, un modèle de comportement viscoplastique à écrouissage isotrope multiplicatif couplé à un mécanisme d'endommagement isotrope est utilisé par le CEA Saclay. Les équations du modèle, proposé par Lemaître et Chaboche [LEM 96], sont les suivantes :

- Partition des taux de déformations :

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}} = \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_e + \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_p \tag{3.8}$$

  où $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}$ représente le tenseur de taux de déformation, $._e$ la partie élastique et $._p$ la partie viscoplastique.
- Taux de déformation élastique :

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_e = \frac{1+\nu}{E}\frac{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}{1-D} - \frac{\nu}{E}\frac{Tr(\dot{\boldsymbol{\sigma}})}{1-D}\mathbf{I}, \tag{3.9}$$

  où E représente le module d'Young, ν le coefficient de poisson, $\boldsymbol{\sigma}$ le tenseur de contrainte, D la variable d'endommagement.
- Taux de déformation viscoplastique :

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_p = \frac{3}{2}\dot{p}\frac{\boldsymbol{\sigma}'}{\bar{\sigma}}, \tag{3.10}$$

  où $\dot{p} = \left(\frac{2}{3}\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_p : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_p\right)^{\frac{1}{2}}$ représente le taux de déformation viscoplastique cumulée, $\bar{\sigma}$ la contrainte équivalente au sens de Von Mises et $\boldsymbol{\sigma}'$ le déviateur des contraintes.
- Écrouissage multiplicatif isotrope et loi de Norton généralisée :

$$\dot{r} = \dot{p}(1-D) = \left(\frac{\bar{\sigma}}{(1-D)Kr^{\frac{1}{M}}}\right)^N \tag{3.11}$$

  où r est la variable d'écrouissage isotrope
- Taux d'endommagement isotrope (Loi de Kachanov [KAC 86], endommagement viscoplastique fragile) :

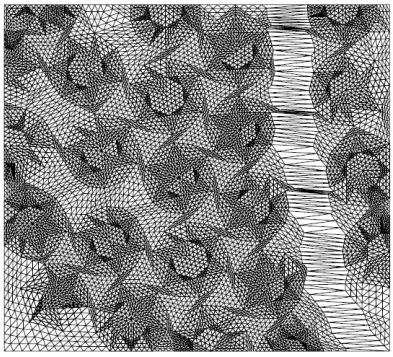
$$\dot{D} = \left\langle \frac{\bar{\sigma}}{A} \right\rangle^R (1-D)^{-k(\bar{\sigma})} \tag{3.12}$$

Le modèle a été identifié à partir d'essais de fluage réalisés lors du programme Rupther [GEN 99]. Il a été implémenté dans le code de calcul éléments finis Cast3M [CAS] et a été utilisé pour simuler les essais sur tubes du programme RUPTHER jusqu'à l'initiation de la fissure [NIC 96, NIC 01]. Il a aussi été utilisé pour simuler les essais LHF, fissuration comprise. Lors de ces calculs, la fissuration de la cuve est simulée par érosion successive au cours des pas de temps des éléments endommagés.

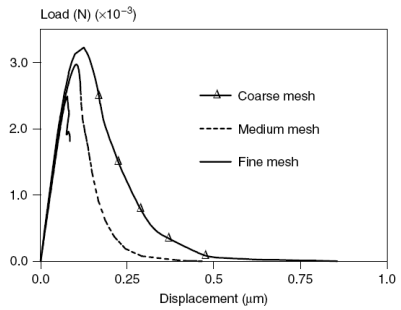
3.2.3 Le problème de la localisation [BOR 04]

D'un point de vue numérique, les approches locales présentent certaines difficultés de mise en oeuvre. Les simulations effectuées avec des matériaux adoucissants ou des matériaux endommageables donnent des résultats qui ne sont pas objectifs vis à vis du maillage. Cela se traduit en général par une localisation artificielle de la déformation ou de l'endommagement dans une zone dont la taille tend vers zéro lorsque le maillage est raffiné (voir figure 3.3).

Ainsi, le problème majeur est que l'énergie dissipée par endommagement tend vers 0 quand on raffine le maillage, simplement parce que le volume dans lequel le processus de rupture a lieu, tend aussi vers 0. D'un point de vue physique, cette observation est inacceptable.



deformed SIC/C specimen beyond peak load exhibiting a localized failure mode



load line displacement curves for SIC/C specimen obtained with a standard softening plasticity model

FIG. 3.3: Approche locale : dépendance au maillage [BOR 04]

Pour remédier à ce problème de sensibilité au maillage, la technique généralement utilisée est de considérer que les contraintes en un point matériel ne peuvent plus être décrites de manière locales, mais qu'elles doivent prendre en compte une longueur ou un temps interne traduisant l'interaction d'un point avec ses voisins. Cela permet de conserver en mémoire au niveau macroscopique des informations sur le comportement microscopique (longueur d'influence, vitesse d'évolution maximale,...). Ainsi plusieurs méthodes ont été développées :

- Le modèle du second gradient [BOR 04] : Le principe générale de ce modèle est d'introduire le second gradient de la déformation plastique dans les équations, ce qui permet d'assujettir la déformation locale en un point à celle de ses voisins.
- Les modèles non-locaux (application au modèle de Rousselier : [SAM 07]) : Ce type de modèle régularise le problème en moyennant les variables internes sur une zone dont la taille est donnée par des justifications microscopiques, imposant du même coût une taille de localisation non-nulle.
- Les modèles à effet retard [SUF 04] : Ce type de modèle s'applique plus spécifiquement aux matériaux endommageables. Il s'agit, dans ce cas, de limiter le taux d'endommagement, introduisant par la même occasion un temps caractéristique dans la définition du matériau.
- ...

3.2.4 Bilan

L'approche locale vise à modéliser les mécanismes d'endommagement d'un matériau. Dans le cas de la déchirure ductile ou par fluage d'un métal, ces modèles sont basés sur l'initiation, la croissance et la coalescence de cavités.

L'approche locale est une méthode appropriée pour l'étude phénoménologique des mécanismes d'endommagement conduisant à la rupture du matériau. Elle permet de simuler de nombreux phénomènes qui ne sont pas pris en compte par des approches "simplifiées". Cependant, si elle est basée sur des concepts physiques, elle reste contestée dans sa mise en oeuvre numérique. Les temps de calculs sont importants, les modèles comportent de nombreux paramètres, les résultats sont dépendants de la taille de maille. Sur ce dernier point, des méthodes de régularisation existent.

3.3 Modélisation de la rupture ductile par un modèle cohésif

Les modèles cohésifs visent à refléter les effets mécaniques de la fracture process zone en pointe de fissure par une vision macroscopique, sans décrire explicitement les phénomènes locaux d'endommagement. La fracture process zone est une zone limitée en pointe de fissure dans laquelle l'endommagement passe d'un état diffus à un état localisé. L'endommagement peut s'accompagner d'une forte déformation suivant le matériau étudié.

La zone est modélisée par deux surfaces initialement coïncidentes. Pendant le chargement, les deux surfaces se séparent jusqu'à décohésion totale. Elles simulent alors les lèvres de la fissure. Une loi de traction-séparation contrôle la traction reliant les deux surfaces en fonction de leur séparation et modélise ainsi les phénomènes de rupture associés au matériau étudié (nucléation, croissance et coalescence de cavités pour les métaux ; microfissures pour les matériaux quasi-fragiles comme le béton ; craquelures et

fibrillation pour les polymères...). La figure 3.4 présente le modèle.

Par rapport aux modèles locaux, les modèles cohésifs offrent une alternative très conviviale et pratique. Parmi les principaux avantages, nous pouvons citer leur robustesse numérique, leur économie en temps de calcul [NÈG 05], leur non-dépendance à la taille de maille et la nécessité d'un faible nombre de paramètres pour décrire le modèle (dans la plupart des cas, 2 paramètres à comparer aux 7 paramètres du modèle GTN de plasticité des métaux poreux).

Par rapport aux approches plus conventionnelles (c.à.d l'extension de la mécanique linéaire de la rupture au cas ductile par des méthodes basées sur l'intégrale J [RIC 68a] et au cas viscoplastique par des méthodes basées sur l'intégrale C^* [RIC 68a, RIE 91]), les modèles cohésifs n'ont pas besoin d'une fissure pré-existantes. Ils peuvent gérer le passage de la localisation à la fissuration. Pour plus d'informations sur les méthodes appliquées à la rupture ductile, basées sur l'intégrale J, se référer à la thèse de S. Marie [MAR 99]. En ce qui concerne l'intégrale C^* se référer à la thèse de M.R. Kabiri [KAB 03].

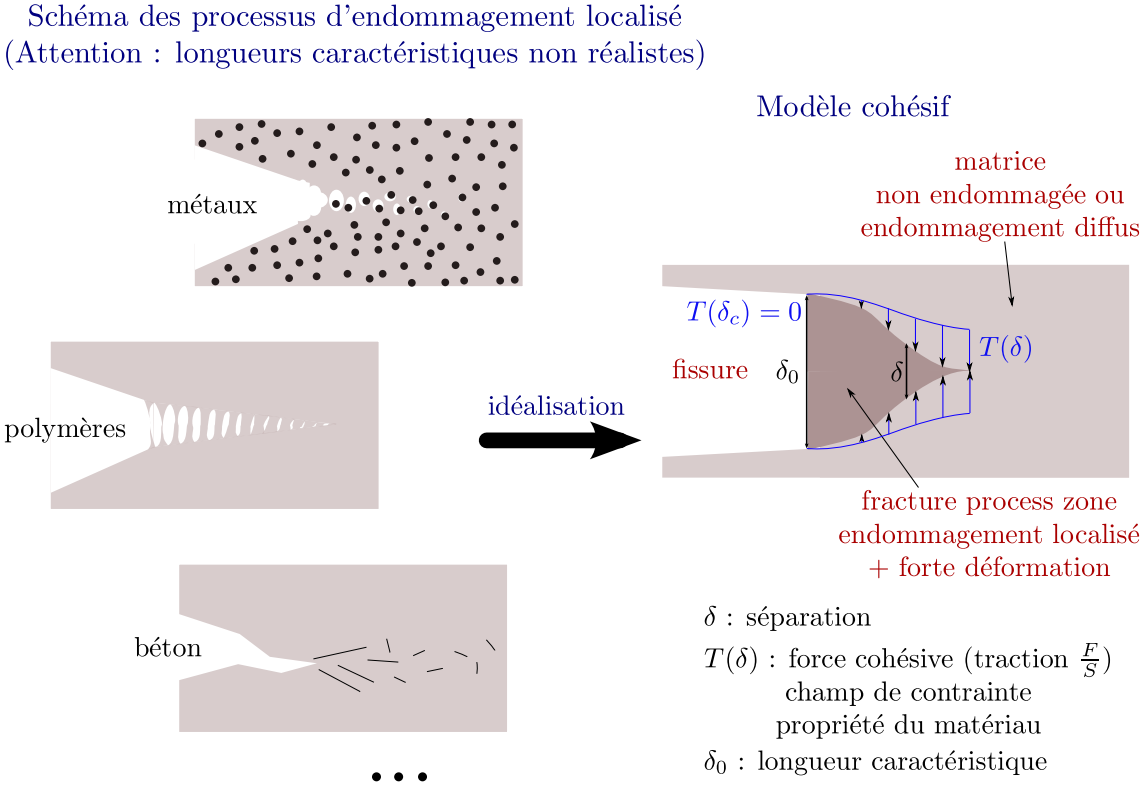


FIG. 3.4: Modèle cohésif

3.3.1 Historique

Le concept de zone cohésive a été proposé indépendamment par Barenblatt [BAR 62] et Dugdale [DUG 60] au début des années 60. Il avait pour but de régulariser la singularité en pointe de fissure prédite par la mécanique élastique linéaire de la rupture [IRW 57]. Barenblatt a suggéré que près de la pointe de fissure, les forces interatomiques qui attirent les deux surfaces en cours de séparation ne peuvent pas être ignorées dans l'analyse. Dugdale a considéré une plus grande zone en pointe de fissure afin de limiter le développement de contraintes à quelques multiples de la limite d'élasticité. Dans les deux modèles, l'état de contrainte le long de la process zone n'est plus dépendant du chargement. L'état de contrainte devient donc une propriété du matériau.

La première application du modèle de zone cohésive a été réalisée par Hillerborg en 1976 [HIL 76] pour représenter l'endommagement du béton.

L'application au cas des métaux a été initiée principalement par Needleman, Tvergaard et Hutchinson. La première analyse de l'endommagement microscopique des matériaux ductiles (décohésion d'une particule dans une matrice ductile) a été réalisée par Needleman en 1987 [NEE 87]. La première avancée de fissure macroscopique dans un matériau ductile a été analysée par Tvergaard et Hutchinson [TVE 92].

Ainsi, les modèles cohésifs ont été utilisés pour la simulation de la rupture de nombreux matériaux comme le béton [HIL 76, PLA 99, BAZ 02], les polymères [RAH 99, ALL 98, TIJ 00], les céramiques [FOO 86, CAM 96, SWA 05], les métaux [TVE 96, TVE 02, TVE 04, SIE 00]...

Par ailleurs, en dehors de la rupture quasi-statique sous sollicitation monotone, les modèles cohésifs ont aussi été appliqués au cas de la fatigue [LAV 09], au cas de la dynamique [ORT 99] et plus récemment à la fragmentation [MOL 07].

3.3.2 Lois de traction séparation

3.3.2.1 Les paramètres caractéristiques et leur signification physique

Les lois de tractions séparations, ou "lois cohésives", lient la traction T à laquelle est soumise l'interface, à la séparation δ qui représente le saut de déplacement des deux faces, initialement coïncidentes (voir figure 3.5 page suivante).

L'interface rompt lorsque la séparation atteint une valeur critique δ_0, valeur spécifique au matériau considéré. La contrainte est alors nulle, ce qui simule la décohésion totale de l'interface. δ_0 pourrait être interprété comme la hauteur de la zone endommagée au moment de la rupture (par exemple, la longueur des fibriles au moment de leur rupture dans le cas des polymères, le diamètre de la cavité au moment de sa coalescence avec la fissure pour les métaux...). On peut aussi rapprocher ce paramètre à la valeur du CTOD (crack tip opening displacement) pendant la propagation.

Un autre paramètre important est la traction maximale atteinte dans la loi de traction séparation T_0 qui est aussi un paramètre matériau.

La forme de la loi est souvent considérée comme étant de seconde importance par rapport aux deux paramètres précités. Cette hypothèse reste très valable pour l'initiation de la propagation, nous verrons qu'elle a des effets très significatifs sur la vitesse de propagation pour notre matériau. La figure 3.5 représente les lois les plus communément utilisées (rupture fragile ou quasi-fragile c) et d), rupture ductile a) b) e) et f)).

s

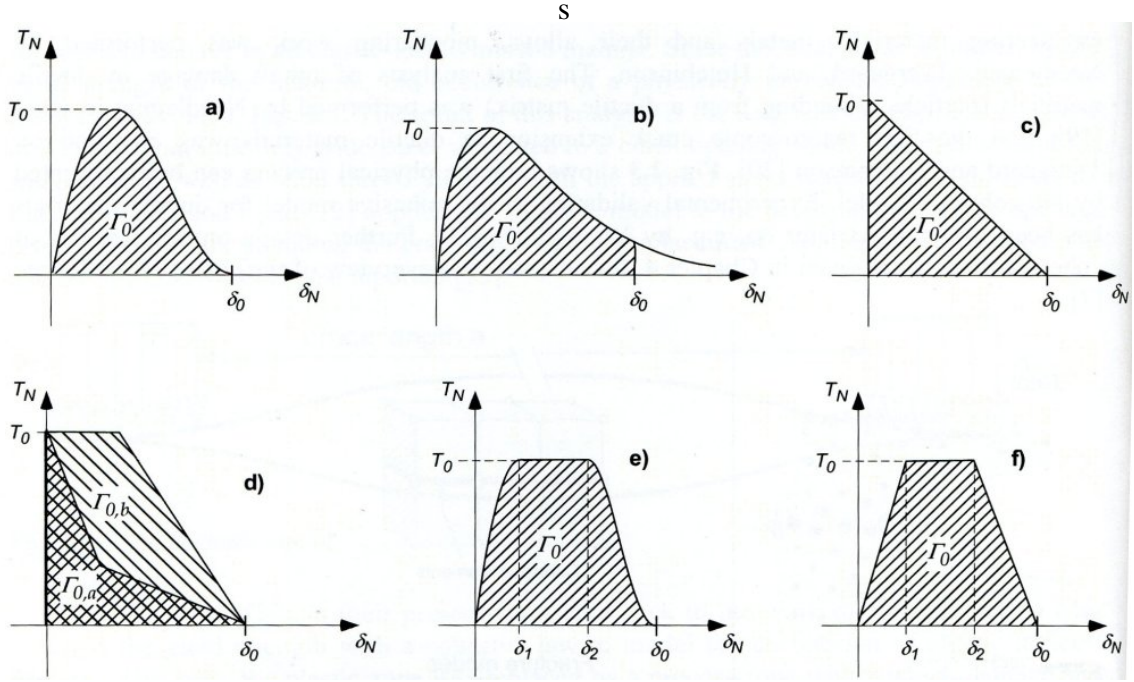


FIG. 3.5: Lois typiques de traction-séparation [SCH 09] : a) Needleman [NEE 87], b) Needleman [NEE 90], Hillerborg [HIL 76], d) Bažant [BAZ 02], e) Scheider [SCH 03], f) Tvergaard and Hutchinson [TVE 92]

Un troisième paramètre caractéristique peut être mis en place. Le taux de restitution d'énergie surfacique (énergie cohésive) Γ_0 :

$$\Gamma_0 = \int_0^{\delta_0} T(\delta) d\delta \tag{3.13}$$

Cette énergie correspond à l'aire sous la loi de traction séparation. c'est l'énergie nécessaire pour la création d'une surface rompue valant l'unité.

Dans le cas général, la définition de la ténacité R au sens de Turner [TUR 94] la met bien en évidence. Pour rappel :

$$R = \frac{1}{B}\frac{d(U - E_e)}{da} = \frac{1}{B}\frac{dE_{diss}}{da} + \Gamma_0, \tag{3.14}$$

où U correspond à l'énergie interne, E_e à l'énergie élastique, B à l'épaisseur de l'éprouvette, E_{diss} à l'énergie inélastique dissipée en volume, a à l'avancée de fissure.
R représente l'énergie dissipée nécessaire à l'extension de la surface fissurée d'un incrément Bda. Cette énergie est séparée en deux contributions : une énergie dissipée inélastiquement en volume $\frac{dE_{diss}}{da}$ et une énergie surfacique Γ_0 dissipée dans la fracture process zone, lors de la création des deux lèvres de la fissure qui correspond à l'énergie cohésive.

Ainsi, on peut constater que dans le cas d'un matériau élastique ($\frac{dE_{diss}}{da} = 0$), l'énergie cohésive correspond au taux de restitution d'énergie critique G_c [GRI 20].

Le lien entre la LEFM (Linear Elastic Fracture Mechanics) et le modèle cohésif peut alors être vu de la manière suivante. La LEFM peut être considérée comme un cas limite de modèle cohésif si on fait tendre la longueur critique δ_0 vers 0 en gardant constante la valeur de l'énergie cohésive $\Gamma_0 \equiv G_c$. La valeur de la contrainte d'initiation tend alors vers l'infini (singularité prédite par la LEFM [IRW 57]) et on obtient une courbe de traction-séparation ayant la forme d'un Dirac. En cela, la taille de la process zone tend vers 0, c'est une ligne qui correspond au front de fissure.

Par conséquent, dans le cadre de la mécanique fragile (quasi-fragile), quand la taille de la fracture process zone est négligeable devant la taille de la fissure, seul le paramètre $\Gamma_0 \equiv G_c$ est prépondérant pour caractériser la propagation. L'utilisation de la LEFM est donc suffisante. Par contre, si la taille de la process zone n'est pas négligeable devant les dimensions de la fissure (cas d'une petite préfissure voir d'un matériau non fissuré), alors l'utilisation de la LEFM sera mise à défaut. C'est la valeur de la traction maximale T_0 ainsi que l'adoucissement qui s'ensuit, qui joue un rôle prépondérant dans le processus de rupture [ELI 02].

Dans le cadre de la mécanique de la rupture ductile, si l'influence de T_0 est plus prononcée pour de faible taille de brèche, la traction maximale reste cependant un paramètre déterminant durant toute la propagation. A partir de l'équation 3.14 page précédente, considérons une loi de comportement du matériau élastoplastique avec un écrouissage quelconque. A Γ_0 fixée, plus la traction maximale t_{max} est importante devant la limite d'élasticité du matériau, plus le paramètre de ténacité R augmente car le taux d'énergie dissipée plastiquement en volume augmente [LI 03]. A t_{max} fixée, plus l'énergie surfacique $\Gamma 0$ augmente plus R augmente, de façon intrinsèque, mais aussi parce que la fracture process zone s'agrandit et provoque l'augmentation du taux d'énergie dissipée plastiquement (Voir annexe L page 279 pour plus de détails).

Finalement, étant donné une loi de traction séparation, la caractérisation de deux paramètres sur les trois précités (T_0, δ_0 et Γ_0) permet d'identifier totalement une loi. Il apparait souvent utile d'utiliser l'énergie cohésive dans le cas de la rupture des métaux.

3.3.2.2 Les lois de type intrinsèque et extrinsèque

Deux types de lois peuvent être rencontrées dans la littérature. Les lois extrinsèques comportent une traction nulle et une pente positive à l'origine (cas des lois a), b), e) et f) de la figure 3.5). Les lois intrinsèques comportent une traction non nulle à l'origine (cas

des lois c) et d) de la figure 3.5 page 73).

Les lois extrinsèques (à traction initiale nulle) sont contraires à l'hypothèse fondatrices des zones cohésives qui ne simulent que le processus "dissipatif localisé" conduisant à la rupture. Ainsi puisque l'épaisseur de l'interface est initialement nulle, le déplacement élastique correspondant doit aussi être nul (sous peine de modifier la raideur de la structure). Si on considère la séparation initiale commme étant inélastique, ce type de lois implique qu'une très faible contrainte entraîne l'ouverture d'une fissure dans un matériau ce qui n'est pas physique. [JIN 05, ELI 02, CHA 06]

En allant plus loin, dans le cas d'un matériau homogène isotrope, une pente initiale positive (même pour une traction initiale non nulle T_0) ne peut être utilisée. Si on fait l'hypothèse d'une loi comprenant un écrouissage initial suivi d'un adoucissement, une fissure cohésive commence à s'ouvrir quand la contrainte atteint T_0. Puisque la contrainte doit augmenter pour continuer à ouvrir la fissure, les points voisins subissent aussi une augmentation de leur contrainte qui atteint T_0. Ainsi d'autres fissures cohésives vont s'initier et commencer à s'ouvrir. Le résultat donne des fissurations cohésives qui s'étendent dans une zone finie avec des ouvertures infimes ce qui conduit à une impossibilité de localiser la fissure. Ce phénomène est inconsistant avec le modèle cohésif [ELI 02, PLA 03].

D'un autre côté, les modèles cohésifs sont utilisés pour leur simplicité d'implémentation. Dans le cadre de l'implémentation la plus courante : les éléments finis cohésifs (voir section 3.3.3.2 page 78), des développements doivent être mis en oeuvre pour utiliser une loi de traction séparation, comportant une pente initiale infiniment rigide, dans un solveur de type Newton-Raphson. Par conséquent, une loi extrinsèque est plus pratique pour éviter les problèmes numériques. De plus, l'influence néfaste des lois extrinsèques sur la raideur apparente de la structure peut être atténuée par le choix d'une pente initiale très raide par rapport à la raideur de la structure. De même, si les zones cohésives sont placées sur une trajectoire unique de fissure, l'effet de la pente intiale est négligeable. Ce n'est plus le cas lorsque des éléments cohésifs sont placés entre chaque élément continu du maillage, cas où l'on ne connait pas à priori le trajet de fissuration.

3.3.2.3 Les modes de rupture

Tous les modes de rupture (voir figure 3.6 page suivante) ainsi que les modes mixtes peuvent être représentés par les modèles cohésifs. Dans notre cas d'étude, du moins au début de la fissuration, la structure n'est pas sollicitée en mode mixte. Nous donnerons donc seulement quelques références de leur prise en compte dans une formulation cohésive.

Considérons un maillage 2D (l'extension au 3D est directe), l'interface cohésive considérée a une normale qui la définit (voir figure 3.7 page suivante). La séparation de l'interface peut donc être décomposée suivant la composante tangentielle δ_t (mode II) et normale δ_n (mode I).

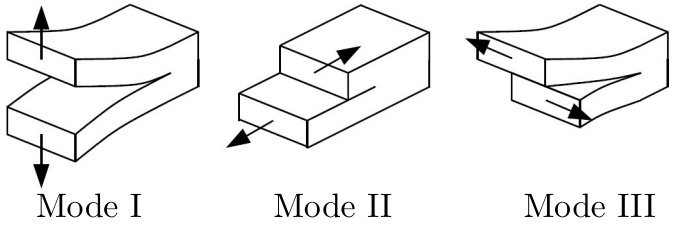


FIG. 3.6: Les 3 modes de ruptures [RAN 08]

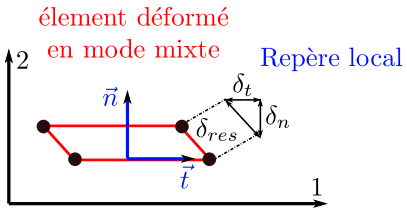


FIG. 3.7: Élements cohésifs déformés en mode mixte

En général le déplacement qui en résulte s'écrit :

$$\delta_{res} = \sqrt{\delta_n^2 + \delta_t^2}. \tag{3.15}$$

Il est à noter qu'il y a autant de formulation de mode mixte pour les zones cohésives que de lois de traction séparation. Dans le cas de la formulation la plus simple, la traction résultante est calculée par l'utilisation d'une séparation effective δ_{eff}, ici $\delta_{res} \equiv \delta_{eff}$:

$$\mathbf{T} = T(\delta_{eff})(\frac{\delta_n}{\boldsymbol{\delta}}\mathbf{n} + \frac{\delta_t}{\boldsymbol{\delta}}\mathbf{t}) \tag{3.16}$$

où $\mathbf{n}$ et $\mathbf{t}$ sont les vecteurs unitaires normal et tangentiel de l'interface. Une formulation similaire est donnée par l'ajout d'une pondération β pour la séparation tangentielle [CAM 96] :

$$\mathbf{T} = T(\delta_{eff})(\frac{\delta_n}{\boldsymbol{\delta}}\mathbf{n} + \beta^2\frac{\delta_t}{\boldsymbol{\delta}}\mathbf{t}) \tag{3.17}$$

Il existe d'autres formulations prenant en compte l'interaction entre les modes de séparation sans le calcul d'une séparation effective. La dépendance peut être explicite dans le calcul des composantes de la traction [XU 93] :

$$\begin{aligned} T_N &= T_0.e.exp\left(-\tfrac{\delta_N}{\delta_0}\right)\left[\tfrac{\delta_N}{\delta_0}exp\left(-\tfrac{\delta_T}{\delta_0}\right)^2 + (1-q)\left[1-exp\left(-\tfrac{\delta_T}{\delta_0}\right)^2\right]\tfrac{\delta_N}{\delta_0}\right] \\ T_T &= 2T_0.e.q\left(-\tfrac{\delta_T}{\delta_0}\right)\left(1+\tfrac{\delta_N}{\delta_0}\right)exp\left(-\tfrac{\delta_N}{\delta_0}\right)exp\left(-\tfrac{\delta_T}{\delta_0}\right)^2 \end{aligned} \tag{3.18}$$

Encore une autre approche a été présentée par [SCH 03], dans laquelle une décomposition multiplicative de la dépendance sur les modes de séparation a été utilisée :

$$\begin{aligned} T_N &= T_{N,0}f(\delta_N)g(\delta_T) \\ T_T &= T_{T,0}f(\delta_T)g(\delta_N) \end{aligned} \tag{3.19}$$

Dans ce cas, la formulation de la loi de traction séparation dans le cas unidimensionnel $f(\delta)$, est complètement découplée de la fonction d'interaction $g(\delta)$ et peut être choisie de façon indépendante.

Il est à noter que pour une propagation suivant un mode mixte, la fissure a tendance à tourner. Si le modèle est implémenté à l'aide d'éléments cohésifs, le trajet de la fissure dépend explicitement du maillage car la mixité dépend de l'orientation de la normale à l'élément joint considéré. Une mauvaise orientation de maillage peut alors provoquer des zigzags de la fissure non physiques.

3.3.3 Implémentation du modèle dans un formalisme éléments finis

Deux méthodes sont utilisées pour implémenter un modèle cohésif dans un formalisme éléments finis :

- Incorporer le modèle cohésif dans la formulation d'un élément continu, par exemple avec la méthode des éléments finis étendus ou la méthode des discontinuités fortes [BOR 04]. La direction de la propagation est alors indépendante du maillage.
- Définir l'interface à partir d'éléments joints, disposés entre des éléments continus, qui simulent le matériau en volume. Cette méthode est la plus communément utilisée de par sa simplicité de mise en oeuvre. Cependant, la direction de la fissuration est alors dépendante du maillage. Elle est tout à fait raisonnable quand le trajet de la fissure est connu à l'avance.

3.3.3.1 Éléments finis étendus : XFEM

La méthode des éléments finis étendus [MOË 99, BEL 99], permet, via un enrichissement des fonctions d'interpolation, de prendre en compte une discontinuité mobile indépendamment de la discrétisation. L'enrichissement est basé sur la propriété de partition de l'unité des éléments finis. Ainsi elle permet de simuler la propagation de fissure sans remaillage. La méthode a déjà été appliquée au cas d'un matériau élasto-plastique [ELG 07, PRA 07].

La première utilisation de cette méthode dans le cadre d'un modèle cohésif a été présentée par [MOË 02].

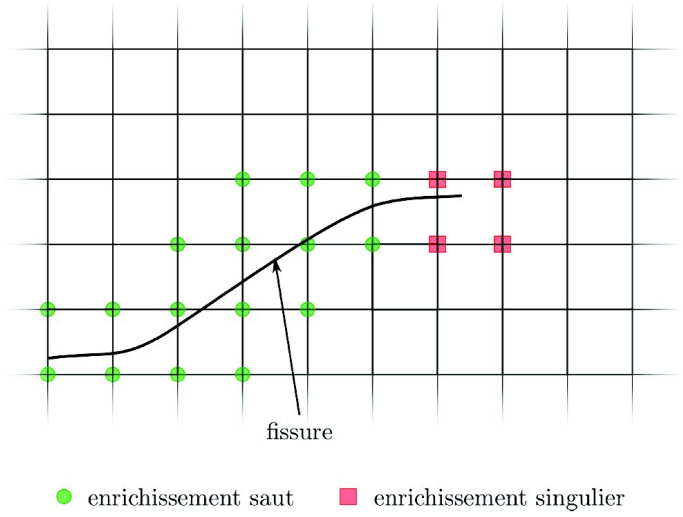


FIG. 3.8: Maillage XFEM et enrichissements [RAN 08]

Le déplacement en chaque point de l'élément est calculé à partir de l'approximation

éléments finis enrichis suivante :

$$\mathbf{u}^h = \sum_{i\in I} \mathbf{u}_i \Phi_i + \sum_{j\in J} \mathbf{b}_j \Phi_j H(f(\mathbf{x})) + \sum_{k\in K} \Phi_k \left(\sum_{l=1} \mathbf{c}_k^l F_l(\mathbf{x}) \right) \tag{3.20}$$

où I est l'ensemble de tous les noeuds du maillage, $\mathbf{u}_i$ est le degré de liberté en déplacement (vectoriel) classique et Φ_i la fonction de forme classique associé au noeud i.
La première fonction d'enrichissement représente la discontinuité par une fonction saut $H(.)$:

$$H(x) = \begin{cases} -1 \; si \; x > 0 \\ 1 \; si \; x < 0 \end{cases} \tag{3.21}$$

et $f(\mathbf{x})$ est la fonction distance signée à la fissure (le signe détermine si $\mathbf{x}$ est d'un côté ou de l'autre de la fissure). Cette fonction est attribuée aux noeuds des éléments complètement coupés par la fissure, ensemble J en vert sur la figure 3.8 page précédente.

A partir de cet enrichissement, il est possible d'interpoler le déplacement en tout point des éléments coupés et donc de calculer le saut de déplacement au niveau de la fissure (représenté par un segment 1D sur lequel on ajoute des points de Gauss). La séparation de la zone cohésive est ainsi définie. Une traction, dépendante de la loi de traction séparation considérée, peut être calculée tout comme le travail associé.

Le second terme additionnel modélise le déplacement en pointe de fissure. Il intervient sur l'ensemble K des noeuds dont l'élément contient la pointe de la fissure (noeuds en magenta sur la figure 3.8 page précédente). Dans le cadre de la LEFM, les fonctions $F_l(\mathbf{x}) = F_l(\mathbf{r},\theta)$ sont en $\sqrt{r}g(\theta)$ du fait de la singularité de la contrainte. En ce qui concerne les modèles cohésifs, la singularité en pointe de fissure est éliminée. Les fonctions $F_l(\mathbf{r},\theta)$ peuvent être choisies de la forme $rg(\theta)$ *ou* $r^{\frac{3}{2}}g(\theta)$ *ou* $r^2 g(\theta)$. Ces enrichissements ne seront pas forcément utilisés par la suite [WEL 02].

Dans [MOË 02] et [WEL 02], deux méthodes différentes sont utilisées pour caractériser la direction de la propagation. Moës s'appuie sur le critère de contrainte circonférentielle maximum, utilisé fréquemment en LEFM. Il est calculé à partir d'une estimation des facteurs d'intensité des contraintes. Wells, pour sa part, s'appuie sur un critère de contrainte équivalente maximale stipulant que la localisation aura lieu dans la zone où l'état de contrainte est le plus défavorable.

3.3.3.2 Éléments cohésifs

La formulation d'un élément cohésif ne sera pas présentée ici car l'implémentation d'un élément cohésif 3D en grand déplacement (formulation la plus complète) sera détaillée dans la section 4.3.2 page 96.

Les éléments cohésifs sont des éléments d'interface composés de deux surfaces initialement coïncidentes. Ils sont disposés entre les éléments continus qui simulent le matériau. Leur principal inconvénient vient du fait que l'on doit mailler explicitement le trajet de la fissure. Si le trajet de la fissure est connu à l'avance, leur utilisation devient très pratique

car très facile à mettre en oeuvre. Si ce n'est pas le cas, il faut alors introduire des éléments d'interface entre tous les éléments continus. Cette étape peut se faire soit au début de la simulation [SCH 03] soit lors de la propagation de fissure [PAN 02]. Quoi qu'il en soit, à moins de mettre en place une procédure de maillage adaptatif [BIT 92], la direction de la propagation de la fissure est contrainte par l'orientation du maillage initial.

Choix de la dimension spatiale

Les éléments cohésifs sont des éléments d'interface. Ainsi, si les éléments du modèle continu sont tridimentionnels, les éléments cohésifs sont surfaciques [COR 03, ROY 01]. Si la structure est modélisée en 2D ou avec des coques [SCH 06], les éléments cohésifs sont réduits à des segments. Les éléments coques, contrairement aux éléments en contrainte/déformation plane (CP/DP), sont définis dans un espace tridimensionnel. Par conséquent, la séparation peut avoir lieu dans le plan ou hors-plan. Ces directions doivent donc être définies par l'utilisateur.

On s'intéresse maintenant à la simulation de la fissuration dans un métal (ductile). Dans le cas des structures de faible épaisseur, l'utilisation des éléments cohésifs incorporé dans un maillage 2D en CP ou dans un maillage réalisé à partir de coques ne permet pas de simuler une propagation réaliste de la fissure. En effet, la formulation conventionnelle des éléments cohésifs ne permet pas de rendre compte d'une diminution d'épaisseur. La déformation plastique hors plan de l'élément en CP en pointe de fissure n'est pas transmise à l'élément cohésif : la loi de traction séparation relie une contrainte à un saut de déplacement et non à une déformation. Ainsi la traction calculée au niveau des éléments cohésifs est plus faible que la traction réelle car le calcul de la traction a été effectué sur une surface trop importante. La propagation est donc ralentie.

Si l'utilisation d'éléments cohésifs tridimensionnels veut être évitée, Scheider [SCH 06] propose une formulation d'éléments cohésifs améliorés qui intègre une variation d'épaisseur hors plan. La variation d'épaisseur est obtenue à partir de la valeur de la déformation hors-plan des éléments en CP voisins.

Dans le cas de structures d'épaisseur plus conséquente, Chen et al. [CHE 05] ont montré, lors d'une analyse de la déchirure d'éprouvettes CT, qu'une simulation en DP n'est pas capable de reproduire l'état de triaxialité en pointe de fissure obtenu au niveau de la section moyenne du modèle 3D pour une loi de traction séparation identique. Il en résulte que les deux formulations ne prédisent pas la même propagation de fissure. On en déduit qu'une analyse 3D est nécessaire.

Si les déformations au niveau du front de fissure ne sont pas négligeables, une formulation en grands déplacements [CHE 05, ROY 02, ORT 99] est nécessaire pour obtenir une bonne propagation de fissure. En effet, si la géométrie de l'élément n'est pas réactualisée, on se retrouve dans le cas des éléments en CP détaillé ci dessus, pour lequel la contrainte de traction responsable de l'ouverture de la fissure est sous-estimée car la surface d'intégration n'est pas la bonne.

Cependant des formulations en grands déplacements posent le problème du choix de la surface de référence à partir de laquelle sont définies les composantes de la séparation (voir figure 3.9).

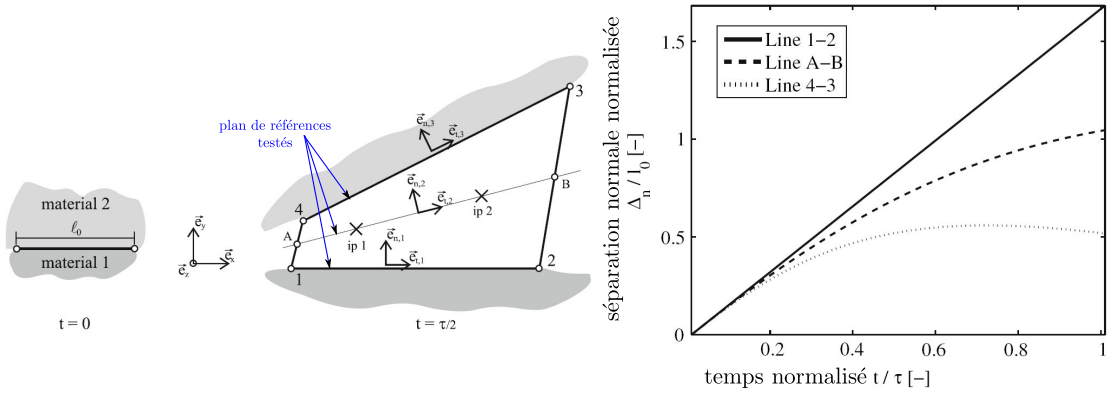


FIG. 3.9: Influence du choix de la surface de référence pour le calcul des composantes de la séparation : Calcul de la séparation normale en fonction du temps au niveau du point d'intégration 1 de la déformée [BOS 08]

Choix de la taille des éléments :

L'introduction d'une longueur caractéristique dans le modèle (δ_0) permet de s'affranchir en grande partie de la dépendance à la taille de maille. Quelques règles acquises par expérience doivent néanmoins être respectées [SCH 09] :

La taille de l'élément dans le sens de la propagation doit être suffisamment petite pour rendre compte d'un éventuel gradient de contrainte. Dans tous les cas, la taille doit être suffisamment petite comparée à la longueur caractéristique de la fracture process zone, c'est à dire le rayon de la zone plastique ou la taille des champs HRR (Hutchinson, Rice, Rosengren) [HUT 68, RIC 68b]. Ainsi, la taille des éléments dans la direction de la propagation doit être comprise entre 50 et 250μm pour les matériaux ductiles. Dans le cas d'un problème 3D, la taille dans la direction du front doit être choisie de telle sorte qu'elle permet de représenter l'effet "tunneling". Un rapport des tailles des éléments dans les directions du front et de la propagation supérieur à 5 doit aussi être évité.

3.3.4 Détermination des paramètres de lois de traction séparation ductiles

Les méthodes de détermination des paramètres des lois de traction séparation sont un point clé pour l'utilisation des modèles cohésifs. Pour les matériaux fragiles (PMMA) et quasi-fragiles (bétons), ces méthodes sont bien définies [ELI 02].

Pour la rupture ductile des métaux, les choix ne sont pas aisés. Les limitations proviennent de la simplification du modèle cohésif par l'idéalisation surfacique de la fracture process zone (nucléation, croissance et coalescence de cavités) qui est un processus intrinsèquement volumique (plus de détails seront donnés dans la section 3.3.5.2 page 88).

Ainsi, une loi de traction séparation doit être caractérisée à partir d'essais numériques ou expérimentaux représentatifs de l'état de contrainte du cas considéré.

3.3.4.1 Les méthodes SIAM, travaux de Schwalbe, Scheider et Cornec [SCH 09, COR 03]

La méthode s'applique à la déchirure ductile en mode I ou assimilée. Le terme "assimilée" s'applique à la rupture de structures plates (d'épaisseur fine). En effet, dans ce cas, la fissure propage dans un plan incliné à 45° ("slant fracture") par rapport à la direction de sollicitation. La rupture locale est due aux deux modes I et III. Cette fissuration est modélisée, ici, par la séparation d'un élément cohésif dans la direction de la traction.

La méthode consiste en la caractérisation des paramètres T_0 et Γ_0 de la loi de traction séparation e) de la figure 3.5 page 73 définie par :

$$T(\delta) = T_0 \begin{cases} \left[2\frac{\delta}{\delta_1} - \left(\frac{\delta}{\delta_1}\right)^2\right] & pour\ \delta < \delta_1 \\ 1 & pour\ \delta_1 < \delta < \delta_2 \\ \left[2\left(\frac{\delta-\delta_2}{\delta_0-\delta_2}\right)^3 - 3\left(\frac{\delta-\delta_2}{\delta_0-\delta_2}\right)^2 + 1\right] & pour\ \delta_2 < \delta < \delta_0 \end{cases} \tag{3.22}$$

où $\delta_1 = 0.001\delta_0$ et $\delta_2 = 0.75\delta_0$. La loi permet de dissiper une grande quantité d'énergie en limitant la valeur du CTOD (cas d'une rupture ductile).

L'identification se passe en deux temps :
- Une première approximation expérimentale de T_0 et Γ_0.
- Une caractérisation plus fine par optimisation numérique.

Approximation expérimentale (figure 3.10 page suivante)

Pour une structure d'épaisseur non négligeable conduisant à une rupture dans un plan normal à la direction de la sollicitation, la caractérisation est réalisée à partir de deux essais.

La traction maximale T_0 est déterminée à partir d'un essai de traction sur une éprouvette comportant un congé. Les résultats de l'essai doivent fournir l'effort et la réduction de section de l'éprouvette en fonction du temps. Une analyse éléments finis, non linéaire,

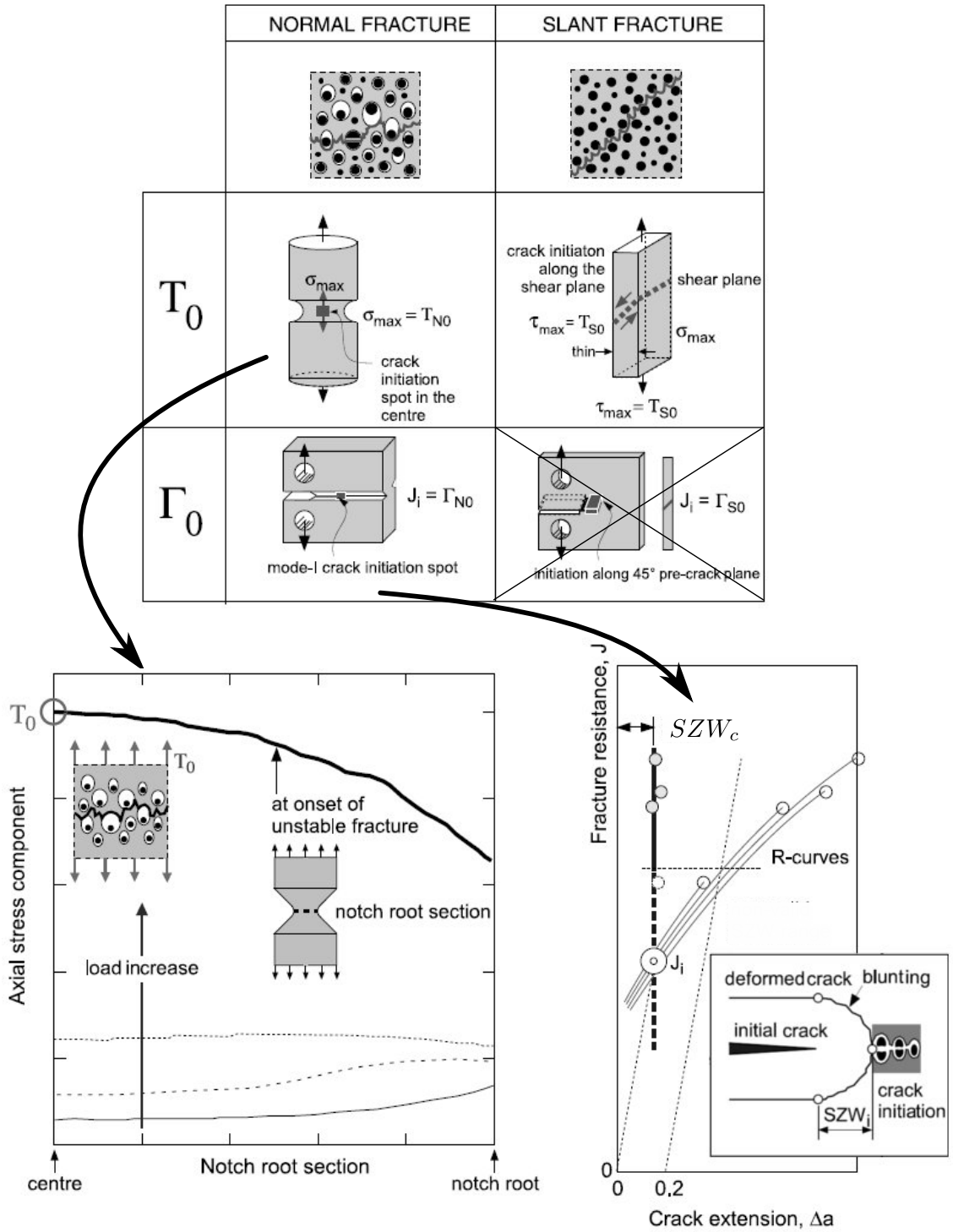


FIG. 3.10: Méthode SIAM de caractérisation expérimentale des paramètres d'une zone cohésive ductile [COR 03]

en grande déformation, est ensuite menée pour déterminer la contrainte principale maximale au centre de l'éprouvette au moment de la localisation (diminution brutale de l'effort et du rayon de l'éprouvette). Cette contrainte sera égale à T_0.

L'énergie cohésive Γ_0 est déterminée par un essai de déchirure sur éprouvette CT entaillée. L'énergie cohésive est alors assimilée à la valeur de l'intégrale J au moment de l'initiation de la fissure. Les procédures d'essai suivent les normes internationales standards ISO IS 12135 [Nor07] ou la procédure ESIS P3-09 [Nored]. A partir d'au moins 3 éprouvettes rompues, la valeur de l'intégrale J à l'initiation correspond à l'intersection de la courbe $J - \Delta a$ pour une avancée de fissure égale à la taille d'émoussement critique SZW_c (déterminée par microscopie électronique à balayage).

L'utilisation d'une telle approximation est criticable. En effet, la définition de Γ_0 ne correspond pas à J_i. L'énergie cohésive rend compte du processus localisé de décohésion alors que la valeur de J_i contient une grande part d'énergie dissipée par plasticité. Ainsi, cette approximation est raisonnable dans le cas d'une plasticité confinée mais ne l'est plus du tout dans le cas d'une plasticité étendue caractéristique de nos essais.

Si l'on considère une structure fine conduisant à une rupture inclinée, seule la valeur de la traction maximale T_0 est obtenue expérimentalement. Les essais de caractérisation sont des essais de tractions sur éprouvette plate. La contrainte est supposée constante dans toute la section de l'éprouvette, on obtient donc simplement T_0 par le rapport entre l'effort à rupture et la section vraie à l'instant de la rupture. La section doit donc être mesurée pendant la totalité de l'essai.

Optimisation numérique

A partir d'essais de déchirure, une optimisation numérique des paramètres est effectuée. Pour qu'elle soit menée à bien, les données expérimentales doivent fournir les courbes effort en fonction du déplacement (déplacement global, CMOD ou même CTOD) et des R-curves obtenues à partir du calcul de l'intégrale J ou de la mesure du CTOD.

L'utilisation des éprouvettes de traction comme les éprouvettes M(T) sont à prioriser par rapport aux éprouvettes de flexion (CT...). En effet, elles permettent d'obtenir une pente plus raide pour la R-curve. Elles seront donc plus sensibles à la variation des paramètres de la loi de traction séparation.

Trois méthodes sont ensuite proposées :

- Une optimisation empirique par essai erreur : la plus communément utilisée mais la plus lente.
- Une optimisation par minimisation de l'erreur à l'aide d'une méthode par gradient.
- Une optimisation à l'aide d'un réseau de neurones.

3.3.4.2 Détermination de l'énergie cohésive Γ_0 à partir de la définition de la ténacité au sens de Turner

La méthode précédente approxime Γ_0 par J_i ce qui n'est pas raisonnable si la plasticité est étendue en pointe de fissure. Des méthodes de détermination expérimentale du taux de dissipation d'énergie surfacique Γ_0 que l'on retrouve dans la définition de la ténacité d'un matériau ductile au sens de Turner (voir l'équation 3.14 page 73) peuvent être trouvées dans la littérature. Comme nous l'avons vu précédemment, ce taux de dissipation d'énergie surfacique est la définition même de l'énergie cohésive.

Détermination par mesure de l'état de surface du faciès de rupture [STA 00]

Stampfl et Kolednik (voir figure 3.11 page suivante) proposent de mesurer le faciès de rupture par microscopie électronique à balayage. La surface contenant une multitude de cupules peut ainsi être reconstituée en 3D par stéréophotogrammétrie. Ils proposent ensuite de calculer le taux de restitution d'énergie surfacique $R_{surf}(\equiv \Gamma_0)$ en l'assimilant à une estimation de l'énergie de déformation calculée dans la process zone $W_{pl,surf}$ ramenée à la surface initiale A_0 :

$$R_{surf} = \frac{W_{pl,surf}}{A_0} = 2\bar{\sigma} \int_0^{h_0} \frac{A(h)}{A_0} ln\left(\frac{A_0}{A(h)}\right) dh \tag{3.23}$$

où $A(h)$ est la section effective (sans comptabiliser les espaces vides des cupules) au niveau de la hauteur h. Cette section est connue grâce à la photogrammétrie. $\bar{\sigma}$ est une valeur moyenne de la contrainte estimée par :

$$\bar{\sigma} = \sigma_u \frac{exp(n)}{(1+n)n^n} \tag{3.24}$$

en utilisant l'approximation $\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n$ pour la courbe contrainte déformation, qui comporte un exposant d'écrouissage n et une limite d'élasticité σ_0.

Détermination expérimentale par l'Approche G_{fr} [MAR 99]

S. Marie introduit le taux de restitution d'énergie G_{fr}. Ce paramètre peut s'interpréter géométriquement à partir de l'énergie dissipée pour l'extension Δa d'une fissure, sur une courbe effort déplacement d'un essai de déchirure (voir figure 3.12 page 86). Il approxime G_{fr} au taux de restitution d'énergie surfacique Γ_0.

Pour une extension de fissure de a à $a + \Delta a$, si l'on décrit la propagation de la fissure de façon discontinue par les deux phases suivantes :

- Une phase d'extension de la fissure à déplacement imposé constant. (A→B)
- Une phase d'endommagement à longueur de fissure constante : Le chargement augmente progressivement jusqu'à ce que l'énergie dissipée en pointe de fissure conduise à la ruine du matériau (B→C).

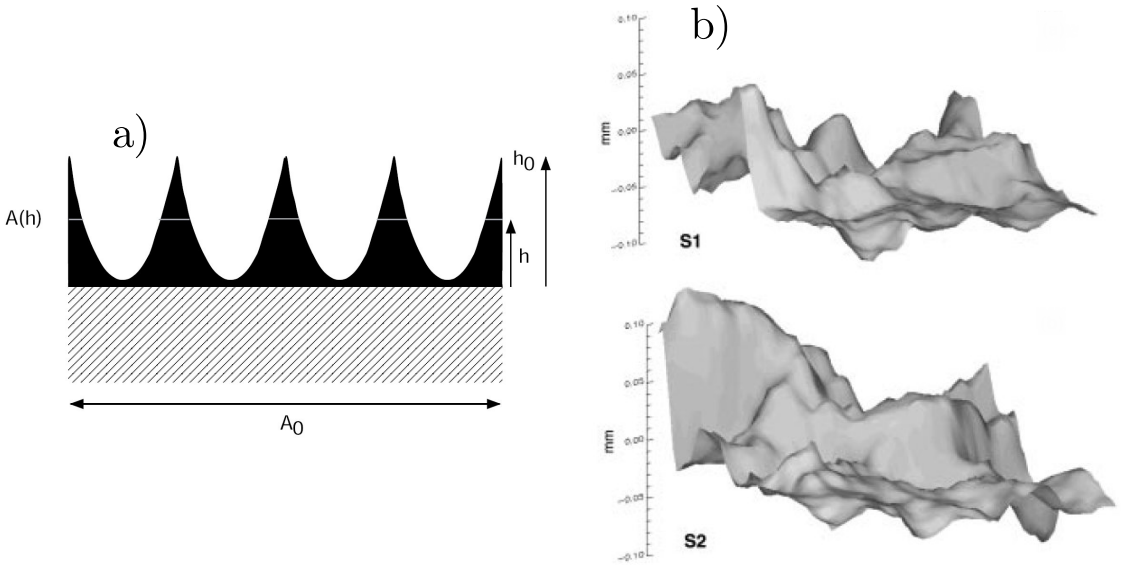


FIG. 3.11: Méthode de détermination du taux de dissipation d'énergie surfacique par reconstitution de l'état de surface du faciès de rupture [STA 00]. a) Paramètre du modèle pour le calcul de l'énergie de déformation, b) reconstitution du faciès de rupture par stéréophotogrammétrie

S'il n'y avait pas eu de propagation, l'état de la structure pour le déplacement correspondant au point C serait représenté par le point D. Par différence entre les deux trajets, l'énergie dissipée δU_{diss} correspond donc à la partie plastique de l'aire bleutée. G_{fr} peut être relié à l'énergie dissipée entre les deux courbes force-déplacement stationnaires correspondant aux deux longueurs de fissure considérées (voir figure 3.12).

Par ailleurs, l'interprétation géométrique du produit $J\Delta a$ est représentée par la surface toilée sur la figure 3.12. Ainsi on peut relier G_{fr} à la partie plastique de l'intégrale J par :

$$G_{fr} = \Delta\bar{a}^{-1}.\left(J_{pl,a}\left(\delta_{a+\Delta a}\right) - J_{pl,a}\left(\delta_a\right)\right), \tag{3.25}$$

où $\Delta\bar{a}$ représente la mesure sans dimension de l'extension de fissure considérée, $J_{pl,a}$ la composante plastique de J calculée dans la configuration avant extension de fissure et δ le déplacement imposé. Les indices a et $a+\delta a$ font référence aux deux longueurs de fissures considérées et représentent les états de la structure réelle pour ces deux fissures.

En interprétant l'intégrale de Ernst J_M [ERN 92] à partir de G_{fr}, S. Marie propose de déterminer expérimentalement G_{fr} par la pente de la courbe $J_{M,pl} - \Delta a$ à partir d'essais sur éprouvette CT entaillée :

$$J_{M,pl} = \left(\frac{G_{fr}}{\delta a}\right)\Delta a + J_{M,pl,amorcage}, \tag{3.26}$$

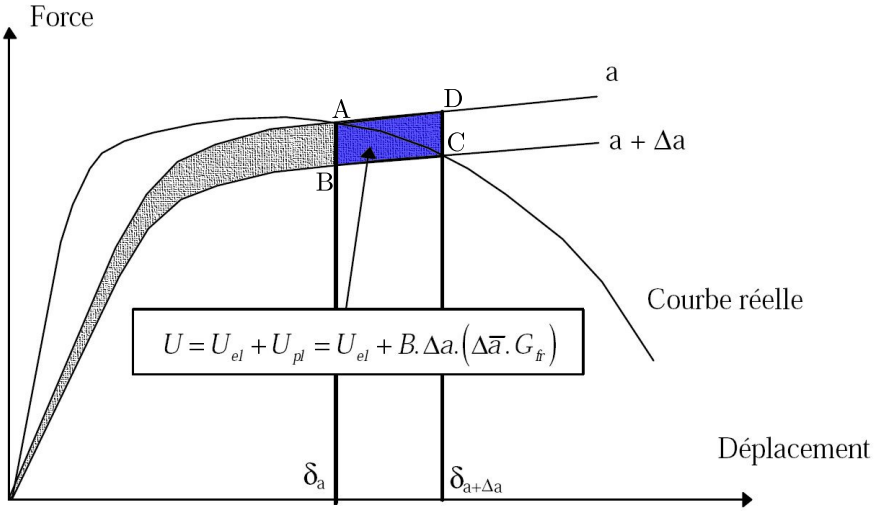


FIG. 3.12: Interprétation géométrique de G_{fr} [MAR 99]

où Δa correspond à l'avancée de fissure, δ_a est une extension de fissure unitaire et $J_{M,pl,amorcage}$ est la valeur de la partie plastique de l'intégrale de Ernst à l'initiation de la fissure.

3.3.4.3 Détermination de la forme de la loi de traction séparation complète à partir de modèles locaux [SIM 09, CAZ 09a]

F. Cazes et A. Simatos proposent de déterminer numériquement la forme complète de la loi de traction séparation à partir de modèles d'endommagement (modèle de porosité de Rousselier [SIM 09]), modèle plastique endommageable [CAZ 09a]).

Cette approche est basée sur l'hypothèse que pendant la localisation, l'énergie dissipée dans le problème continu de référence doit être égale à l'énergie dissipée par un modèle cohésif équivalent. A partir d'essais numériques simples, la loi de traction séparation peut alors être déterminée (voir figure 3.13 page suivante).

3.3.5 Lois de traction séparation plus évoluées

Une simple loi de traction séparation comportant les 3 paramètres δ_0, Γ_0 *et* T_0 n'est pas forcément capable de reproduire la physique de la fracture process zone du matériau considéré. Dans notre cas d'étude, d'un métal à haute température, au moins deux phénomènes ne sont pas représentés par les lois décrites précédemment :

- La dépendance au temps. Nous avons vu dans la section 3.2.2.2 page 67 que la formation et la croissance des cavités dans un métal à haute température (visco-plastique) est dépendante du temps.

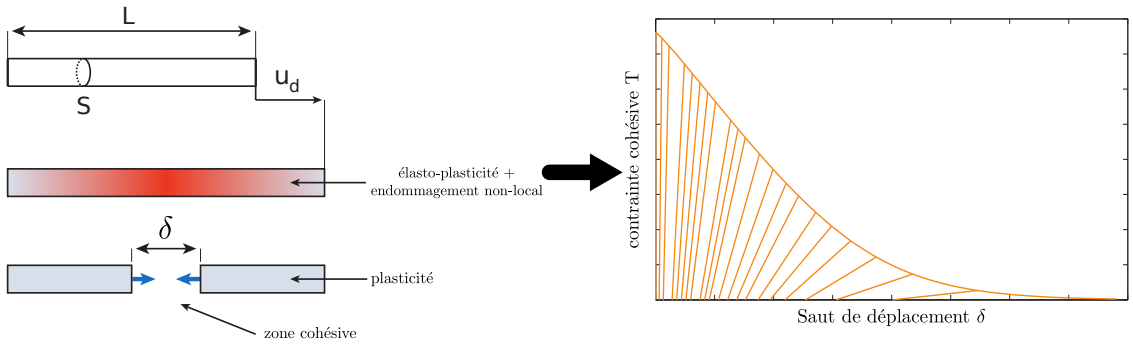


FIG. 3.13: Détermination de la forme de la loi de traction séparation à partir de modèles locaux [CAZ 09b]

- La dépendance au taux de triaxialité. Le processus de croissance de cavités est dépendant de l'état de contrainte de la fracture process zone.

En général, dans la littérature, pour répondre à ce type de problématique, la loi de traction séparation n'est plus simplement dépendante de la séparation mais d'autres variables représentant le phénomène étudié :

$$T = f(t, \delta, \dot{\delta}, \xi_i(\mathbf{x}), ...) \tag{3.27}$$

avec t le temps, $\dot{\delta}$ la vitesse de séparation et $\xi_i(\mathbf{x})$ des variables dépendant de la position (la température...).

Une méthode simple pour prendre en compte ces dépendances est de rendre dépendant les paramètres caractéristiques de la loi de traction séparation, T_0 *et/ou* Γ_0.

3.3.5.1 Dépendance au temps

A notre connaissance la rupture des métaux à haute température n'a pas été investiguée par des modèles cohésifs. Par contre, la rupture des polymères vitreux (exemple de matériaux visco-élastoplastiques) l'a fréquemment été. On peut citer le travail d'Estevez et al [EST 00] qui proposent une loi complexe mais physiquement fondée caractérisant les phénomènes d'initiation de craquelures et d'élargissement des fibriles jusqu'à une taille critique.

De façon plus pragmatique, l'approche la plus simple pour prendre en compte la dépendance au temps de la loi de traction séparation, est de séparer la loi en deux termes, l'un dépendant de la séparation et l'autre de la vitesse de séparation :

$$T = f_1(\delta) + f_2(\dot{\delta}), \tag{3.28}$$

ou

$$T = g_1(\delta) g_2(\dot{\delta}), \tag{3.29}$$

Une loi cohésive de ce type a été proposée par [COS 97] pour simuler la propagation dynamique d'une fissure dans un matériau élastique.

$$T = T_0 + \eta\dot{\delta} \tag{3.30}$$

3.3.5.2 Dépendance au taux de triaxialité

Dans le cas des métaux, nous avons vu que le modèle cohésif est une condensation d'un processus d'endommagement intrinsèquement volumique en un modèle surfacique. En effet, le processus d'amorçage, de croissance et de coalescence de cavités dépend de l'état de contrainte en volume (caractérisé par la triaxialité). Dans le modèle de zone cohésive, l'état de contrainte 3D (6 composantes pour les métaux homogènes isotropes) est condensé en une traction surfacique (3 composantes). Il en résulte une perte d'information critique dans le cas des métaux.

Cette remarque est, par ailleurs, transposable à tous les modèles de rupture surfaciques (extension de la LEFM au cas de la rupture ductile, modèle G_{fr}...), et explique les problèmes de transférabilité rencontrés lors de l'utilisation de ces méthodes.

Ainsi, plusieurs auteurs proposent de rendre dépendants au taux de triaxialité les paramètres T_0 et Γ_0 (voir figure 3.14).

Comme les éléments cohésifs ne permettent pas intrinsèquement de calculer le taux de triaxialité local, Siegmung [SIE 00] propose de le déterminer à partir des éléments voisins à l'élément cohésif considéré (voir figure 3.15).

Chen [CHE 05], lors de la modélisation de la déchirure d'une éprouvette CT, fait varier les paramètres Γ_0 et T_O en fonction de la position des éléments en postulant par avance la carte spatiale du taux de triaxialité.

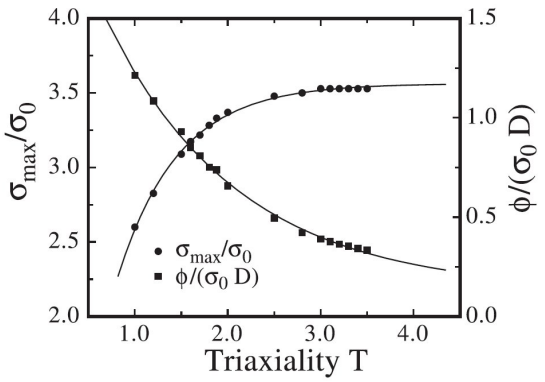


FIG. 3.14: Dépendance de T_0 et Γ_0 au taux de triaxialité [SIE 00]

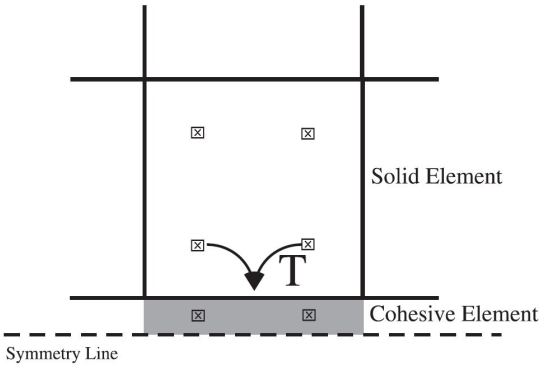


FIG. 3.15: Méthode de Détermination du taux de triaxialité utilisée par Siegmund [SIE 00]

3.3.6 Bilan

Les modèles cohésifs sont des modèles simples et très performants pour la simulation de la rupture de nombreux matériaux.

Par rapport aux modèles dérivés de la mécanique linéaire de la rupture, ils permettent de simuler le passage de la localisation à la propagation car ils décrivent phénoménologiquement la fracture process zone par l'intermédiaire d'une loi de traction séparation.

Leurs avantages par rapport aux modèles locaux résident plutôt dans leur facilité de mise en oeuvre, dans leur indépendance à la taille de maille et dans leur performance au niveau des temps de calcul.

De nombreux auteurs les ont utilisés pour simuler la propagation de fissure dans les métaux. Cependant, le modèle comporte les mêmes limites que les modèles surfaciques dérivés de la LEFM. La transférabilité d'une loi de traction séparation, déterminée à partir d'un essai mécanique, n'est plus valide si le chargement mécanique n'est pas équivalent. En effet, le mécanisme local d'amorçage, de croissance et de coalescence de cavités est un phénomène volumique qui ne peut être représenté de façon complète par une approche surfacique. Quelques auteurs ont cependant proposé des méthodes pour remédier à ce problème.

3.4 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté une synthèse ciblée de la rupture des métaux par cavitation (des températures ambiantes aux températures conduisant à un comportement viscoplastique du matériau).

Les phénomènes locaux d'endommagement qui induisent la rupture ont été détaillés. Ces phénomènes ont été modélisés finement à partir d'approches locales qui, bien que très performantes, sont malheureusement très coûteuses en temps de calcul. Ainsi, elles constituent un très bon outil de laboratoire mais leur utilisation dans le cadre d'une structure industrielle reste encore utopique.

Vis à vis de notre problématique d'accident grave, nous devons être capable de simuler le processus de rupture de la localisation des déformations sur un défaut à l'initiation et la propagation d'une fissure dans un métal à haute température. L'approche C^* ne permet de simuler que la propagation de fissure à partir d'une préfissure dont la taille est grande par rapport à la process zone. Nous nous sommes donc dirigés vers des modèles cohésifs qui sont une solution simple et économique en temps de calcul permettant de rendre compte de la totalité du processus de rupture.

L'initiation et la propagation d'une fissure sont représentées comme des processus dissipatifs continus. En effet, la fracture process zone est idéalisée par deux surfaces initialement confondues qui se séparent. Une traction s'oppose à cette séparation et permet ainsi de dissiper de l'énergie. Cette énergie correspond à l'énergie de rupture. Les phénomènes locaux d'endommagement de la fracture process zone sont, par conséquent,

modélisés macroscopiquement par une loi de traction séparation. La rupture est simulée par la perte totale de cohésion des deux surfaces qui a lieu pour une certaine séparation critique. Les deux surfaces symbolisent alors les lèvres de la fissure.

Ces modèles sont communément utilisés pour la simulation de la rupture des métaux à température ambiante. Un des points clés de leur utilisation réside dans notre capacité à déterminer des lois de traction séparation représentatives des phénomènes dissipatifs mis en jeu. La forme de la loi de traction séparation est usuellement considérée comme étant de seconde importance. Ainsi étant donné une forme de loi de traction séparation, les paramètres qui la caractérisent sont la traction maximale, la séparation critique et le taux de dissipation d'énergie surfacique. Seuls deux paramètres sur les trois doivent être déterminés. Plusieurs méthodes de détermination ont été proposées (à partir d'essais de tractions et de déchirure couplés à une analyse numérique, G_{fr}, à partir de la mesure du faciès de rupture, à partir d'un modèle d'endommagement non-local). Cette dernière approche paraît être, par ailleurs, des plus prometteuses.

Dans notre recherche, le matériau est viscoplastique, et le processus d'endommagement localisé est lui aussi dépendant du temps. La rupture des métaux à haute température par des modèles cohésifs n'a pas été investiguée à notre connaissance. Cependant, des lois de traction séparation dépendantes du temps ont déjà été utilisées et fournissent ainsi quelques pistes.

Chapitre 4

Propagation stable de fissure dans un acier à 900°C : Expérimentation et simulation à l'aide d'éléments cohésifs 3D en grands déplacements [TAR 09a, TAR 09b].

Sommaire

4.1 Introduction 93
4.2 Matériau et Expérimentation 94
4.3 Modèle de zone cohésive 96
4.3.1 Principe des travaux virtuels en grands déplacements 96
4.3.2 Formulation des éléments cohésifs surfaciques en grands déplacements et grandes déformations 96
4.3.3 Loi de traction séparation 99
4.4 Modèle éléments finis 100
4.4.1 Maillage et conditions aux limites 100
4.4.2 Procédure de calcul 100
4.4.3 Loi de comportement des éléments continus 101
4.4.4 Loi de comportement de l'interface 102
4.5 Simulation des essais 103
4.5.1 Comparaison avec les résultats d'essais 104
4.5.2 Résultats en termes énergétiques, validation du contrôle des modes de déplacement hourglass 104
4.5.3 Validation de l'hypothèse de vitesse d'ouverture constante dans la simulation de l'essai 104
4.5.4 Loi de traction séparation dépendant du taux de triaxialité 106

4.6 Dépendance à la forme de la loi de traction séparation 106
4.6.1 Influence sur le comportement global de l'éprouvette 108
4.6.2 Influence locale 108
4.7 Conclusion 109

4.1 Introduction

Dans ce chapitre, nous proposons d'étudier l'initiation et la propagation quasistatique (et stable) de fissure en mode I dans l'acier de cuve (16MND5) à 900°C [KOU 08]. Cette étude a fait l'objet d'essais de fissuration sur éprouvette CT entaillée (side grooves CT specimen) [MAT 06]. Une simulation numérique de ces essais est proposée à l'aide d'un modèle éléments finis 3D dans le code de calcul abaqus6.6-1 [aba]. L'initiation et la propagation de la fissure sont modélisées à l'aide d'éléments cohésifs surfaciques en grands déplacements et grandes déformations.

Le rôle des modèles de zone cohésive est de refléter les effets mécaniques de la fracture process zone en pointe de fissure. La zone est modélisée par deux surfaces initiatialement coïncidentes. Pendant le chargement, les deux surfaces se séparent jusqu'à décohésion totale. Elles simulent alors les lèvres de la fissure. Une loi de traction-séparation contrôle la traction reliant les deux surfaces en fonction de leur séparation et modélise ainsi les phénomènes de rupture associés au matériau étudié.

En ce qui concerne les métaux, peu d'études ont été réalisées à l'aide d'éléments cohésifs dans une formulation 3D [COR 03, ROY 01] et en grandes déformations [CHE 05, ROY 02, ORT 99]. Chen et al. [CHE 05] ont cependant montré, lors d'une analyse de la déchirure d'éprouvettes CT, qu'une simulation en déformation plane n'est pas capable de reproduire l'état de triaxialité de la fracture process zone, en pointe de fissure, obtenu au niveau de la section moyenne du modèle 3D pour une loi de traction séparation identique. Il en résulte que les deux formulations ne prédisent pas la même propagation de fissure. On en déduit qu'une analyse 3D est nécessaire. Par ailleurs, la forte ductilité de notre matériau à haute température nécessite l'utilisation d'une formulation en grandes déformations et grands déplacements.

Il est communément admis que l'énergie et la contrainte cohésive sont les seuls paramètres influants pour caractériser la propagation de fissure dans un matériau ductile. Quelques auteurs ont mis en doute cette hypothèse [LI 03, JIN 05, SCH 09]. Nous allons montrer que dans notre cas (Matériau à 900°C, viscoplastique et fortement ductile) la forme de la loi de traction séparation influence de façon non négligeable la propagation.

La section 1 présente les essais sur éprouvettes CT. Le matériau, la géométrie d'éprouvette, l'instrumentation et les résultats sont décrits.

Dans la section 2, le modèle de zone cohésive est proposé. La formulation 3D en grands déplacements des éléments cohésifs est détaillée. Nous argumentons aussi la modification de la forme de la loi de traction séparation de Tverggard et Hutchinson vis à vis du comportement visqueux du matériau.

Le modélisation des essais est ensuite abordée dans la section 4.

La section 5 présente les résultats optimaux de fittage de la loi de traction-séparation pour reproduire les essais. A partir de ce résultat, différentes hypothèses sur les choix de simulation et sur la loi de traction séparation (nécessité d'introduire une viscosité, dépendance au taux de triaxialité) sont validées.

La section 6 démontre que dans le cadre des essais de déchirure d'une éprouvette CT20, à haute température (900°C), la forme de la loi de traction séparation a une in-

fluence non négligeable localement, dans la fracture process zone, mais aussi sur la réponse globale des essais de déchirure.

4.2 Matériau et Expérimentation

Le matériau étudié est un acier 16MND5 de nuance "Krakatoa" dont l'analyse chimique est reportée dans le tableau 4.1.

Les essais ont été effectués au CEA Saclay par P. Materon [MAT 06] dans l'optique de déterminer la valeur de l'intégrale J à l'initiation J_i et la valeur de G_{fr} pour la propagation. La méthode utilisée est explicitée dans la section 3.3.4.2 page 84).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Co	Fe
140	160	1310	10	7	790	190	490	7	50	10	balance

TAB. 4.1: Analyse chimique de l'acier de cuve 16MND5 nuance "Krakatoa" en millième de % massique [MAT 06]

L'éprouvette a une géométrie hors norme (figure 4.1), basée sur une CT20 : certaines dimensions ont été augmentées pour diminuer l'effet de striction à haute température. Des entailles latérales ont été réalisées pour se rapprocher d'un état de déformations planes. Une préfissure dont le profil est décrit dans le tableau 4.2 est obtenue par fatigue.

Epaisseur (mm)	0.0	2.5	5.0	7.5	10.0	12.5	15	17.5	20	22.5	25
Préfissuration (mm)	3.39	2.45	2.23	2.16	2.12	2.15	2.11	2.13	2.20	2.47	3.57

TAB. 4.2: Profil de préfissure référencé par rapport à l'entaille initiale [MAT 06]

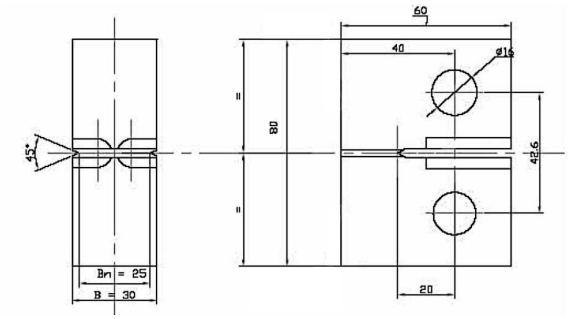


FIG. 4.1: Géométrie de l'éprouvette [MAT 06]

Les essais sont menés sous vide primaire dans un four composé d'une enceinte étanche à double paroi refroidie par circulation d'eau. La température est contrôlée à l'aide d'un thermocouple de type B, son homogénéité est mesurée à l'aide de trois thermocouples de

type K. Le chargement en température est d'abord appliqué à une vitessse de 1200°C.h^{-1} jusqu'à 900°. Durant cette phase, la valeur de l'effort est constante et compense la dépressurisation.

Pour l'essai de déchirure proprement dit, le pilotage en déplacement est imposé à $5mm.min^{-1}$ pour éviter autant que possible toute relaxation de l'effort. La consigne en déplacement est stoppée à $15mm$ de déplacement du vérin. L'effort et le déplacement sont mesurés à l'aide des capteurs de la machine.

La propagation de la fissure est déterminée à partir d'un suiveur de fissure. Il injecte un courant dans l'éprouvette via des fils soudés et permet de mesurer une différence de potentiel de part et d'autres du défaut. La propagation d'une fissure conduit à une réduction de section qui se caractérise par une élévation de la résistance électrique et donc de la DDP [SCH 81]. Cette méthode a été calibrée lors d'essais préliminaires réalisés pour différentes valeurs finales de déplacement du vérin. Par ailleurs, le signal obtenu est bruité. Il est post-traité par l'intermédiaire d'un lissage linéaire. Dans notre cas, ce lissage se fait à partir d'une avancée de fissure de 2mm. Les résultats à l'initiation et au début de la propagation ont donc été extrapolés.

Les essais ont été doublés. Ils présentent des courbes effort-déplacement et avancée de fissure similaires. La figure 4.2 illustre les résultats d'un essai. La figure 4.3 montre la déformée et le faciès de rupture à la fin de l'essai.

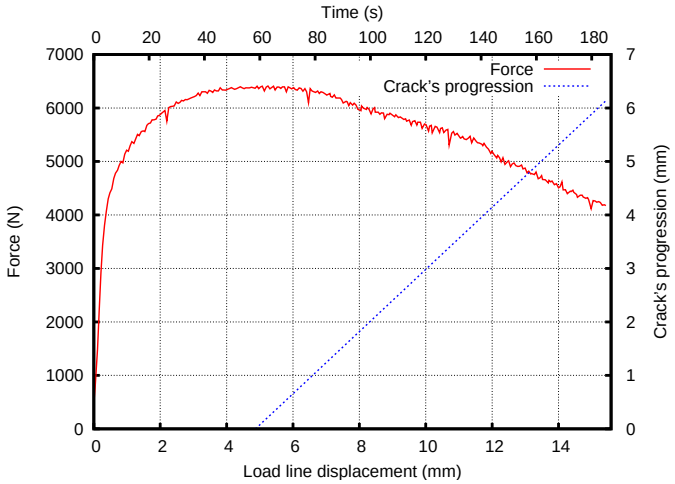


FIG. 4.2: Courbe effort et avancée de la fissure en fonction du déplacement imposé

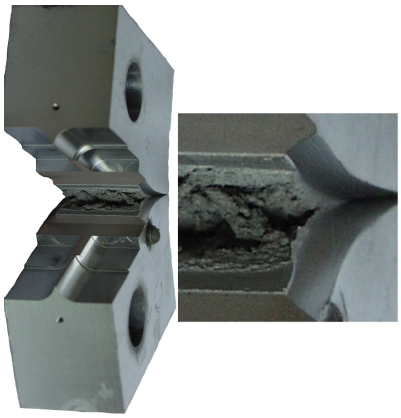


FIG. 4.3: Eprouvette déformée en fin d'essai

A partir des mesures réalisées et en utilisant les règles de l'annexe A16 du RCC-MR [AFC 02], les évaluations de l'intégrale J à l'amorçage ainsi que du paramètre énergétique G_{fr} sont :

$$\begin{cases} J_i = 125kJ.m^{-2} \\ G_{fr} = 47kJ.m^{-2} \end{cases} \tag{4.1}$$

On peut noter que l'utilisation de formules adaptées à des matériaux élastoplastiques (pour

la séparation de l'intégrale de Ernst en une partie élastique et une partie plastique) afin de caractériser un matériau viscoplastique peut être discutable.

4.3 Modèle de zone cohésive

L'élément cohésif ainsi que sa loi de traction séparation sont implémentés dans une subroutine fortran *User Element* du code de calcul abaqus standard.

4.3.1 Principe des travaux virtuels en grands déplacements

Un solide est soumis à l'instant t à des efforts surfaciques $\mathbf{F}$ sur $\partial B_t^1{}_{ext}$ et à des déplacements imposés $\mathbf{u}_{imp}$ sur $\partial B_t^2{}_{ext}$. Il est traversé par une surface cohésive $S_t{}_{coh}$ (figure 4.4). Si l'on néglige les termes relatifs aux forces volumiques et à l'inertie et si la configuration de référence correspond à la configuration à l'instant t du solide, le principe des travaux virtuels s'écrit :

$$\begin{array}{l} \int_{B_t^+ \cup B_t^-} \mathbf{T} : \mathbf{D}(\Delta\mathbf{u}^*)dv + \int_{S_t{}_{coh}} \mathbf{t}.\delta(\Delta\mathbf{u}^*)ds = \int_{\partial B_t^1{}_{ext}} \mathbf{F}.\Delta\mathbf{u}^* ds \\ avec\ \Delta\mathbf{u}^* \in \mathcal{U}_{ad} = \left\{ u \in \mathcal{U} : u\,|_{\partial B_t^2{}_{ext}} = \mathbf{u}_{imp} \right\}, \end{array} \tag{4.2}$$

où $\boldsymbol{\delta}$ représente la séparation dans la zone cohésive, $\mathbf{D}$ le tenseur de taux de déformation, $\mathbf{T}$ le tenseur des contraintes de Cauchy.

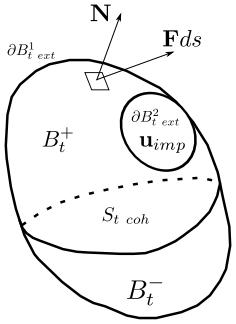


FIG. 4.4: Problème de référence

4.3.2 Formulation des éléments cohésifs surfaciques en grands déplacements et grandes déformations

Initialement sans épaisseur, l'élément isoparamétrique et bilinéaire d'interface comporte 8 noeuds et 4 points d'intégration. Les noeuds sont répartis en deux surfaces de 4 noeuds qui représentent une partie des lèvres inférieures et supérieures de la fissure en cours de décohésion.

Le mouvement des parties supérieures et inférieures de la partie volumique induit un déplacement des noeuds de l'élément d'interface. Seuls les déplacements relatifs qui

représentent les trois modes de ruptures sont pris en compte dans la formulation. Nous nous concentrons ici sur le seul mode I (ouverture), mode de sollicitation des essais. Ils génèrent une traction qui s'oppose à leur développement. Cette traction est pilotée par la loi de traction-séparation décrite dans la section suivante.

Dans une formulation en grands dépacements et grandes déformations, le choix de la surface de référence est primordiale pour caractériser le mode de séparation de l'élément (voir section 3.3.3.2 page 79). Pour définir le repère local de séparation, Ortiz et Pandolfi [ORT 99] proposent d'utiliser la surface médiane S_t calculée à partir de la position des noeuds des surfaces supérieures et inférieures. Par ailleurs, la formulation en grandes déformations permet de tenir compte de la diminution de surface due à la striction des éléments continus lors de l'avancée de la fissure.

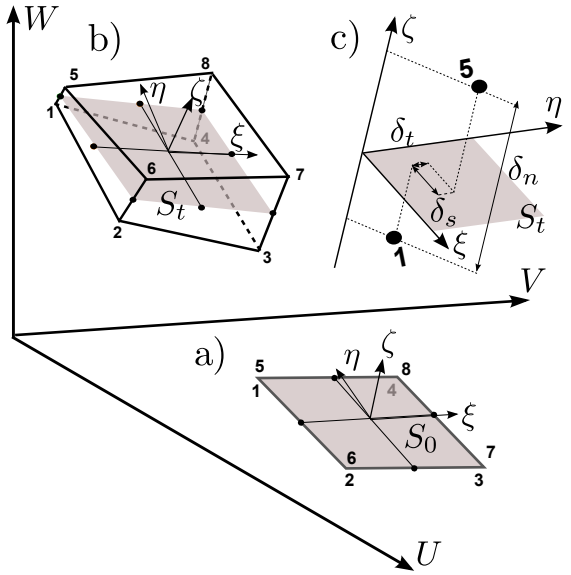


FIG. 4.5: élément d'interface dans sa configuration initiale (a), sa configuration déformée (b) et caractérisation de la séparation de deux noeuds dans la configuration déformée (c)

La figure 4.5 montre la géométrie de l'élément. Les noeuds 1-4 sont attachés à la surface inférieure de l'élément alors que les noeuds 5-8 sont attachés à la surface supérieure. Les deux surfaces sont initialement confondues. Chaque noeud a 3 degrés de liberté en translation.

Les déplacements des noeuds de l'élément dans le repère global (U,V,W) peuvent être décrits par un vecteur **U** de taille 24 où l'indice représente le noeud considéré :

$$\mathbf{U}_{24\times1} = (U_1, V_1, W_1, ..., U_8, V_8, W_8)^T. \tag{4.3}$$

Le calcul de la séparation en tout point de l'élément est associé à un repère local de référence attaché au centre du plan médian de l'élément dans sa configuration déformée

(figure 4.5). Ce repère de référence (ξ,η,ζ) est déterminé par rotation $\mathbf{R}^T_{3\times3}$ du repère global. ζ est la normale à ce plan moyen et ξ et η les deux vecteurs tangents :

$$(\xi,\eta,\zeta)^T = \mathbf{R}^T_{3\times3}(U,V,W)^T. \tag{4.4}$$

Nous pouvons alors déterminer la valeur de la séparation relative $\boldsymbol{\delta}_{12\times1}$ des surfaces en chacun des 4 points de Gauss G de coordonnées (ξ_g,η_g) dans le repère local de l'élément :

$$\boldsymbol{\delta}_{12\times1}(\xi_g,\eta_g) = \underbrace{\begin{pmatrix} -\mathcal{N}_1(\xi_g,\eta_g)\mathbf{R}^T_{3\times3}, & -\mathcal{N}_2(\xi_g,\eta_g)\mathbf{R}^T_{3\times3}, & -\mathcal{N}_3(\xi_g,\eta_g)\mathbf{R}^T_{3\times3}, & -\mathcal{N}_4(\xi_g,\eta_g)\mathbf{R}^T_{3\times3}, \\ \mathcal{N}_1(\xi_g,\eta_g)\mathbf{R}^T_{3\times3}, & \mathcal{N}_2(\xi_g,\eta_g)\mathbf{R}^T_{3\times3}, & \mathcal{N}_3(\xi_g,\eta_g)\mathbf{R}^T_{3\times3}, & \mathcal{N}_4(\xi_g,\eta_g)\mathbf{R}^T_{3\times3} \end{pmatrix}}_{\mathbf{B}_{12\times24}(\xi_g,\eta_g).} \mathbf{U}_{24\times1} \tag{4.5}$$

Les fonctions $\mathcal{N}_i$ correspondent aux 4 fonctions d'interpolations bilinéaires polynomiales usuelles exprimées dans le repère local de l'élément. Il est à noter qu'on aurait pu aller plus loin et définir un repère local à chaque point de Gauss.

Le vecteur traction $\mathbf{t}_{12\times1}$ peut alors être calculé au point de gauss à partir de la loi de traction séparation $\mathbf{C}$ présentée dans le chapitre suivant :

$$\mathbf{t}_{12\times1} = \mathbf{C}.\boldsymbol{\delta}_{12\times1}. \tag{4.6}$$

Après linéarisation du principe des travaux virtuels (eq. 4.2 page 96) et une discrétisation par une méthode éléments finis, le calcul des forces internes est écrit sur la configuration de fin de pas $n+1$. Appelons J le jacobien permettant de passer des coordonnées locales propres à l'élément (domaine $\square$) aux coordonnées cartésiennes.

$$\mathbf{F} = \int_{S_t\ coh} \mathbf{B}^T_{n+1}\mathbf{t}_{n+1}ds = \int_{\square} \mathbf{B}^T_{n+1}\mathbf{t}_{n+1}J_{n+1}d\square. \tag{4.7}$$

En utilisant une méthode de Gauss pour l'intégration numérique, on obtient les forces nodales :

$$\mathbf{F}_{24\times1} = S_{n+1}\sum_g \omega_g \mathbf{B}^T_{n+1}(\xi_g,\eta_g)\mathbf{t}_{n+1}(\xi_g,\eta_g), \tag{4.8}$$

où S représente la surface de l'élément et ω_g le poids d'intégration du point de Gauss g.

La matrice de raideur tangente $\mathbf{K_T}$ s'écrit :

$$\mathbf{K_T} = \int_{S_t\ coh} \mathbf{B}^T_{n+1}\mathbf{D_T}\mathbf{B}_{n+1}ds = \int_{\square} \mathbf{B}^T_{n+1}\mathbf{D_T}\mathbf{B}_{n+1}J_{n+1}d\square, \tag{4.9}$$

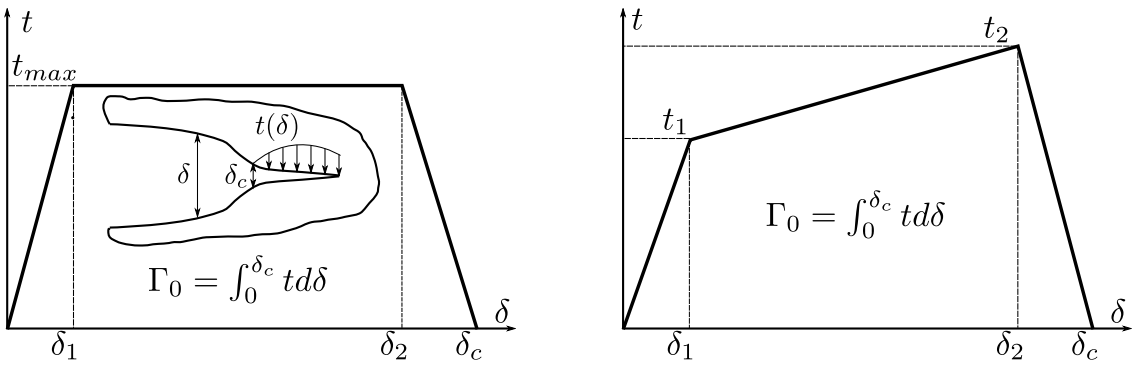
$$\mathbf{K_T}_{24\times24} = S_{n+1}\sum_g \omega_g \mathbf{B}^T_{n+1}(\xi_g,\eta_g)\frac{d\mathbf{t}}{d\boldsymbol{\delta}}_{n+1}(\xi_g,\eta_g)\mathbf{B}_{n+1}(\xi_g,\eta_g). \tag{4.10}$$

Dans cette matrice, $\mathbf{D_T}$ est la loi de comportement tangente qui relie le taux de contrainte au taux de déformation. L'expression de $\mathbf{K_T}$ donnée ici est une version allégée valable uniquement en petites déformations et en petites rotations. Cette définition suffit pour le cas considéré dans cette recherche où la zone cohésive reste dans le plan de symétrie et ne tourne pas.

4.3.3 Loi de traction séparation

La loi de traction séparation représente, à une échelle macroscopique, les phénomènes dissipatifs conduisant à la décohésion totale des lèvres de la fissure dans la fracture process zone, en pointe de fissure. Dans le cas de la rupture d'un métal, la loi de traction séparation représente donc les phénomènes locaux de nucléation, croissance et coalescence de cavités.

La forme de la loi de traction-séparation n'est à priori pas connue. Tvergaard et Hutchinson [TVE 92] ont proposé la loi décrite dans la figure 4.6(a). Cette loi est relativement simple (4 paramètres), et cohérente avec une déformation irréversible de la loi cohésive et une plasticité parfaite du matériau qui l'entoure.



(a) Tvergaard et Hutchinson (b) Modifiée

FIG. 4.6: Lois de traction séparation

Les mêmes auteurs ont montré que, dans le cas d'un matériau élasto-plastique non visqueux, la forme globale de leur loi n'a que peu d'influence sur la propagation de la fissure. Seuls les deux paramètres, la traction maximale t_{max} et le taux d'énergie dissipée lors de la décohésion des deux surfaces Γ_0 ont une influence (voir annexe L page 279).

Dans notre recherche, le comportement du matériau dépend fortement de la vitesse de déformation du fait de la température (900°C). En conséquence, le comportement de l'interface devrait être visqueux. Cependant nous ne disposons que d'essais pour lesquels la vitesse de déformation est constante. Le modèle de zone cohésive sera donc élastoplastique sans dépendance à la vitesse d'ouverture.

Les vitesses de déformation augmentent et provoquent un renforcement des propriétés mécaniques du matériau du fait de la singularité. Ce renforcement est cependant atté-

nué par l'endommagement dans la région proche de la pointe de fissure. Pour en rendre compte simplement au niveau de la zone cohésive, nous avons modifié la loi de comportement de Tvergaard et Hutchinson par l'ajout d'une pente durcissante comme le montre la figure 4.6(b) page précédente.

Par ailleurs, le mode de fissuration de l'éprouvette CT est un mode I. La mixité n'a donc pas été implémentée. Les déplacements parasites en mode mixte sont contrôlés à l'aide d'une simple raideur élastique et n'affecte aucunement la réponse en mode I.

L'interface est considérée comme rompue lorsqu'elle perd toute cohésion. La séparation est alors supérieure à δ_c.

4.4 Modèle éléments finis

4.4.1 Maillage et conditions aux limites

Le maillage de l'éprouvette CT est représenté sur la figure 4.7 page suivante (au total : environ 46000 éléments).

Les éléments continus sont des éléments "brick" à intégration réduite (8 noeuds et 1 point d'intégration). Les raccords entre taille de maille et les raccords au niveau des congés de l'éprouvette sont effectués à l'aide d'éléments "Wedge" (6 noeuds et 2 points d'intégration).

Les éléments de la zone cohésive sont disposés de telle sorte qu'ils suivent le profil de la pré-entaille. La surface est quadrillée par 43 éléments dans la direction de la propagation et 20 dans la direction du front (860 éléments). Deux noeuds en vis-à-vis, au niveau de la position centrale de la pré-entaille sont bloqués en déplacement dans le sens de la propagation (U_1).

Les goupilles sont modélisées par des éléments coques rigides dont le point de référence est situé sur l'axe de la goupille. Les rotations des goupilles, autres que celles suivant leur axe (U_2), et la translation suivant leur axe ne sont pas permises. Le déplacement $u(t)$ de l'axe de chaque goupille est imposé à $2.5mm.min^{-1}$ suivant la direction de la traction (U_3). Le plan médian de la zone cohésive reste donc orthogonal à (U_3) et ne subit aucune rotation (cf section 4.3.2 page 96).

4.4.2 Procédure de calcul

Le calcul est effectué en quasi-statique mais la vitesse de chargement est respectée afin de bien prendre en compte les pénomènes visqueux associés au matériau.

La sous-intégration des éléments continus provoque des modes de dépacements "hourglass"[BEL 00] au niveau des éléments adjacents à la zone cohésive. Ces modes de déplacement peuvent perturber la propagation de la fissure. En effet ils provoquent la formation de sillons dont l'amplitude augmente avec le chargement. On a choisi une stabilisation de ces modes Hourglass en raideur.

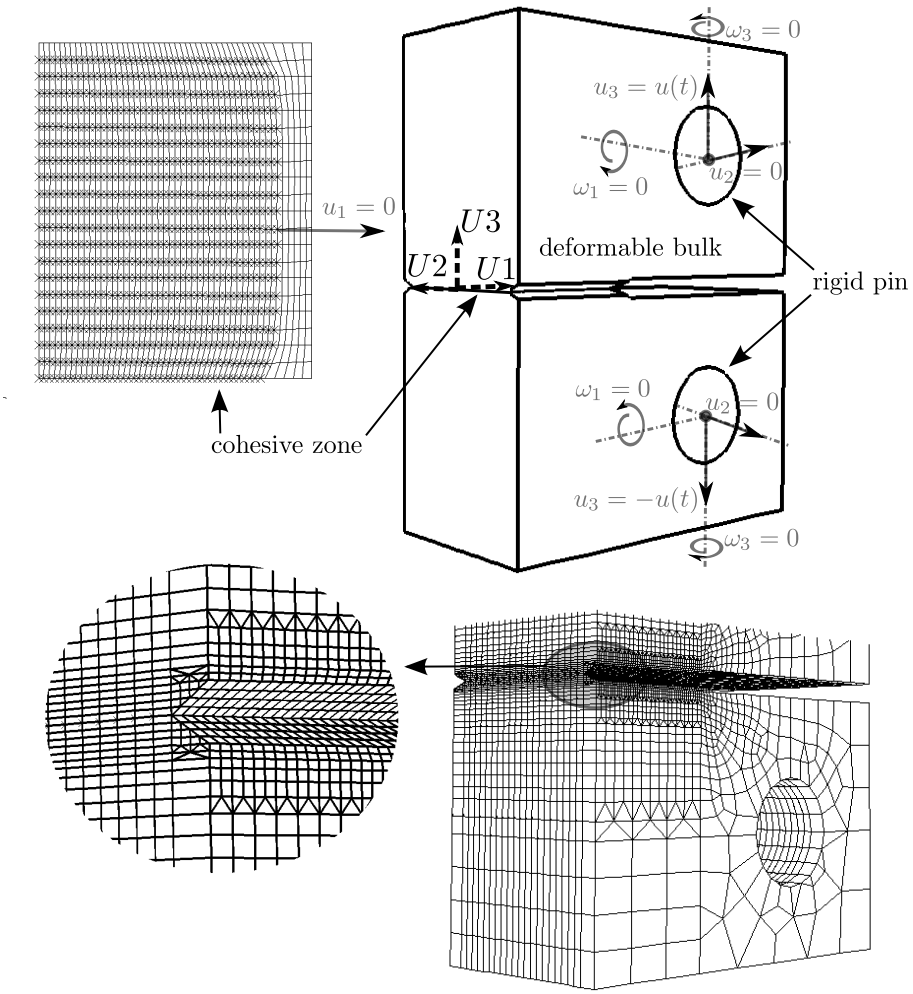


FIG. 4.7: Maillage et conditions aux limites

4.4.3 Loi de comportement des éléments continus

Le comportement du matériau est fortement dépendant de la vitesse de déformation du fait de la température (900°C). Cette dépendance est prise en compte par la donnée, à différentes vitesses de déformation logarithmique, d'un nuage de courbes élasto-plastiques à écrouissage isotrope. Le code de calcul réalise une interpolation linéaire pour définir le comportement aux vitesses de déformations non connues.

Le module d'élasticité E du matériau ne dépend pas de la vitesse de déformation et vaut à 23466MPa.

Les caractéristiques élastoplastiques, prises dans la modélisation, sont données dans le tableau 4.3 page suivante et dessinées sur la figure 4.8 page 103. Des remarques sur la validité de la modélisation du comportement du matériau seront apportées en annexe L page 279.

Vitesses de déformation logarithmique (s^{-1})							
1.E-5		5.E-4		1.E-3		5.E-3	
ε°_{eq}	$\sigma^{\bullet}_{eq}$	ε_{eq}	σ_{eq}	ε_{eq}	σ_{eq}	ε_{eq}	σ_{eq}
0.000	19.93	0.000	35.33	0.000	41.01	0.000	46.81
1.422E-3	22.73	2.050E-3	43.17	6.778E-3	50.63	9.320E-3	63.86
3.147E-3	26.13	2.232E-2	52.58	2.522E-2	59.64	1.647E-2	71.08
5.699E-2	29.21	4.655E-2	58.52	5.294E-2	66.12	3.218E-2	79.17
1.001E-1	29.93	7.119E-2	62.29	7.998E-2	71.08	4.686E-2	84.37
3.000E-1	29.93	9.334E-2	64.59	1.096E-1	75.6	7.521E-2	91.88
		1.067E-1	66.32	1.438E-1	79.55	1.139E-1	98.53
		3.000E-1	66.32	1.733E-1	82.21	1.738E-1	105.18
				3.000E-1	85.17	1.904E-1	106.33
						2.500E-1	107.49
						3.000E-1	107.49

$^{\bullet}$ Contrainte (Cauchy) de von Mises (MPa)
$^{\circ}$ Déformation (logarithmique) plastique cumulée

TAB. 4.3: Partie plastique du comportement des éléments continus

4.4.4 Loi de comportement de l'interface

Pour les simulations, certains paramètres caractérisant la forme de la loi de traction séparation, donnée sur la figure 4.6(b) page 99, sont fixés.

Le paramètre δ_1 est choisi de tel sorte que :

$$\frac{t_1}{\delta_1} = \frac{E}{10^{-5}} \tag{4.11}$$

En effet, quelques auteurs ont montré les limites de la validité d'une loi de traction-séparation comportant une traction initiale nulle [JIN 05, CHA 06]. Les modèles de zone cohésive avec une réponse initiale élastique prédisent un comportement à fissuration qui dépend du maillage et est donc différent des modèles possédant une raideur initiale infinie [JIN 05]. Nous ne pouvons pas nous affranchir de ce type de loi du fait du solveur utilisé par abaqus (Newton Raphson). Cependant, nous avons minimisé son influence par le choix d'une raideur la plus grande possible par rapport à celle de l'éprouvette en volume (limite de convergence). Par ailleurs, le fait de forcer le passage de la fissure par une seule zone cohésive, réduit les effets non désirables de ce type de loi.

La valeur de δ_2 est choisie d'après Cornec et al. [COR 03] :

$$\delta_2 = 0.75\delta_c \tag{4.12}$$

Dans ces conditions, la valeur de δ_c peut être calculée à partir du choix des 3 autres paramètres t_1, t_2, Γ_0 :

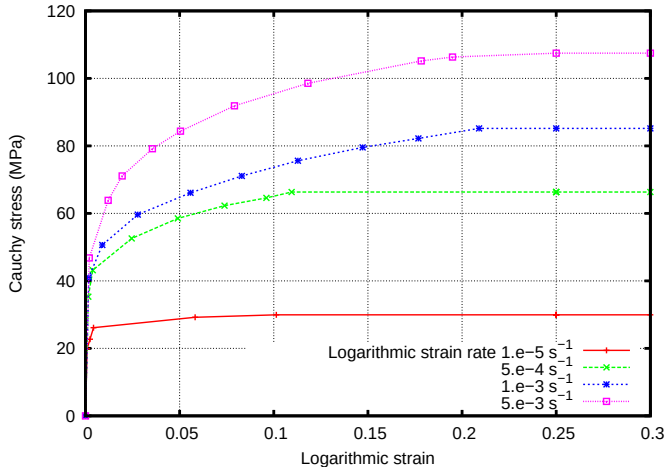


FIG. 4.8: Faisceau de courbes utilisées pour définir le comportement du bulk

$$\delta_c = \frac{2\Gamma_0 + \delta_1 t_2}{t_2 + 0.75 t_1} \tag{4.13}$$

Nous allons maintenant étudier l'influence des paramètres t_1 et t_2 sur la simulation de rupture.

4.5 Simulation des essais

Nous présentons, dans cette section, la meilleure simulation des essais qui correspond au choix des paramètres suivant : $\Gamma_0 \equiv G_{fr} = 47000 J/m^2$ (paramètre déterminé par l'expérimentation, cf section 4.2 page 94), $t_1 = 164.52 MPa$, $t_2 = 197.43 MPa$. La loi de traction séparation correspondante est représentée sur la figure 4.9.

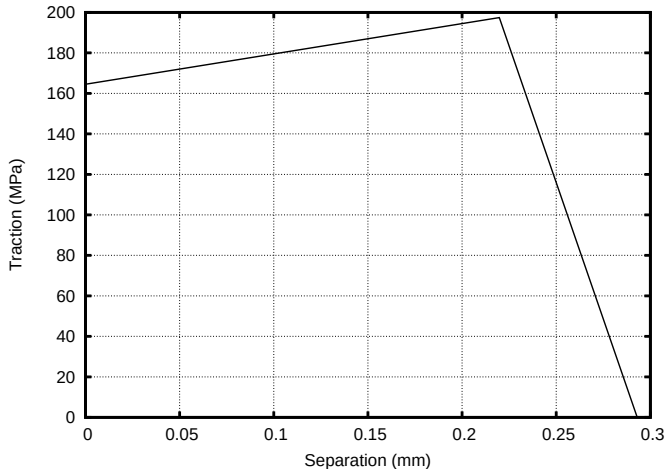


FIG. 4.9: Loi de traction séparation

4.5.1 Comparaison avec les résultats d'essais

Les courbes globales effort-déplacement et avancée de fissure-déplacement montrent une très bonne concordance avec les résultats expérimentaux (figure 4.10 page suivante). La différence entre la simulation et l'essai, au début de la propagation de fissure, résulte de la simplification des résultats expérimentaux (cf section 4.2 page 94).

4.5.2 Résultats en termes énergétiques, validation du contrôle des modes de déplacement hourglass

La figure 4.11 page suivante montre la répartition de l'énergie interne au cours de la propagation. Deux échelles sont utilisées pour rendre la lecture plus aisée. Les lignes utilisent l'échelle de gauche et les points l'échelle de droite. La principale source de dissipation d'énergie est inélastique en volume (88.9% de l'énergie interne à la fin du calcul) alors que l'énergie dissipée pour la création des lèvres de la fissure dans la zone cohésive ne représente que 9.3% de l'énergie interne à la fin du calcul. Par ailleurs, on peut remarquer que l'énergie utilisée pour le contrôle des modes "Hourglass" est négligeable devant l'énergie dissipée dans la zone cohésive ($\approx$0.4% de l'énergie interne à la fin du calcul) ce qui conforte l'utilisation de ce mode de contrôle dans le cas de notre simulation.

La figure 4.12 page ci-contre montre la répartition du taux de dissipation d'énergie R au cours de la propagation. Le calcul numérique est effectué par fittage des courbes de l'énergie inélastique dissipée en volume U_{UN} et de l'énergie dissipée dans la zone cohésive U_{CZM} en fonction de l'avancée moyenne de la fissure $\overline{a}$. La largeur de l'avancée de fissure considérée est approximée à l'épaisseur initiale de l'éprouvette B_i (25mm dans la zone utile) :

$$R \equiv \frac{1}{B_i}\left(\frac{dU_{UN}}{d\overline{a}} + \frac{dU_{CZM}}{d\overline{a}}\right) \tag{4.14}$$

Nous pouvons vérifier que le taux d'énergie dissipée dans la zone cohésive correspond bien à Γ_0 dans la partie stationnaire de la propagation.

4.5.3 Validation de l'hypothèse de vitesse d'ouverture constante dans la simulation de l'essai

La vitesse de séparation des lèvres de la fissure est calculée par moyennage sur les points de gauss, situés sur une ligne dans la direction de la propagation ($\equiv U_1$), au niveau de la position médiane de la largeur de l'éprouvette. Seuls les points de Gauss comportant une séparation comprise entre $\frac{\delta_c}{4} < \delta < \delta_c$ sont pris en compte dans le calcul. La figure 4.13 page suivante montre que la valeur de la vitesse de séparation est constante durant la totalité de l'essai ($2.10^{-2} < V < 4.10^{-2}$). Il n'est donc pas nécessaire d'utiliser une loi de traction séparation visqueuse pour mener à bien la modélisation de cet essai.

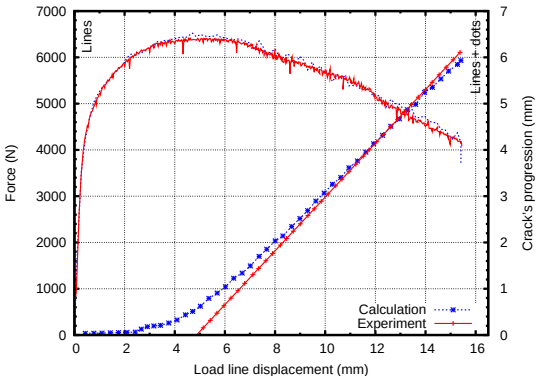


FIG. 4.10: Comparaison avec les données expérimentales

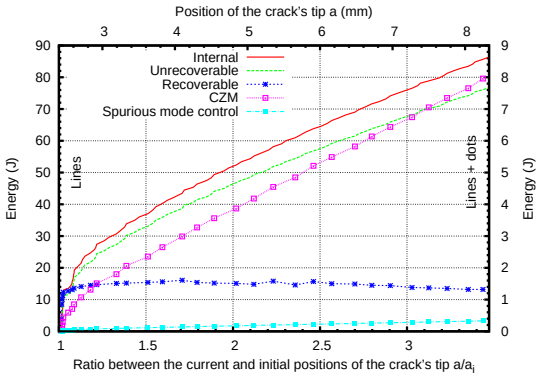


FIG. 4.11: Répartition de l'énergie interne

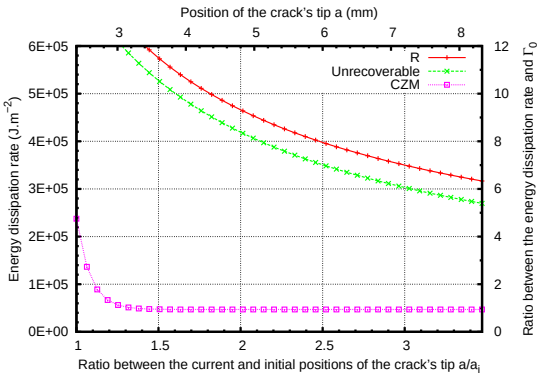


FIG. 4.12: Taux de dissipation d'énergie

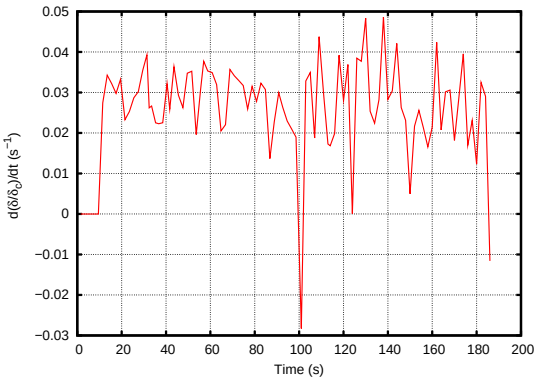


FIG. 4.13: Vitesse de séparation au niveau de la zone médiane de la largeur de l'éprouvette

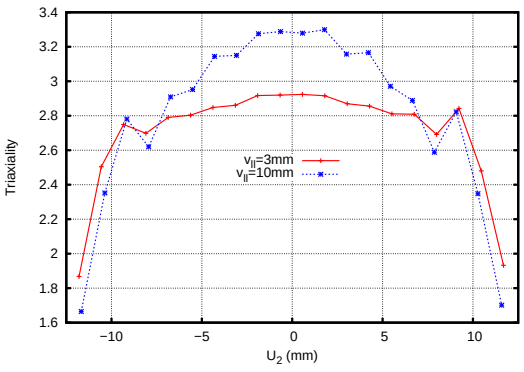


FIG. 4.14: Triaxialité maximal le long du front

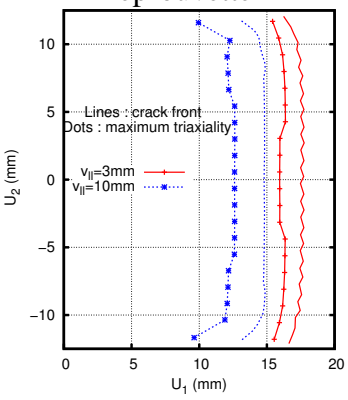


FIG. 4.15: Position des points de gauss à triaxialité maximum

4.5.4 Loi de traction séparation dépendant du taux de triaxialité

Il a été démontré que le processus local de nucléation, croissance et coalescence de vide, propre à la rupture ductile, est dépendant de l'état de contrainte [GUR 77]. La mesure du taux de triaxialité H est appropriée pour rendre compte de ce phénomène. Il est calculé à partir de la contrainte moyenne σ_m et de la contrainte équivalente de Von Mises $\bar{\sigma}$:

$$H = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \tag{4.15}$$

Dans les travaux de Siegmund et Brocks [SIE 00], la loi de traction séparation de la zone cohésive dépend du taux de triaxialité. Le taux de triaxialité est supposé égal à celui de la couche adjacente des éléments continus. Les paramètres taux de dissipation d'énergie surfacique et contrainte maximale sont alors modifiés. A partir d'une analyse 2D en déformation plane, Siegmund et Brocks ont montré que dans le cas d'une éprouvette CT (high constraint specimen), il n'est pas nécessaire de prendre en compte cette dépendance. Ce résultat n'est plus admissible pour des éprouvettes MT (low constraint specimen).

Cependant Chen et al. [CHE 05] ont montré lors d'une analyse 3D sur des éprouvettes CT10 , que la variation du taux de triaxialité le long du front de la fissure, dans l'épaisseur de l'éprouvette, doit être pris en compte pour représenter correctement la propagation de la fissure et en particulier l'effet tunneling.

Nous avons effectué les calculs de taux de triaxialité pour notre géométrie d'éprouvette (side groove CT 25). La figure 4.14 page précédente montre le taux de triaxialité maximum calculé au niveau des points de gauss de la couche supérieure des éléments continus adjacents à la zone conhésive. La figure 4.15 page précédente illustre la position des points de Gauss correspondants et la position du front de fissure dans le plan $(U1, U2)$ (figure 4.7 page 101). Le taux de triaxialité est constant sur 80% de la largeur de notre éprouvette contre 50% dans le cas de l'éprouvette CT10 calculé par Chen et al. Par conséquent, nous avons choisi de ne pas faire dépendre la loi de traction séparation au taux de triaxialité.

4.6 Dépendance à la forme de la loi de traction séparation

Comme nous l'avons dit dans la section 4.3.3 page 99, pour un matériau ductile, il est communément admis que seuls le taux de restitution d'énergie surfacique Γ_0 et la contrainte maximale t_2 influencent la propagation de la fissure.

Cependant, il a été nécessaire pour la simulation des essais d'ajouter une pente supplémentaire à la loi de tration-séparation développée par Tvergaard et Hutchinson. Nous allons donc étudier l'influence de cette pente sur les résultats de propagation pour une loi de comportement des éléments continus identique sans changer les valeurs de Γ_0 et t_2. Nous montrons les résultats pour 3 valeurs de t_1. Les lois de traction-séparation correspondantes sont représentées sur la figure 4.16 page ci-contre.

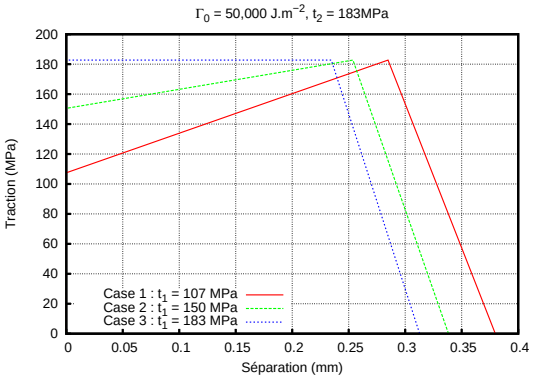


FIG. 4.16: Etude de l'influence de la seconde pente de la loi de traction séparation

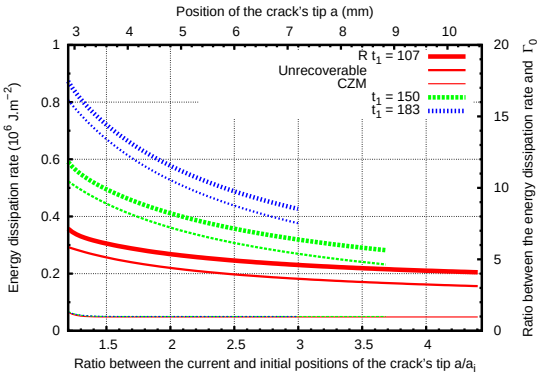


FIG. 4.17: Influence sur la ténacité ($\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$)

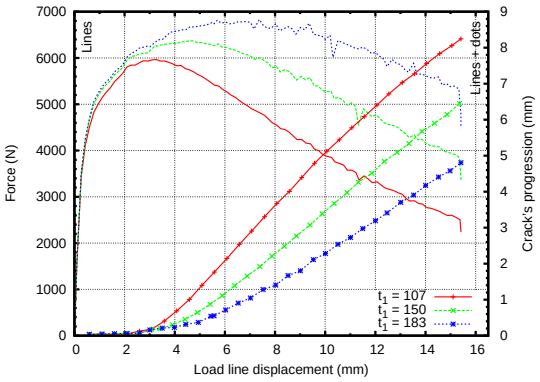


FIG. 4.18: Inflence sur la courbe effort déplacement globale et sur la propagation ($\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$)

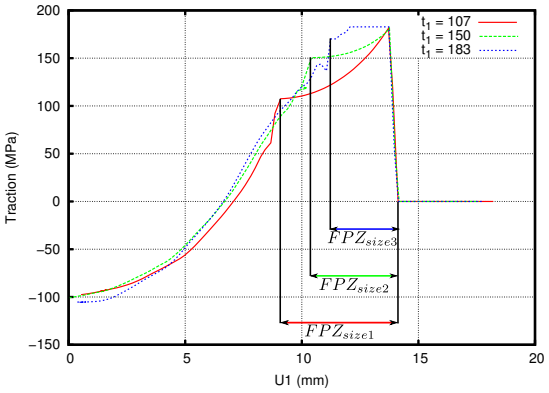


FIG. 4.19: Répartition de la traction (environ 4mm de propagation, $\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$)

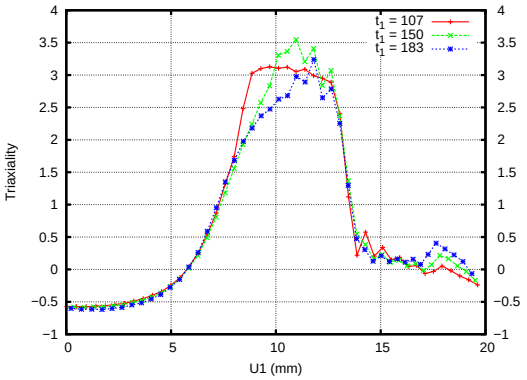


FIG. 4.20: Répartition du taux de triaxialité (environ 4mm de propagation, $\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$)

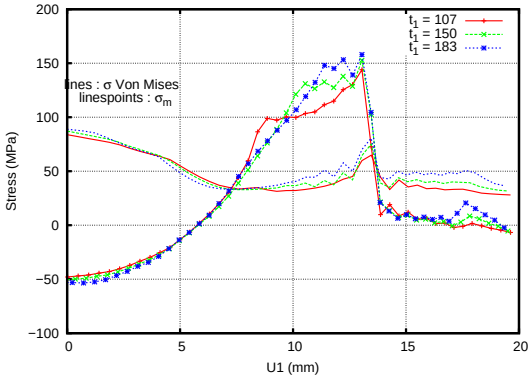


FIG. 4.21: Répartition des contraintes moyennes et équivalentes (environ 4mm de propagation $\Gamma_0 = 50kJ.m^{-2}$, $t_2 = 183MPa$)

4.6.1 Influence sur le comportement global de l'éprouvette

La figure 4.18 page précédente et le tableau 4.6.1 montrent que l'influence de la seconde pente est loin d'être négligeable. L'initiation de la fissure n'est pas affectée. Par contre, la vitesse de propagation est influencée par ce paramètre. Plus la pente est prononcée, plus la vitesse de propagation est importante. Ceci induit une diminution de la rigidité globale de l'éprouvette. Par ailleurs, la figure 4.17 page précédente illustre l'influence de la pente sur l'évolution de la ténacité (mesure R) lors de la propagation. A taux de dissipation d'énergie surfacique constant, le taux d'énergie dissipée en volume est d'autant moins important que la pente de la loi de traction séparation est prononcée ce qui induit une diminution de la ténacité. On remarque, par ailleurs, une diminution de la ténacité au cours de la propagation de fissure. Elle est d'autant plus rapide que la pente de la loi de traction séparation est faible.

$.^* \equiv 100.\frac{X_i - X_1}{X_1}$	Cas 1	Cas 2		Cas 3	
		Valeur	Gain* (%)	Valeur	Gain
Vitesse de propagation ($10^{-2} mm.s^{-1}$) $10 < load\ line\ displacement < 12mm$	5.3	4.8	-9.4	3.8	-28.3
Effort maximal (N)	5966.	6374.	6.8	6830.	14.4
Déplacement correspondant (mm)	3.26	4.58	40.5	7.37	126.1

TAB. 4.4: Variations globales

4.6.2 Influence locale

La fracture process zone est définie comme la zone où la séparation est comprise entre δ_1 et δ_c. La figure 4.19 page précédente montre l'évolution de la traction dans la position médiane de la largeur de la zone cohésive. Cette évolution est tracée pour une avancée de fissure similaire d'environ 4mm. On peut remarquer, localement, une grande variation de la répartition de la contrainte de traction. Par ailleurs, la taille de la fracture process zone est elle aussi modifiée. Plus la traction t_1 est petite, plus la taille de la process zone est importante. On remarque que la taille de la fracture process zone n'est pas négligeable devant la taille de la fissure. Ceci peut expliquer l'importance de la forme de la loi de traction séparation sur la propagation de la fissure et sur la courbe effort déplacement.

La figure 4.20 page précédente illustre l'influence de la pente sur le taux de triaxialité (calculé de la même façon que dans la section 4.5.4 page 106). On peut voir que la forme de la loi n'a pas d'influence sur la valeur maximale du taux de triaxialité. Le taux de triaxialité est faible en pointe de fissure. Il augmente brutalement en amont et reste constant sur la longueur résiduelle de la zone de processus de rupture. La partie constante est donc plus étendue pour une traction t_1 faible.

La figure 4.21 page précédente expose les résultats en terme de contrainte moyenne et de contrainte équivalente. La contrainte moyenne est très dépendante de la valeur de

t_1. Elle suit la même évolution que la traction calculée au niveau de la zone cohésive (figure 4.19 page 107). En effet, c'est la contrainte maximale principale des éléments continus qui pilote la traction au niveau de la zone cohésive. La contrainte équivalente est maximale au niveau du front de fissure $\delta = \delta_c$, ce qui explique que le taux de triaxialité est faible à cet endroit. La valeur maximale de la contrainte équivalente est assez dépendante de la forme de la loi de traction séparation. Par contre dans le reste de la zone du processus de rupture, l'influence de la pente est négligeable.

4.7 Conclusion

Le chapitre propose une simulation de la déchirure d'une éprouvette CT à 900°C. La fissuration est modélisée par des éléments cohésifs. La spécificité d'une telle analyse réside dans le caractère viscoplastique du matériau et dans les fortes déformations, induites par la température d'essai. Ces spécificités sont prises en compte au niveau des éléments cohésifs à différents stades.

Leur formulation est tridimensionnelle. Nous avons défini un repère local à partir du plan médian calculé dans la configuration déformée de l'élément [ORT 99]. En effet, le choix du repère de décomposition de la séparation est très important. Il définit le mode de rupture de l'élément. Ainsi, du fait des grandes déformations, il doit suivre la configuration déformée de l'élément et tenir compte de la réalité physique de la rupture. Enfin, la formulation prend en compte la modification de géométrie induite par les fortes déformations en effectuant le calcul du résidu et de la matrice de raideur dans la configuration déformée de l'élément, en considérant sa variation de surface.

La loi de traction séparation représente, de façon macroscopique, les phénomènes dissipatifs locaux conduisant à la création des lèvres de la fissure. Nous avons utilisé une loi de traction séparation de type Tvergaard et Hutchinson [TVE 92] modifiée par l'ajout d'une pente durcissante à la place du plateau. En effet, les propriétés mécaniques du matériau sont renforcées plus on se rapproche du front de fissure car la vitesse de déformation augmente du fait de la singularité. Ce phénomène est néanmoins atténué par l'endommagement localisé au niveau de la singularité. Cette approche est validée par le fait que la vitesse de séparation des lèvres de la fissure est, en moyenne dans la fracture process zone, constante tout au long de l'essai

Le choix de la forme de la loi de traction séparation est souvent arbitraire, En effet, dans le cadre de la rupture ductile, il est communément admis que seuls les paramètres de taux de restitution d'énergie surfacique et de traction maximale ont une influence sur la propagation de la fissure. Dans le cadre de notre recherche, cette hypothèse n'est pas vérifiée. Il est montré que la forme de la loi de traction joue un rôle non négligeable.

A taux de restitution d'énergie surfacique et traction maximale fixés, la pente durcissante influence la vitesse de propagation de la fissure. Si on mesure la ténacité au sens de Turner et Kolednik [TUR 94], plus la pente de la loi de traction séparation est prononcée, moins l'éprouvette est tenace. Ainsi, plus la pente est prononcée, plus la vitesse de propagation est importante et plus la rigidité globale de l'éprouvette diminue.

Il reste maintenant à discuter de la transférabilité de cette approche vis à vis du cas réacteur. Les essais de caractérisation sur éprouvette CT entaillée ont été effectués pour donner un premier ordre de grandeur du taux de dissipation d'énergie surfacique G_{fr} que l'on assimile à Γ_0.

La valeur de Γ_0 estimée à partir des essais sur éprouvette CT permet de représenter la fissuration dans les conditions des essais. Ainsi, l'utilisation de la méthode de détermination du paramètre G_{fr} dans le cadre de la rupture (à vitesse constante) d'un métal à haute température semble être validée.

Deux points sont, par contre, critiques vis à vis de la transférabilité du paramètre :

- La vitesse de propagation de fissure n'est, à priori, pas constante dans le cas réacteur. Les essais sur tubes pressurisés montrent une gamme de vitesse de propagation allant de $0.1 mm.s^{-1}$ jusqu'à $10 m.s^{-1}$. Il serait étonnant que la valeur de Γ_0 reste constante sur une telle gamme de vitesse de propagation. Ainsi, les données expérimentales doivent fournir une caractérisation plus conséquente du paramètre Γ_0. Par ailleurs, l'approche simplifiée d'une loi de traction séparation avec pente durcissante doit être remplacée par une approche plus convaincante pour laquelle les valeurs de Γ_0 et de T_0 dépendent de la vitesse de séparation.
- Le taux de triaxialité des essais sur éprouvette CT entaillée n'est pas représentatif de celui du cas réacteur. Si les observations du faciès de rupture des essais sur tubes ne montrent pas de fissuration inclinée "slant fracture", le taux de triaxialité des contraintes reste cependant différent et influe sur la valeur du taux de dissipation d'énergie surfacique.

Ainsi, les méthodes de détermination de la forme d'une loi cohésive à partir de modèles d'endommagement non locaux (présentées en section 3.3.4.3 page 86) étendues au cas d'un métal viscoplastique seraient utiles pour une détermination plus précise de la loi de traction séparation (à taux de triaxialité comparable au cas réacteur, pour des vitesses de séparation $\dot{\delta}$ comparables aux essais sur tubes pressurisés).

En conclusion, un outil numérique a été développé pour la rupture d'un matériau hautement ductile. Il reste maintenant à ajouter plus de physique à la loi de comportement de l'élément implémenté.

Chapitre 5

Caractérisation du comportement de deux nuances d'acier 16MND5 à haute température et fortes vitesses de déformations

Sommaire

5.1 Introduction 112
5.2 Formule analytique de Bridgman 113
5.3 Dispositif expérimental 115
5.4 Post-traitement des essais 117
5.5 Résultats 120
5.6 Conclusion 120

5.1 Introduction

La simulation numérique des essais sur tubes pressurisés (chapitre 2 page 27) nécessite une caractérisation plus approfondie de l'acier de cuve 16MND5 du fait des fortes vitesses de déformation.

En effet, le comportement du matériau est connu à 900 et 1000°C pour des vitesses de déformations conventionnelles de la gamme de $1.10^{-5}s^{-1}$ à $5.10^{-3}s^{-1}$. Ces vitesses sont représentatives du début des essais. Mais, lors du fluage tertiaire, au moment de la localisation, les vitesses de déformation sont beaucoup plus importantes (vitesse de déformation vraie $> 1s^{-1}$).

Par ailleurs, lors de la simulation des essais sur éprouvette CT, il a été nécessaire d'extrapoler le comportement pour les déformations supérieures à celle de la localisation (voir figure L.9 page 282). Il serait souhaitable de suivre le comportement jusqu'à rupture pour avoir une caractérisation plus fine.

Lors d'un essai de traction, une fois la localisation atteinte, l'état de contrainte devient complexe si bien que l'on ne peut plus relier simplement la contrainte normale à la déformation longitudinale. On identifie alors un comportement faisant intervenir des quantités "équivalentes" :

$$\bar{\sigma} = f(\bar{\varepsilon}, \dot{\bar{\varepsilon}}, T, \xi_i ...) \tag{5.1}$$

où $\bar{\sigma}$ représente la contrainte équivalente (Von Mises ou Tresca pour les métaux), $\bar{\varepsilon}$ la déformation équivalente, $\dot{\bar{\varepsilon}}$ la vitesse de déformation équivalente, T la température et ξ_i d'autres variables influant sur le comportement du matériau tel que le taux de triaxialité pour les métaux ...

Lors d'un essai de traction simple, jusqu'au moment de la localisation, la contrainte équivalente est directement égale à la contrainte imposée. En négligeant les déformations élastiques et en utilisant la condition d'incompressibilité des déformations plastiques, cette contrainte s'écrit :

$$\sigma = \frac{F}{S} \equiv \frac{F(1+\varepsilon_{zz})}{S_0} \tag{5.2}$$

où F représente l'effort de traction imposé, ε_{zz} la déformation conventionnelle qui rend compte de l'allongement dans la direction de la traction, S la surface effective et S_0 la surface initiale. La formule n'est plus valide après localisation des déformations. En effet, la géométrie de l'éprouvette et par conséquent l'état de contrainte sont modifiés. La contrainte équivalente n'est alors plus aussi aisée à déterminer.

Bridgman [BRI 44, BRI 64] a proposé une solution analytique simple pour calculer la contrainte équivalente au sens de Von Mises au niveau de la section minimale du congé d'une éprouvette de révolution. Ce congé représente la striction ayant lieu lors de la localisation des déformations. Les seules données nécessaires sont, en plus de l'effort appliqué, la valeur du rayon de courbure du congé ainsi que la valeur du rayon de la section minimale. Une amélioration a été apportée par Valiente [VAL 01] qui a déterminé analytiquement une relation liant le rayon du congé et le rayon de la section minimale

au cours d'un essai de traction sur éprouvette de révolution comportant initialement un congé. Ainsi, la contrainte de Von Mises peut être déduite uniquement de l'effort et du rayon local de l'éprouvette.

A partir de là, une procédure d'essais a été développée afin de déterminer le comportement des deux nuances d'acier 16MND5 pour des vitesses de déformations logarithmiques allant de $1s^{-1}$ à $50s^{-1}$ et des températures de 900 et 1000°C [LIN 09]. Le dispositif expérimental permet de suivre l'évolution de la géométrie de l'éprouvette à l'aide d'une méthode optique. Par manque de temps, la conception du système de chauffage ne s'est pas révélée suffisamment robuste (l'homogénéité et l'obtention de la valeur de consigne de température ne sont pas suffisamment contrôlées). Ainsi, si les essais n'offrent qu'une première approximation du comportement du matériau, ils permettent de valider la procédure.

La première partie constitue un rappel de la formule initialement proposée par Bridgman et de ses hypothèses. La seconde section décrit le dispositif expérimental. La troisième apporte un récapitulatif des résultats. Enfin, la méthode de post-traitement des essais est détaillée.

5.2 Formule analytique de Bridgman

L'analyse de Bridgman s'applique à des éprouvettes de révolution (avec ou sans congé initial) constituées d'un matériau homogène isotrope. Le matériau est plastique (critère de plasticité de Von Mises, écrouissage isotrope, équations de Prandtl-Reuss). L'éprouvette est chargée en traction dans la direction de son axe $\vec{e}_z$ (voir figure 5.1).

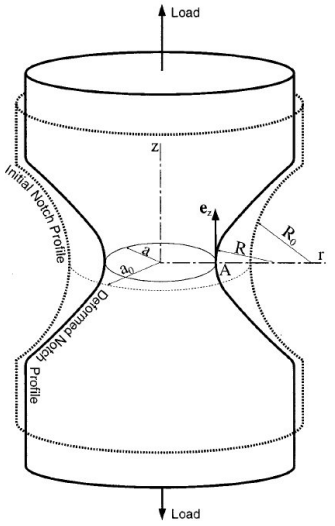


FIG. 5.1: Profil initial et déformé (Valiente [VAL 01])

Les premières hypothèses spécifiques concernent le déplacement au niveau de la section minimale de l'éprouvette. A partir d'observations expérimentales, Bridgman suppose que le taux de déformation axial $\dot{\varepsilon}_{zz}$ est uniforme dans la section minimale. A partir de là, les conditions d'axisymétrie et d'incompressibilité (partie élastique négligée) impliquent l'homogénéité de la vitesse de déformation dans toute la section :

$$\dot{\varepsilon}_{rr} = \dot{\varepsilon}_{\theta\theta} = -\frac{1}{2}\dot{\varepsilon}_{zz} = -\frac{1}{2}\dot{\bar{\varepsilon}}_p = \frac{\dot{a}}{a}, \tag{5.3}$$

$$\varepsilon_{rr} = \varepsilon_{\theta\theta} = -\frac{1}{2}\varepsilon_{zz} = -\frac{1}{2}\bar{\varepsilon}_p = ln\left(\frac{a}{a_0}\right), \tag{5.4}$$

où ε représente le tenseur de déformation dans la base cylindrique associée à l'éprouvette, $\bar{\varepsilon}_p$ la déformation plastique équivalente duale à la contrainte de Von Mises, a le rayon, a_0 le rayon initial.

Dans la section minimale, σ_{rr}, $\sigma_{\theta\theta}$ *et* σ_{zz} sont les contraintes principales du fait de la symétrie axiale et de la symétrie par rapport au plan contenant la section. Il découle de l'hypothèse sur le taux de déformation que :

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta}\ car\ \dot{\varepsilon}_{rr} = \dot{\varepsilon}_{\theta\theta}. \tag{5.5}$$

Dans ces conditions la contrainte de Von Mises s'écrit :

$$\bar{\sigma} = \sigma_{zz} - \sigma_{rr}, \tag{5.6}$$

$\bar{\varepsilon}$ étant uniforme dans la section minimale, $\bar{\sigma}$ l'est aussi si l'on suppose que le matériau comporte un écrouissage isotrope (courbe $\bar{\sigma} = H(\bar{\varepsilon})$ bijective). Cette hypothèse conduit aux limites de la validité de notre utilisation de la formule de Bridgman car la contrainte équivalente sera aussi calculée lors de l'adoucissement.

A l'aide de ces observations, en écrivant l'équilibre le long de l'axe $\vec{e}_r$ qui est une ligne isostatique du plan $(\vec{e}_r;\vec{e}_z)$, on obtient :

$$\frac{d\sigma_{zz}}{dr} + \frac{\bar{\sigma}}{\rho} = 0, \tag{5.7}$$

et par intégration (conditions aux limites $\sigma_{zz}(r=a) = \bar{\sigma}$ car $\sigma_{rr}(r=a) = 0$) :

$$\sigma_{zz} = \bar{\sigma}\left(1 + \int_r^a \frac{dr}{\rho}\right), \tag{5.8}$$

où r représente le rayon du point considéré, ρ le rayon de courbure de la ligne isostatique normale à la section minimale au point considéré.

La seconde hypothèse spécifique de Bridgman rend compte de la variation du rayon de courbure ρ le long de l'axe $\vec{e}_r$. La relation proposée prend la forme générale suivante :

$$\rho = a.f\left(\frac{r}{a}, \frac{R}{a}\right), \tag{5.9}$$

où R représente la valeur du congé effectif de l'éprouvette.

En intégrant la contrainte σ_{zz} sur la section minimale, on obtient l'expression de la contrainte équivalente à partir de l'effort de traction appliqué F :

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{Sg\left(\frac{a}{R}\right)} \; avec \; g\left(\frac{a}{R}\right) = \left(1+\frac{2R}{a}\right) ln\left(1+\frac{a}{2R}\right), \tag{5.10}$$

où S représente la section effective.

Pour une éprouvette comportant un congé initial, Valiente a démontré que le rapport entre le rayon de congé et le rayon de l'éprouvette reste constant tout au long de l'essai :

$$\frac{R}{R_0} = \frac{a}{a_0}, \tag{5.11}$$

ainsi la contrainte équivalente est réduite à :

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{Sg\left(\frac{a_0}{R_0}\right)} \; avec \; g\left(\frac{a_0}{R_0}\right) = \left(1+\frac{2R_0}{a_0}\right) ln\left(1+\frac{a_0}{2R_0}\right). \tag{5.12}$$

5.3 Dispositif expérimental

Les éprouvettes sont représentées sur le plan 5.2 page suivante. Le rayon du congé initial vaut 75mm et le diamètre de la section minimale 10mm. Les essais sont réalisés sur les nuances krakatoa et ruptherr. Le dispositif expérimental doit permettre de suivre la géométrie de l'éprouvette chauffée et soumise à une traction.

Le chauffage est appliqué par induction. Il est assuré par un générateur CELES de 6kW avec refroidissement par eau de la source de puissance, du coffret d'adaptation et de l'inducteur. Les températures étudiées sont 900 et 1000°C. La bobine d'induction ne présente pas une forme garantissant l'homogénéité de la température sur la circonférence de l'éprouvette. Couplée avec le générateur de puissance Celes, elle ne permet pas non plus d'atteindre la valeur cible pour les essais à 1000°C. Les essais ne sont donc que des essais de validation de la méthode.

La température est mesurée par 5 thermocouples de type K soudés par point sur une génératrice de l'éprouvette (voir figure M.1 page 285). Le thermocouple soudé au niveau de la section minimale de l'éprouvette sert de retour nécessaire à l'asservissement.

Les essais sont réalisés sur une machine hydraulique (Schenck) à vitesse de déplacement imposée. Deux vitesses sont investiguées : $10mm.s^{-1}$ et $100mm.s^{-1}$. La capacité est de 250kN et la course $\pm 50mm$. Les mors de la machine sont refroidis par circulation d'eau. L'effort et le déplacement du vérin sont mesurés par les capteurs de la machine.

L'idée de l'essai consiste à déterminer la géométrie réelle de l'éprouvette en filmant celle-ci avec une caméra numérique rapide (Motionscope). Les essais sont filmés à 250 ou 500 images par seconde selon la vitesse de déplacement du vérin. Des fils de thermocouples sont soudés sur une génératrice de l'éprouvette qui servent de repères physiques pour suivre l'évolution d'une section autre que la section minimale. Un trigger permet d'arrêter la prise de vue et synchronise les mesures optiques avec le reste des mesures.

La consigne de chargement est une rampe à vitesse imposée (figure 5.3). Des photos du banc d'essai sont montrées sur la figure 5.4.

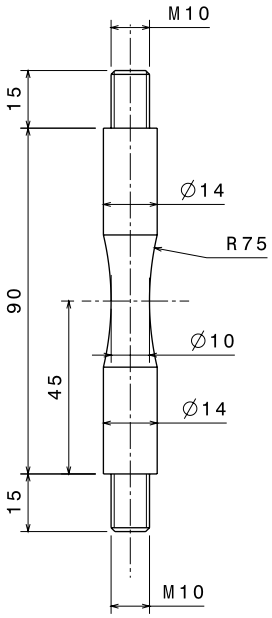


FIG. 5.2: Éprouvette

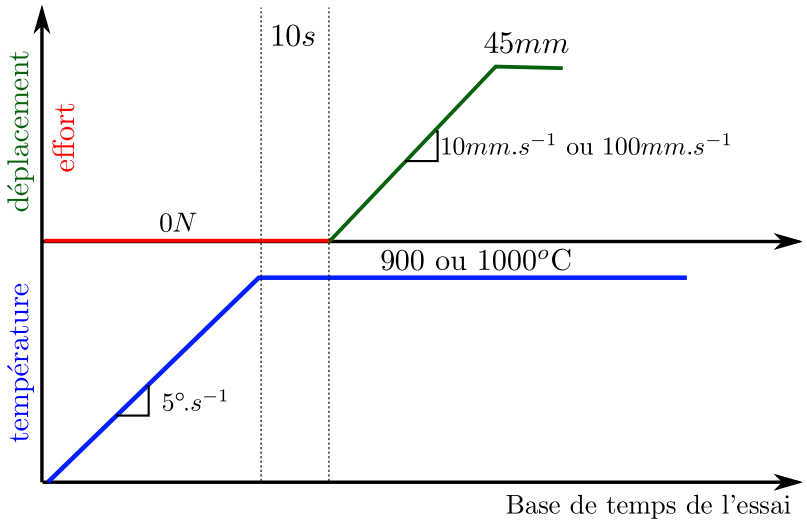


FIG. 5.3: Consignes en température et déplacement

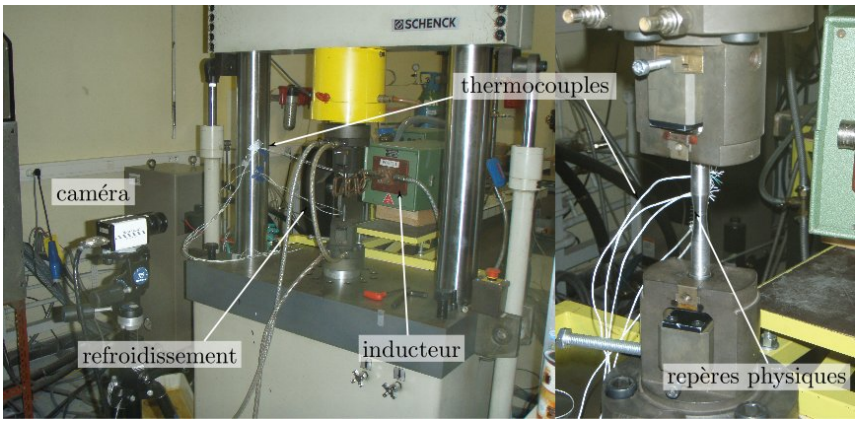


FIG. 5.4: Banc d'essai

5.4 Post-traitement des essais

Outre les mesures habituelles, l'objet du post-traitement est de nous fournir le diamètre instantané de l'éprouvette à partir des photos. La méthode développée est illustrée sur la figure 5.5, celle-ci a été programmée avec la toolbox SIP de scilab4.1.2-4.

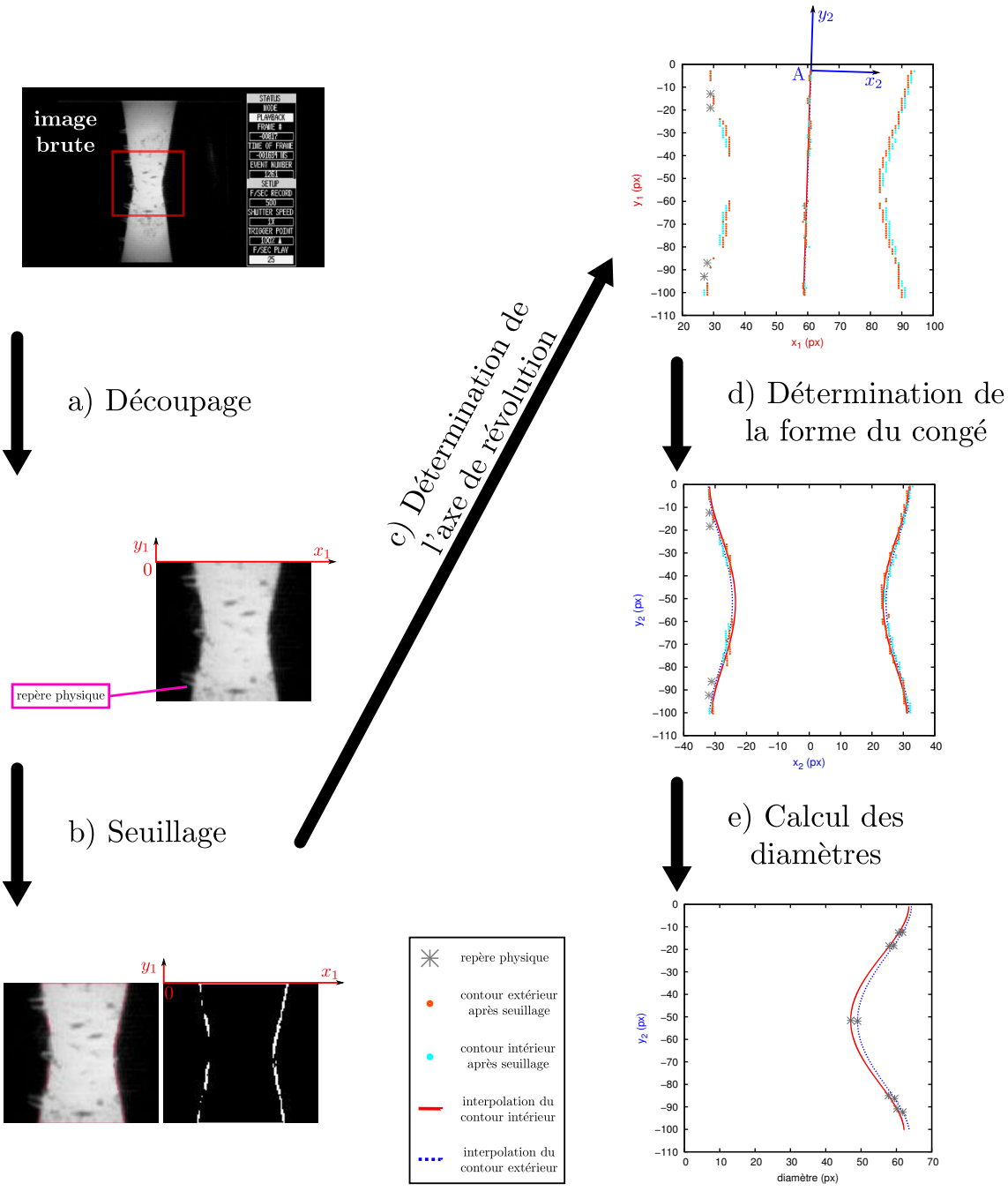


FIG. 5.5: Méthode de traitement des images

La méthode comprend plusieurs étapes :

a) Découpage de l'image dans la région d'intérêt.
   - Définition du repère associé à l'image (O, x_1, y_1).
   - Détermination des coordonnées de chaque repère physique qui permettent de suivre une section différente de la section minimale.

b) Seuillage du contour à l'aide d'un filtre de Sobel.
   - Détermination des coordonnées des points du contour intérieur et extérieur de l'image seuillée dans le repère (O, x_1, y_1).

c) Détermination de l'axe de révolution dans le repère (O, x_1, y_1).
   - Détermination des coordonnées de l'axe réel de chaque contour.
   - Détermination de l'axe théorique de chaque contour : minimisation du carré de l'écart des points de l'axe réel à l'axe théorique suivant x_1.
   - Application de la transformation affine permettant de passer du repère (O, x_1, y_1) au repère (A, x_2, y_2) où y_2 est l'axe théorique de chaque contour

d) Détermination de la forme du congé dans le repère (O, x_2, y_2) de chaque contour (voir figure 5.6).

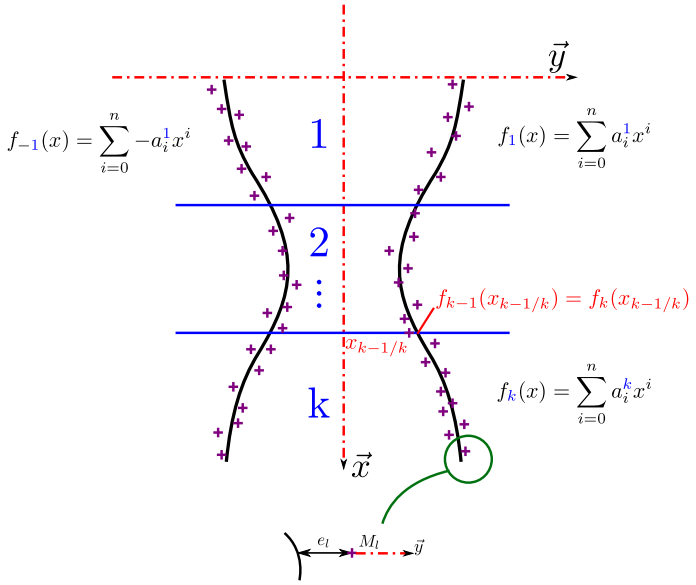


FIG. 5.6: Obtention du profil par minimisation

   - Partitionnement de l'ensemble des points du contour en k zones.
   - Sur chaque zone, minimisation de l'écart e_l des points du contour par rapport à un polynôme d'interpolation. La minimisation est réalisée au sens des moindres carrés. Ce qui s'écrit pour la zone k :

$$\frac{d\left(\sum_{l=1}^{nb} e_l^2\right)}{da_i^k} = \frac{d\left(\sum_{l=1}^{nbd}\left(\sum_{i=0}^{n} a_i^k x_l^i - y_l\right)^2 + \sum_{l=1}^{nbg}\left(\sum_{i=0}^{n} -a_i^k x_l^i - y_l\right)^2\right)}{da_i^k} = 0 \quad (5.13)$$

où *nb* représente le nombre total de points du contour de la zone k, *nbd* (*nbg*) le nombre de points du contour droit (gauche), e_l l'écart du polynôme d'interpolation au point M_l considéré suivant l'axe $\vec{y}$, a_i^k le coefficient d'ordre i du polynôme d'interpolation d'ordre n au niveau de la zone k, x_l l'abscisse du point considéré, y_l l'ordonnée du point considéré.

- Les polynômes d'interpolation doivent aussi respecter la condition de continuité du contour entre chaque zone, ce qui s'écrit entre les zones $k-1$ et k :

$$\sum_{i=0}^{n} a_i^k x_{k-1/k}^i = \sum_{i=0}^{n} a_i^{k-1} x_{k-1/k}^i \tag{5.14}$$

où $x_{k-1/k}$ représente l'abscisse frontière des deux zones.

- La minimisation du problème donne le système 5.15. La résolution du système linéaire nous donne le vecteur des coefficients des polynômes $[V_k]$ sur chaque zone k :

$$\begin{bmatrix} [V_1] \\ \vdots \\ [V_k] \\ [\lambda] \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} [A_{zone1}] & & 0 & [C]^T \\ & \ddots & & \\ 0 & & [A_{zonek}] & \\ [C] & & & 0 \end{bmatrix}^{-1} \begin{bmatrix} [R_1] \\ \vdots \\ [R_k] \\ [0] \end{bmatrix} \tag{5.15}$$

où $[A_{zonek}]$ et $[R_k]$ correspondent aux équations de minimisation sur la zone k, et $[C]$ correspond aux équations de continuité.

e) Calcul des diamètres

- Détermination du diamètre et de son intervalle de tolérance au niveau de la section minimale et au niveau des repères physiques.
- Il aurait été possible de déterminer la valeur du rayon de courbure R du polynôme P au niveau de la section minimale x_{min} par la formule :

$$R = \frac{\left(1 + P'(x_{min})^2\right)^{\frac{3}{2}}}{P''(x_{min})} \tag{5.16}$$

Ceci n'a pas été fait au moment du post-traitement, une détermination visuelle (moins propre) a été réalisée, par la suite, à l'aide du logiciel Gimp.

.

Il est possible ensuite de tracer les courbes d'évolution du diamètre en fonction du temps au niveau de chaque section étudiée (par exemple figure M.4 page 286). Il est intéressant de constater qu'à partir d'un certain temps les diamètres calculés au niveau des repères physiques n'évoluent plus. Cette observation est à mettre en relation avec la localisation des déformations. Elle permet ainsi de caractériser le temps à localisation (même si cette donnée est de seconde importance car la localisation est structurelle plutôt que matérielle).

A partir de là, le calcul de la déformation équivalente (équation 5.4 page 114) et de la contrainte équivalente (équation 5.10 page 115) au niveau de la section minimale est possible. Le taux de déformation a lui aussi été déterminé par interpolation linéaire de l'évolution de la déformation au cours du temps.

5.5 Résultats

Les résulats sont représentés dans l'annexe M page 285. Le tableau 5.1 présente quelques données significatives sur les niveaux de déformation, de vitesse de déformation et de contrainte atteints lors des essais

EP	nuance	$\theta^{\pm\frac{\Delta\theta}{2}}$	$\frac{a_0-a_{mes}}{a_0}$	$\bar{\varepsilon}_{rup}$	$\bar{\sigma}_{max}^{\pm\frac{IT}{2}}$	$\dot{\bar{\varepsilon}}_1$	$\dot{\bar{\varepsilon}}_2$	$\dot{\bar{\varepsilon}}_3$	page
		°C	%		MPa	s^{-1}	s^{-1}	s^{-1}	
12	Rupther	$931^{\pm1}$	$80^{\pm2}$	2.21	$350^{\pm50}$	6.2	22.7	43.1	286
13	Rupther	$938^{\pm8}$	$86^{\pm2}$	2.9	$225^{\pm5}$	0.6	1.6	4.6	287
16	Rupther	$962^{\pm8}$	$76^{\pm2}$	1.93	$187^{\pm5}$	0.5	2	4	288
22	Rupther	$871^{\pm1}$	$68^{\pm2}$	1.73	$350^{\pm10}$	4.6	18.3	36.7	289
18	Krakatoa	$921^{\pm1}$	$75^{\pm2}$	1.79	$312^{\pm12}$	5.1	16.4	33.1	290
19	Krakatoa	$867^{\pm37}$	$79^{\pm2}$	2.21	$200^{\pm3}$	0.7	2.7	4.4	291
20	Krakatoa	$962^{\pm1}$	$76^{\pm2}$	2.05	$340^{\pm5}$	3.2	10.9	35.5	292

- θ : Température.
- $\cdot_{rup}$: Valeur à rupture (plus précisément au niveau du dernier point postraité).
- a_{mes} : Valeur du diamètre mesuré au pieds à coulisse sur les éprouvettes post-mortem (Estimation de l'erreur à 0.4mm).
- a_0 : Diamètre initial (10mm).
- $\bar{\sigma}_{max}$: Contrainte équivalente maximale.
- $\dot{\bar{\varepsilon}}_i$: Vitesse de déformation plastique équivalente calculée par interpolation linéaire de l'évolution de la déformation sur la période i (les essais sont décomposés en 3 périodes temporelles).

TAB. 5.1: Récapitulatif des résultats

5.6 Conclusion

Des essais ont été réalisés pour caractériser le comportement des deux nuances de 16MND5, Rupther et Krakatoa, à hautes températures et fortes vitesses de déformation. Les vitesses de déformation étudiées (taux de déformation vraie de 1 à $50s^{-1}$) sont représentatives des vitesses de déformation qui ont lieu lors du fluage tertiaire (localisation des déformations).

Un système de suivi optique de la géométrie de l'éprouvette a été mis en place ce qui permet de calculer la contrainte équivalente à partir de la formule de Bridgman. La formule s'applique à des éprouvettes de révolution. Elle lie la contrainte équivalente au niveau de la section minimale de l'éprouvette à la valeur de l'effort appliqué, au rayon effectif et au rayon de courbure du congé de l'éprouvette.

Les résultats, bien qu'approchés (par manque de contrôle du chargement en température), montrent une influence très nette de la vitesse de déformation. Si la contrainte, équivalente à 900°C, au moment de la striction, était de l'ordre de $110MPa$ pour des vitesses de déformation conventionnelles de $5.10^{-3}s^{-1}$, elle est de l'ordre de $350MPa$ à des vitesses de déformation vraie de l'ordre de $20s^{-1}$...

Par ailleurs, cette méthode est applicable à l'étude de l'influence du taux de triaxialité en modifiant les rayons de congés initiaux de l'éprouvette. Ceci n'a pas été réalisé dans le cadre de la thèse. En associant les résultats expérimentaux à des calculs éléments finis, des valeurs de la contrainte cohésive maximale pourront être déterminées pour différents taux de triaxialité (voir section 3.3.4.1 page 81).

Enfin, les résultats pourront servir à l'identification d'une loi de comportement valide sur une gamme de vitesses de déformation plus étendue ce qui évitera des extrapolations hasardeuses...

Conclusions et perspectives

Les risques encourus lors d'un accident grave, comprenant la fusion du coeur du réacteur et l'épanchement, en fond de cuve, des produits très calorifiques de cette fusion, nécessitent d'améliorer la prédiction de chaque phase critique de l'accident considéré, afin de prévoir des stratégies de gestion efficaces. L'analyse des scénarios d'accident grave constitue un vaste problème étudié par de nombreuses équipes de recherche. Dans notre recherche, nous nous sommes concentrés sur la prédiction de l'initiation et de la propagation de la fissure qui pourrait éventuellement survenir après une longue phase de déformation par fluage du fond de cuve.

Des essais réels étant inenvisageables, nous avons, tout d'abord, conçu un banc d'essai destiné à simuler les conditions thermo-mécaniques représentatives d'un accident grave sur une éprouvette tubulaire à une échelle "économique". Le banc d'essai permet ainsi d'étudier le couplage entre la fissuration et la dépressurisation de l'éprouvette par une instrumentation exhaustive. Ainsi un ordre de grandeur des vitesses de propagation de fissure, ainsi que d'évolution de la dépressurisation et de l'aire fissurée en fonction du temps a été déterminé.

Le plan d'expérience a permis de discriminer les facteurs influant au premier ordre sur l'initiation et la propagation de fissure dans de telles conditions. Ainsi, nous avons pu constater l'importance de la température. L'intiation est d'autant plus précoce et la propagation de fissure est d'autant plus rapide que la température est importante. A l'inverse, l'influence de la variabilité du comportement mécanique de l'acier de cuve suivant sa nuance n'a pas été mise en évidence, étant négligeable devant la dispersion observée à nuance et température fixées. L'hypothèse formulée pour expliquer de tels écarts est corrélée à l'influence des défauts (chargements, structure, métallurgie). Cependant, du fait des écarts observés, un plus grand nombre d'essais auraient été nécessaires afin de mener une approche stochastique.

La représentativité des essais comporte certaines limites dont les principales sont les suivantes. Le volume de gaz pressurisé doit être mis à l'échelle pour obtenir une cinétique de brèche représentative dans le cas où la vitesse de propagation de fissure est lente devant la dépressurisation. Le corium, mélange d'oxydes et matériaux de structure fondus, n'a pas été représenté. Il peut jouer un rôle par son interaction chimique et mécanique avec la paroi de la cuve. La représentativité des défauts, qui jouent un rôle prépondérant sur la fissuration, n'est pas non plus assurée (état de surface du fond de cuve, défaut de forme, scénario avec point chaud...). Ces points nécessiteraient donc

d'être simulés expérimentalement, et intégrés dans un plan d'expérience plus complet avec un plus grand nombre d'échantillons. Par ailleurs, la représentativité du circuit de mise en pression doit aussi être investiguée, les pertes de charge jouant un rôle prédominant sur la dépressurisation.

En parallèle du travail expérimental, un modèle numérique de zone cohésive a été formulé et implémenté dans un formalisme éléments finis tridimentionnel en grands déplacements et grandes déformations. Il permet ainsi de simuler l'initiation et la propagation de fissure dans un milieu hautement ductile comportant de fortes déformations en pointe de fissure, caractéristiques de notre cas d'étude. Nous avons choisi ce type de modèle pour leur simplicité de mise en oeuvre et leur performance au niveau des temps de calculs, propriétés nécessaires à l'utilisation d'un modèle dans le cadre de l'"ingénierie".

L'élément cohésif a été appliqué au cas de la propagation stable d'une fissure, obtenue à partir d'essais de déchirure sur une éprouvette CT, en acier de cuve, à 900°C. La spécificité d'une telle analyse réside dans le caractère viscoplastique du matériau. Par conséquent, nous avons choisi une loi de traction séparation adaptée à la rupture ductile des métaux [TVE 92] à laquelle nous avons ajouté une pente durcissante pour rendre compte de la viscoplasticité. La forme de la loi permet ainsi de représenter les effets antagonistes de l'endommagement et du renforcement des propriétés mécaniques du matériau à proximité du front de fissure (du fait de l'augmentation de la vitesse de déformation induite par la singularité). Cette approche est validée par le fait que la vitesse de séparation des lèvres de la fissure est, en moyenne dans la *fracture process zone*, constante tout au long de l'essai.

Lors de cette étude, nous avons montré l'importance non négligeable de la forme de la loi de traction séparation sur la propagation de fissure. Par conséquent, un axe de recherche important, à poursuivre pour les simulations futures, est la détermination d'une loi de traction séparation physiquement fondée capable de rendre compte des mécanismes d'endommagement localisés dans la *fracture process zone*. La dépendance à la température, à la vitesses de chargement, et à l'état de triaxialité des contraintes sont les principaux facteurs à prendre en compte pour une bonne modélisation des phénomènes mis en jeu. Les approches numériques basées sur l'équivalence énergétique entre un modèle endommageable continu et un modèle cohésif [CAZ 09a, SIM 09] apportent une piste accessible pour ce type de détermination.

Enfin, nous avons complété la base de données expérimentales de caractérisation des nuances Rupther et Krakatoa de l'acier de cuve. En utilisant une méthode optique et les solutions analytiques de Bridgman, nous avons déterminé des courbes de traction à 900 et 1000°C pour des vitesses de déformations vraies supérieures à $0.1.s^{-1}$ jusqu'à rupture. Ces vitesses de déformations sont représentatives du fluage tertiaire de la cuve. Des essais complémentaires restent cependant nécessaires pour évaluer les marges d'incertitude. Il faudra aussi réaliser des essais dont le taux de triaxialté est représentatif de celui de la cuve. A partir de là, une loi de comportement élasto-viscoplastique endommageable (endommagement diffus) pourra être déterminée sur la gamme de vitesse de déformation et

de température de notre cas d'étude. Le couplage de cette loi avec une zone cohésive (qui simule l'endommagement localisé de la *fracture process zone* ainsi que la fissuration) nous permettra de modéliser les essais sur tube pressurisé et par la suite, d'envisager une modélisation à l'échelle de la cuve.

Annexe A

Plan d'ensemble de l'assemblage de la partie mécanique du banc d'essai

Beaucoup de pièces ont été rajoutées pour obtenir une isolation électrique de l'éprouvette vis-à-vis de la machine de traction. Cette conception est due à la volonté initiale de réaliser un suivi électrique de la propagation de la fissure qui n'a pas été mis en place par la suite.

Nomenclature :

Numéro	Pièce
1	Plateau attache mors
2	Mors supérieur
3	Raccord du capteur de pression
4	Manchon plastique
5	Raccord isolé
6	Isolant
7	Centreur : isolant électrique
8	Centreur : isolant électrique
9	demi enceinte (inducteur)
10	demi enceinte
11	Isolant électrique
12	Chapeau
13	Rallonge-éprouvette
14	Indexeur
15	Mors inférieur
16	plots isolants électriques
17	plots isolants électriques
18	Eprouvette

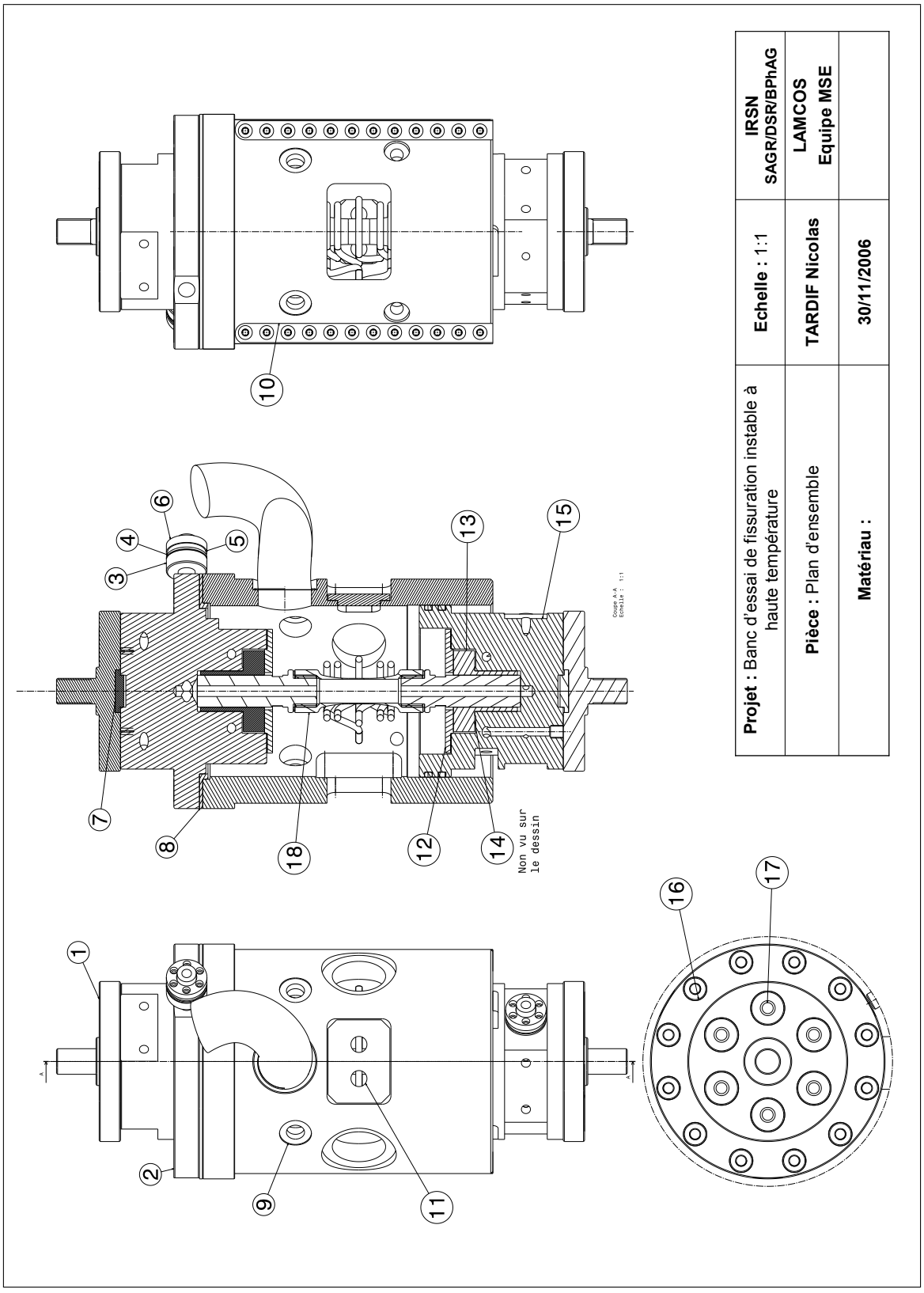


FIG. A.1: Assemblage de la partie mécanique

Annexe B

Procédures d'essai

B.1 Procédure de montage

Les éléments fixes (les mors, la demi-enceinte supportant l'inducteur, les tuyaux de refroidissement, le tuyau de pression interne, et le tuyau d'évacuation des gaz) ont été préalablement installés.

B.1.1 Temps de chauffe

1. Brancher la caméra infrarouge 4H au moins avant son utilisation.
2. Mettre en marche la machine de traction et cycler en déplacement 2H avant son utilisation.

B.1.2 Vérification des thermocouples

1. Si besoin, souder les thermocouples sur les fiches en prenant soin de laisser plus de longueur de fil du côté de l'enceinte à fermer.
2. Vérifier chaque thermocouple à l'aide du boîtier de mesure.

B.1.3 Préparation de l'éprouvette

Les étapes de couleur bleue ne sont valables que pour les essais à 900°C.

1. Fixer l'éprouvette sur les rallonges éprouvettes en y intercalant les joints d'étanchéité. Graisser les filetages à l'aide de la graisse cuivrée pour éviter tout grippage pendant les essais.
2. Nettoyer l'éprouvette dans la zone utile (alcool).
3. Coller sur la circonférence de l'éprouvette deux rubans adhésifs de part et d'autre de la préfissure (cache pour la peinture).
4. Faire un schéma de l'emplacement des thermocouples.

5. Souder par point les thermocouples sur l'éprouvette.
6. Encercler les thermocouples d'un fil de cuivre au niveau de l'extrémité haute de l'éprouvette (cela évite de les arracher dans la suite de la manipulation).
7. Peindre l'éprouvette à l'aide de graphite.
8. Enlever les rubans adhésifs en prenant soin de ne pas dessouder les thermocouples.
9. Nettoyer les rallonges éprouvette à l'aide d'alcool.

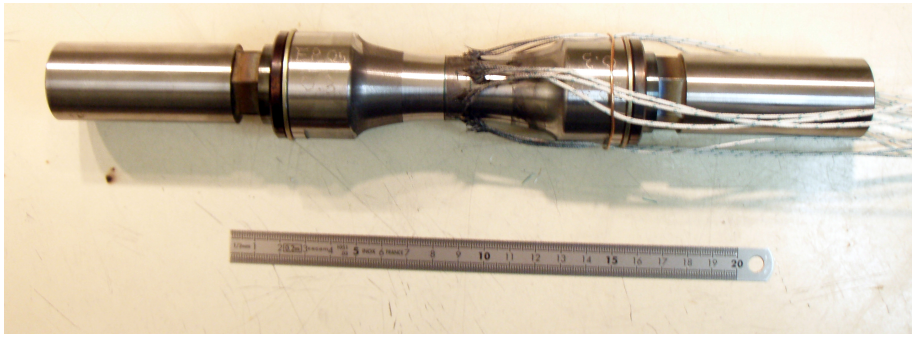


FIG. B.1: Préparation d'une éprouvette (essais à 900°C)s

B.1.4 Mise en place de l'éprouvette dans les mors

1. Afficher sur l'oscilloscope du système de pilotage l'effort mesuré avec une base de temps de 2H.
2. Nettoyer l'ensemble des hublots à l'aide d'alcool.
3. Nettoyer les manchons hydrauliques ETP à l'aide d'alcool.
4. Enlever le joint torique.
5. Le nettoyer et le graisser à l'aide de la graisse Molykote.
6. Remettre le joint torique.
7. Fixer la demi-enceinte vitrée.
8. Fixer le bâti supérieur de la machine de traction sur les glissières et effectuer un cyclage en déplacement pour chauffer les joints (jusqu'à diminution de l'effort de frottement).
9. Démonter la demi-enceinte vitrée.
10. Remonter le bâti supérieur de la machine de traction en position haute à l'aide de la vis de maneuvre.
11. Commander la position du mors inférieur en 55 (fin de course basse).
12. Placer un joint torique au fond du mors inférieur.

13. Faire glisser l'éprouvette dans le mors inférieur en prenant soin de ne pas déformer l'inducteur.
14. Faire passer les fiches des thermocouples à l'intérieur de l'inducteur.
15. Commander la position du mors inférieur en 0 (Position de début d'essai).
16. Placer un joint torique sur la rallonge éprouvette.
17. Faire descendre le bâti supérieur jusqu'à compression des joints toriques.
18. Disposer la cale sous le mors inférieur.
19. Serrer les manchons hydrauliques ETP supérieurs et inférieurs à l'aide de la clé dynamométrique à $16Nm$.
20. Fixer le bâti supérieur de la machine de traction sur les glissières.
21. Insérer les fiches des thermocouples sur la demi-enceinte supportant l'inducteur.
22. Poser la demi-enceinte vitrée sur le capteur de pression du mors inférieur et insérer les fiches des thermocouples correspondantes.
23. Raccorder les fiches des thermocouples au boîtier MTS et vérifier la connection pour chaque thermocouple. Noter la position de chaque numéro de thermocouples.
24. Couper le fil de cuivre encerclant les thermocouples.
25. Prendre en photo la disposition de l'éprouvette ou réaliser un schéma (position de la préfissure).
26. Fixer la demi-enceinte vitrée (vis du dessus sans serrer, vis enceinte-enceinte sans serrer, serrer vis de dessus en quinconce, serrer vis enceinte-enceinte en quinconce).
27. Fixer la bobine d'induction sur la boîte de capacité et les raccorder au circuit de refroidissement.
28. Fixer les tuyaux du balayage sur l'enceinte vitrée, et vérifier le tuyau de chargement et d'évacuation (position stable sur la boîte de capacité).
29. Noter l'effort de compression maximum atteint durant l'opération de montage (cf nř1 : oscilloscope).
30. Piloter la machine en effort à $0N$.
31. Démarrer le circuit de refroidissement et vérifier que l'eau n'est bloquée nulle part.
32. Fermer et mettre en marche la hotte d'évacuation d'argon.
33. Mettre en marche le générateur Celes.
34. Appuyer sur le bouton record des caméras numériques rapides.

B.1.5 Mise en place de la caméra infrarouge et de la caméra numérique rapide

Vérifier le trigger de la caméra numérique rapide.

B.2 Procédure d'essai

La procédure des essais est présentée sur la figure B.3 page ci-contre.

L'essai comporte différentes phases :
- Initialisation des consignes à 0.
- Balayage de l'atmosphère de l'enceinte avec de l'argon.
- Montée en température.
- Chargement mécanique (pression, température) et maintien du chargement thermique.
- Mise à zéro des consignes au moment de la rupture, et arrêt de la caméra numérique rapide.

La transition entre phases s'effectue par l'opérateur à l'aide de boutons au niveau de l'interface de commande. Ces transitions sont nécessaires car elles correspondent à des manipulations :
- O_balayage : Ouverture de la vanne de balayage.
- F_balayage : Fermeture de la vanne de balayage.
- O_chargement : Ouverture de la vanne de chargement.
- AU3 : Arrêt d'urgence 3 au moment de la rupture.

La sécurité est assurée par trois boutons (AU1, AU2, AU3) qui commandent la mise à zéro des consignes pendant chaque phase critique comme le montre la figure B.2.

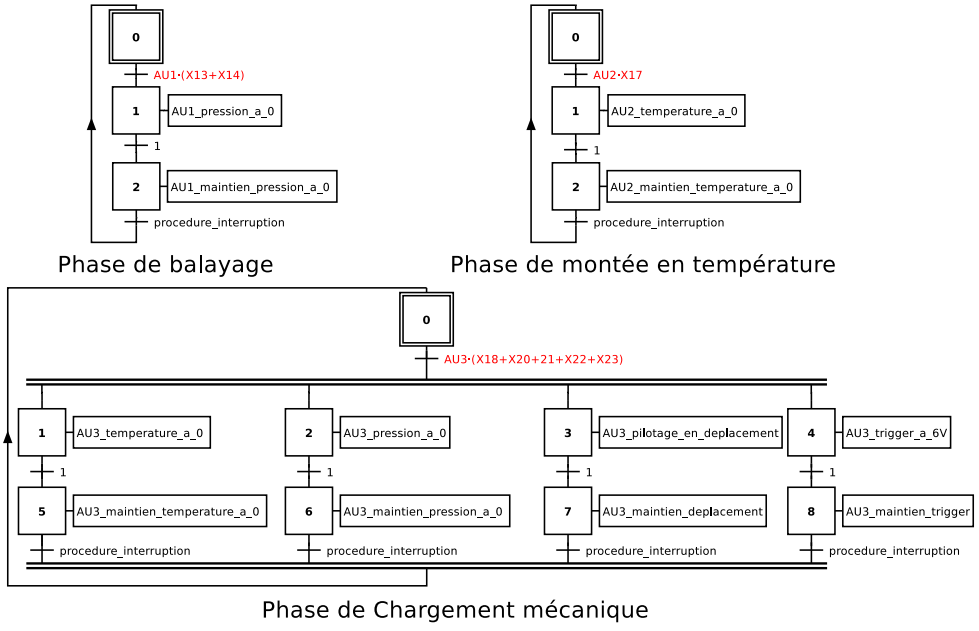


FIG. B.2: Sécurité

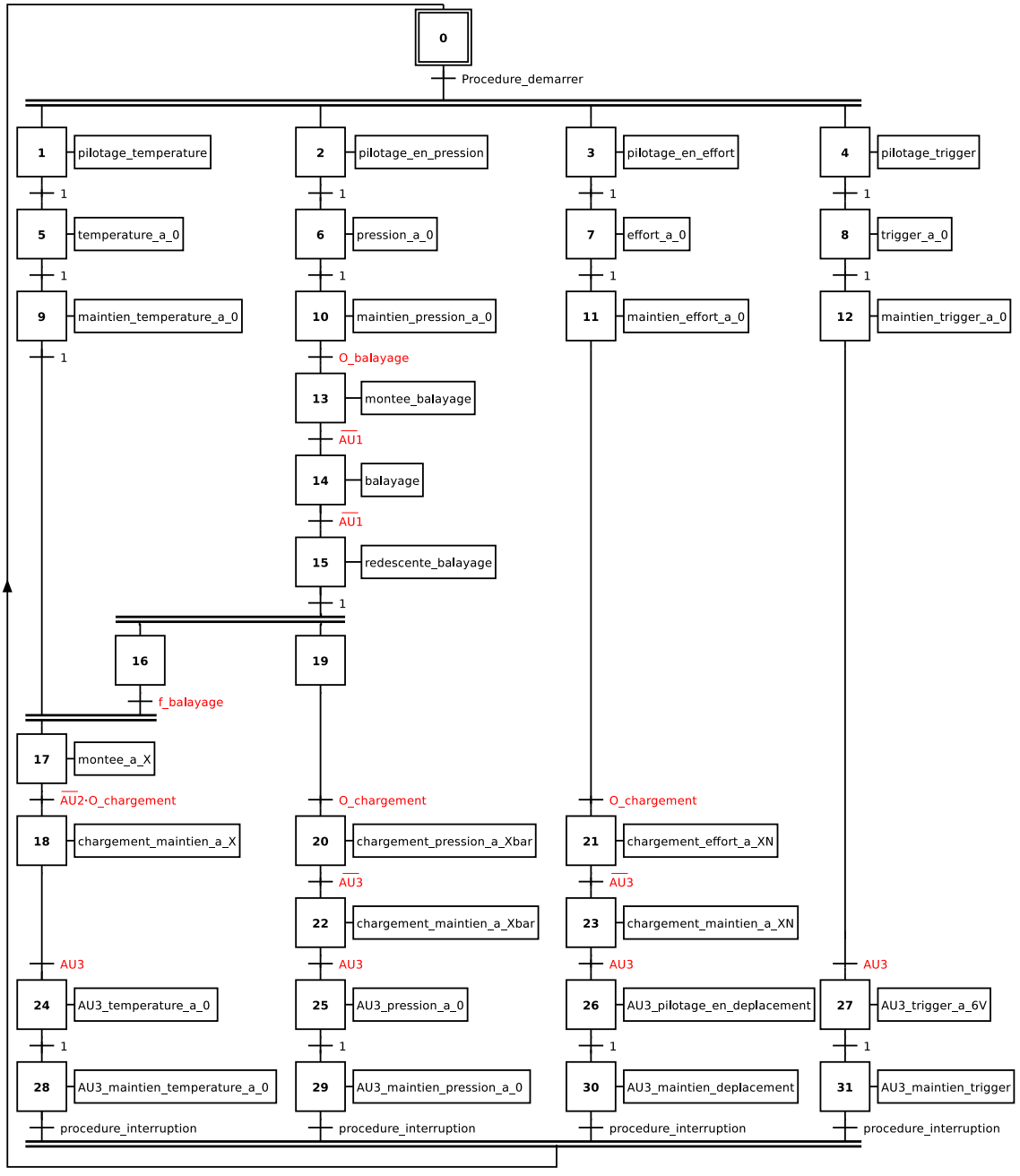


FIG. B.3: Procédure

Annexe C

Post-traitement de la mesure optique du suivi de fissure

Cette annexe présente la méthode de dépouillement des résultats des 2 caméras numériques rapides et de la caméra infrarouge. L'objectif est d'obtenir un ordre de grandeur de la vitesse de propagation circonférentielle de la fissure en fonction du temps et un ordre de grandeur de l'aire fissurée en fonction du temps lors de la dépressurisation de l'éprouvette. Cette méthode a été implanté dans le logiciel scilab4.1.2-4 en utilisant la toolbox Scilab Image Processing (SIP).

C.0.1 Hypothèses simplificatrices

La distance caméra-éprouvette (>1m) est très grande devant le rayon de l'éprouvette (12mm). Nous assimilons donc le diamètre du cylindre vu au diamètre effectif du cylindre (voir figure C.1). Si l'on quantifie l'erreur pour le rayon effectif R = 0.012m, la distance caméra-éprouvette (d=1m), le rayon vu vaut $R_{vu} \simeq \sqrt{\frac{R^2}{1+\left(\frac{R}{d}\right)^2}} = 0.011999m$ (pour d=0.15m, cas de la caméra infrarouge, $R_{vu} \simeq 0.011962m$)

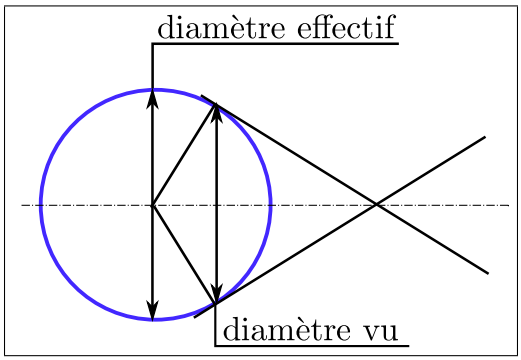


FIG. C.1: Hypothèse sur le diamètre effectif de l'éprouvette

La position de la fissure est observée sur une demi-circonférence, la distance du point observé au plan focal varie donc du rayon de l'éprouvette. Les phénomènes d'agrandissement décrits sur la figure C.2 seront négligés. Si l'on quantifie l'erreur pour $q_1 = 1.012m$, $q_2 = 1.0m$, le facteur d'agrandissement pour deux objets d'une même taille $p_1 = p_2$ est de $\frac{q_1}{q_2} = 1.012$, qui correspond à un agrandissement de 1.2% de l'image p'_2 par rapport à l'image p'_1 (pour d=0.15m, cas de la caméra infrarouge l'agrandissement vaut 8%).

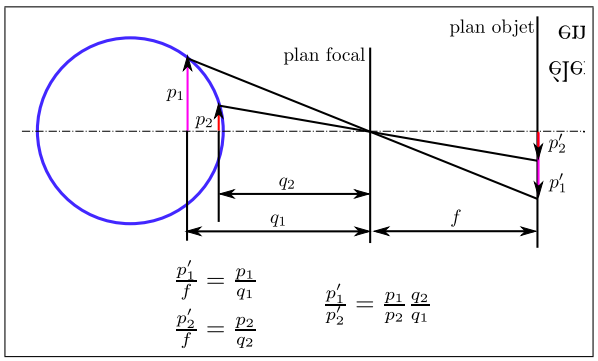


FIG. C.2: Hypothèse sur la profondeur du champ

Les lentilles des caméras, par leur symétrie sphérique, provoquent une distorsion, c'est-à-dire une déformation de l'image réelle. Ce phénomène ne sera pas pris en compte. La distorsion est plus importante sur les bords de l'image. Le post-traitement s'effectue plutôt au centre de l'image.

C.1 Méthode de détermination de la position circonférentielle de la fissure

Lors du chargement mécanique, l'éprouvette gonfle sous l'effet de la pression interne. Ce gonflement n'est pas toujours homogène sur la circonférence de l'éprouvette (distribution de température, localisation des déformations sur un défaut...). Nous cherchons à déterminer dans la configuration déformée la position de la pointe de fissure à chaque instant.

La première partie de la méthode correspond à l'identification de l'axe de symétrie de l'éprouvette et de la valeur du coefficient de proportionnalité permettant le passage des pixels au millimètre. Le programme est appliquée sur une image de référence qui correspond à une image de l'éprouvette à la température finale avant le chargement mécanique.

La deuxième partie de la méthode permet de déterminer la position circonférentielle de la fissure (θ, R) sur l'éprouvette, à partir de la position de la pointe de fissure dans le repère de l'image.

Il reste ensuite à coordonner les résultats des 3 caméras pour obtenir la position de la fissure sur la totalité de la circonférence de l'éprouvette.

C.1.1 Image de référence

Le traitement de l'image de référence suit la démarche suivante (figure C.3) :

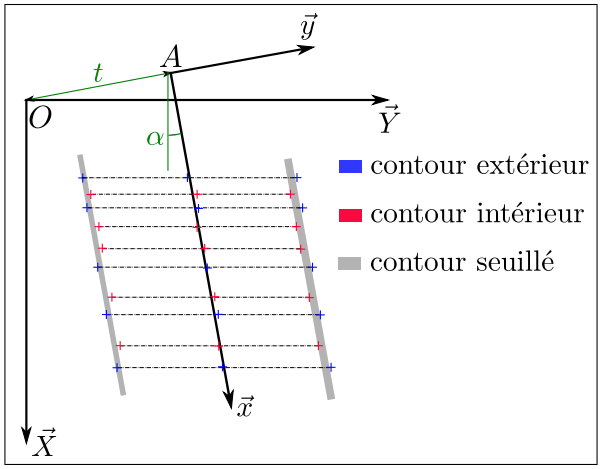


FIG. C.3: Traitement de l'image de référence

- Découpage **CROP** de la partie utile de l'éprouvette. Repère $(O,\vec{X},\vec{Y})$ associé à la nouvelle image après découpage.
- Seuillage du contour gauche et droit de l'éprouvette (Filtre de Sobel).
- Récupération des points du contour extérieur et intérieur.
- Calcul de l'axe réel.
- Détermination de l'axe de symétrie (droite des moindres carrés sur l'ensemble des points de l'axe réel : $Y = tan(\alpha)X + b$).
- Détermination de la transformation affine **TA** permettant de passer du repère de l'image $(O,\vec{X},\vec{Y})$ au repère local au tube $(A,\vec{x},\vec{y})$:

$$\textbf{TA} : \begin{array}{c} x = Xcos(\alpha') - Ysin(\alpha') \\ y = Xsin(\alpha') + Ycos(\alpha') - t \end{array} \tag{C.1}$$

  où $\alpha' = -\alpha$ et $t = bcos(\alpha)$
- Calcul de l'intervalle de tolérance sur la position de l'axe Δt. Soit $y_{axe\ i}$ l'ordonnée des points i de l'axe réel après **TA**, $\sigma = \sqrt{\frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n} y_{axe\ i}^2}$ est l'écart type. L'intervalle de tolérance Δt est approximé à 4σ (95% des points si la distribution suit une loi normale).
- Détermination de la valeur du rayon moyen R_{moy} en pixel et de l'intervalle de tolérance ($\Delta R = 4\sigma$) calculés sur les points du contour extérieur et intérieur après **TA**.
- Calcul du coefficient de passage des pixels au millimètre $p_{pix\ mm}$ et de son intervalle de tolérance $\Delta p_{pix\ mm}$.
  Le rayon effectif de l'éprouvette est calculé à partir de la déformation thermique induite par un échauffement de 900°C (1000°C) :

$$\epsilon_{th} = \alpha \Delta T \mathbf{I_d}, \tag{C.2}$$

où α coefficient de dilatation vaut $1.214E^{-5}C^{-1}$ à 900°C ($1.332E^{-5}$ à 1000°C). En considérant que l'éprouvette est chauffée de façon homogène dans la zone utile, nous obtenons :

$$\varepsilon_{\theta\theta\ th} = \frac{\Delta R}{R} = \alpha \Delta T, \tag{C.3}$$

d'où $R_{900} \simeq 12.13mm$ ($R_{1000} \simeq 12.16mm$).

$p_{pix\ mm}$ est calculé à partir du rayon réel $12.13 \pm 0.02mm$ et du rayon en pixel $R_{moy} \pm \frac{\Delta R}{2}$.

C.1.2 Détermination de la position de la fissure

La méthode de détermination de la pointe de fissure est illustrée sur la figure C.4 :

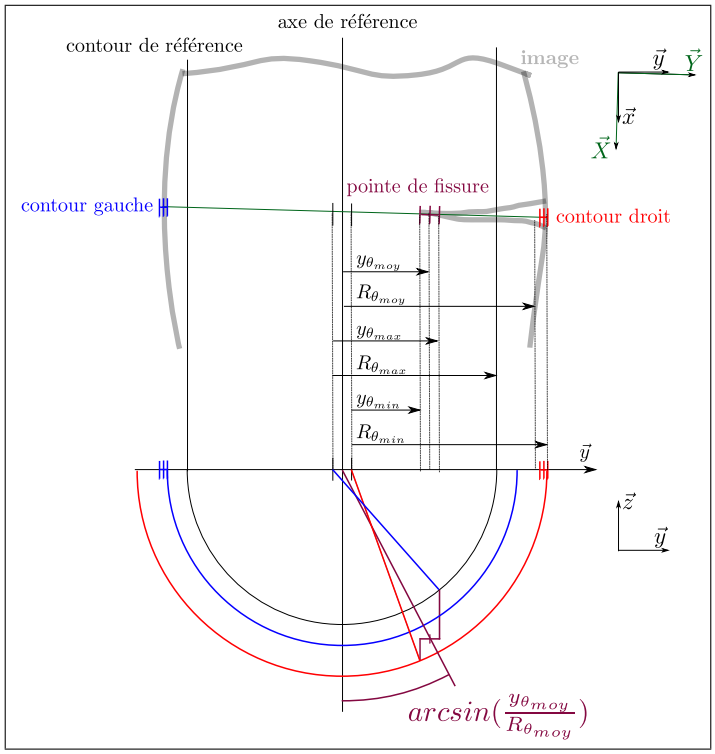


FIG. C.4: Détermination de la position de la fissure

- Application de la transformation **CROP** à l'image. L'image est alors référencée par rapport au repère $(O, \vec{X}, \vec{Y})$.
- Détermination de la position de la pointe de fissure $(X_t, Y_t, \Delta Y_t)$ dans le repère $(O, \vec{X}, \vec{Y})$.
- Détermination de la position du rayon droit X_{Rd}, Y_{Rd} et gauche X_{Rg}, Y_{Rg} dans le repère $(O, \vec{X}, \vec{Y})$ au niveau de la fissure.
- Application de la transformation **TA** à chaque point. On obtient dans le repère $(A, \vec{x}, \vec{y})$

1. le rayon gauche R_g + incertitude $\Delta R = 2$ (choix)
2. le rayon droit R_d + incertitude ΔR
3. la position de la pointe de fissure $y_{\theta_{moy}}$ + incertitude $\Delta y_{\theta_{moy}}$.

- Calcul de θ_{moy}.et de $R_{\theta_{moy}}$: On choisit de calculer le rayon moyen par interpolation linéaire sur la position suivant $\vec{y}$ de la pointe de fissure :

$$R_{moy} = \frac{R_d - R_g}{R_d + R_g} y_{\theta_{moy}} + \frac{R_d + R_g}{2} \tag{C.4}$$

ainsi

$$\theta_{moy} = arcsin\left(\frac{y_{\theta_{moy}}}{R_{\theta_{moy}}}\right) \tag{C.5}$$

- Par la suite on calcul l'incertitude sur les rayons par :

$$R_{\theta_{min}} = Max(R_d, R_g) + \frac{\Delta R}{2} - \frac{\Delta t}{2} \tag{C.6}$$

et en prenant pour valeur minimale de rayon, le rayon de l'éprouvette à 900°C (1000°C) :

$$R_{\theta_{max}} = R_{900(1000)} + \frac{\Delta t}{2} \tag{C.7}$$

- On détermine ensuite l'incertitude sur la position angulaire par :

$$\theta_{max} = arcsin\left(\frac{y_{\theta_{max}}}{R_{\theta_{max}}}\right), \tag{C.8}$$

avec

$$y_{\theta_{max}} = y_{\theta_{moy}} + \frac{\Delta y_{\theta_{moy}}}{2} + \frac{\Delta t}{2}; \tag{C.9}$$

et

$$\theta_{min} = arcsin\left(\frac{y_{\theta_{min}}}{R_{\theta_{min}}}\right), \tag{C.10}$$

avec

$$y_{\theta_{min}} = y_{\theta_{moy}} - \frac{\Delta y_{\theta_{moy}}}{2} - \frac{\Delta t}{2}. \tag{C.11}$$

- La valeur du rayon est ensuite calculé en mm :

$$r_{min} = 12.13\ (12.16), \tag{C.12}$$

$$r_{moy} = R_{\theta_{moy}} \times p_{pix\ mm}, \tag{C.13}$$

$$r_{max} = (R_{\theta_{min}} + \Delta t) \times (p_{pix\ mm} + \frac{\Delta p_{pix\ mm}}{2}). \tag{C.14}$$

C.1.3 Optimisation de la position relative des caméras

Les étapes précédentes nous permettent d'obtenir la position de la pointe de la fissure dans un référentiel attaché à la caméra. Il faut maintenant pouvoir relier les résultats de chaque caméra entre eux. Il y a 3 thermocouples répartis sur la circonférence de l'éprouvette. Un thermocouple est vu par 2 caméras simultanément. Ainsi, nous utilisons ces thermocouples pour situer chaque caméra l'une par rapport à l'autre (figure C.5 page 142). Cette étape est réalisée sur l'image de référence de chaque caméra (voir section C.1.1 page 137).

- Détermination de la position des 3 thermocouples dans les référentiels $(O,\vec{X},\vec{Y})$ associés à chaque caméra :

$$
\begin{array}{rl}
Thermocouple1 : & \left| \begin{array}{c} Y_T1_CAM1_{min}^{max} \\ Y_T1_CAM2_{min}^{max} \end{array} \right. \\
Thermocouple2 : & \left| \begin{array}{c} Y_T2_CAM1_{min}^{max} \\ Y_T2_CI_{min}^{max} \end{array} \right. \\
Thermocouple3 : & \left| \begin{array}{c} Y_T3_CI_{min}^{max} \\ Y_T3_CAM2_{min}^{max} \end{array} \right.
\end{array}
$$

- Détermination de la position angulaire des 3 thermocouples dans les référentiels $(A,\vec{x},\vec{y})$ associés à chaque caméra :

$$
\begin{array}{rl}
Thermocouple1 : & \left| \begin{array}{c} \Theta_T1_CAM1_{min}^{max} \\ \Theta_T1_CAM2_{min}^{max} \end{array} \right. \\
Thermocouple2 : & \left| \begin{array}{c} \Theta_T2_CAM1_{min}^{max} \\ \Theta_T2_CI_{min}^{max} \end{array} \right. \\
Thermocouple3 : & \left| \begin{array}{c} \Theta_T3_CI_{min}^{max} \\ \Theta_T3_CAM2_{min}^{max} \end{array} \right.
\end{array}
$$

Le couple d'angle $(\theta_{CAM1/CAM2},\ \theta_{CAM1/CI})$ positionne angulairement la caméra 2 et la caméra infrarouge par rapport à la caméra 1. Nous optimisons le couple d'angles $(\theta_{CAM1/CAM2},\ \theta_{CAM1/CI})$ pour obtenir le recouvrement maximum de chaque thermocouple dans le repère global (figure C.5 page 142).

Ainsi, pour chaque couple d'angles $(\theta_{CAM1/CAM2},\ \theta_{CAM1/CI})$ testé, on calcule :

- La position angulaire de chaque thermocouple dans le repère global :

$$
\begin{array}{rl}
Thermocouple1 : & \left| \begin{array}{c} \theta_T1_CAM1_{min}^{max} = \Theta_T1_CAM1_{min}^{max} \\ \theta_T1_CAM2_{min}^{max} = \Theta_T1_CAM2_{min}^{max} - \theta_{CAM1/CAM2} \end{array} \right. \\
Thermocouple2 : & \left| \begin{array}{c} \theta_T2_CAM1_{min}^{max} = \Theta_T2_CAM1_{min}^{max} \\ \theta_T2_CI_{min}^{max} = \Theta_T2_CI_{min}^{max} + \theta_{CAM1/CI} \end{array} \right. \\
Thermocouple3 : & \left| \begin{array}{c} \theta_T3_CI_{min}^{max} = \Theta_T3_CI_{min}^{max} + \theta_{CAM1/CI} \\ \theta_T3_CAM2_{min}^{max} = \Theta_T3_CAM2_{min}^{max} - \theta_{CAM1/CAM2} \end{array} \right.
\end{array}
$$

- On calcule pour chaque thermocouple le recouvrement (figure C.5 page suivante). Il est normé par rapport à son recouvrement potentiel maximum (intervalle angulaire correspondant au plus petit arc de cercle).
- On fait la somme des 3 recouvrements normés.

Le couple d'angles optimisé $(\theta_{CAM1/CAM2},\ \theta_{CAM1/CI})$ est celui qui conduit au maximum du recouvrement minimum des trois thermocouples. S'il reste plusieurs solutions, on utilise le critère de somme des recouvrements maximum.

Nous ne donnons pas d'intervalle de tolérance à ce couple d'angle. Sa valeur n'a pas d'influence sur la vitesse de propagation à part au moment du passage de la pointe de fissure d'une caméra à l'autre.

C.1.4 Calcul de la part et de la longueur circonférentielle d'éprouvette fissurée

Dans le cas où il y a plusieurs fissures, on somme la contribution angulaire de chacune pour calculer la part d'éprouvette fissurée. Le calcul est effectué en prenant en compte les incertitudes sur les positions angulaires (θ_{min}, θ_{moy}, θ_{max}).

On calcule ensuite la longueur de fissure en multipliant l'espacement angulaire par le rayon (mini$\equiv R_{900(1000)}$, moyen$\equiv \overline{r_{moy}}$, maxi$\equiv max(r_{max})$).

C.2 Détermination de l'aire fissurée

L'aire fissurée est calculée en comptant les pixels qui décrivent la surface fissurée.

Les limites de la fissure ne sont pas toujours claires. Nous colorons les pixels correspondant à l'aire fissurée minimale et maximale de deux couleurs différentes.

Certaines parties de l'aire fissurée est vue par deux caméras simultanément. Pour éviter de les comptabiliser deux fois, on réalise la somme des pixels sur un espace limité (voir figure C.6 page suivante et la section C.1.3 page précédente)

Une intégration dans un repère cylindrique est ensuite utilisée en se plaçant dans le repère $(A,\vec{x},\vec{y})$ associé à la caméra :

$$aire = \sum_{i=1}^{npx} R \times \Delta\theta(i) \times h(i), \tag{C.15}$$

avec npx nombre de pixel, R le rayon en mm, $\Delta\theta$ la variation angulaire correspondant à un pixel, $h = p_{pix\ mm}$ la variation de hauteur correspondant à un pixel en mm. $\Delta\theta$ est calculée à partir de la position du pixel dans le repère d'étude et d'un rayon moyen. Le rayon moyen est déterminé à l'aide d'une image de référence correspondant à un instant juste avant la dépressurisation. Pour le calcul de $aire_{min}$, R vaut $R_{900(1000)}$. Pour $aire_{max}$, R est déterminé à partir de la valeur maximale du rayon de l'image de référence.

Il ne reste plus qu'à effectuer la somme des aires fissurées sur chaque caméra.

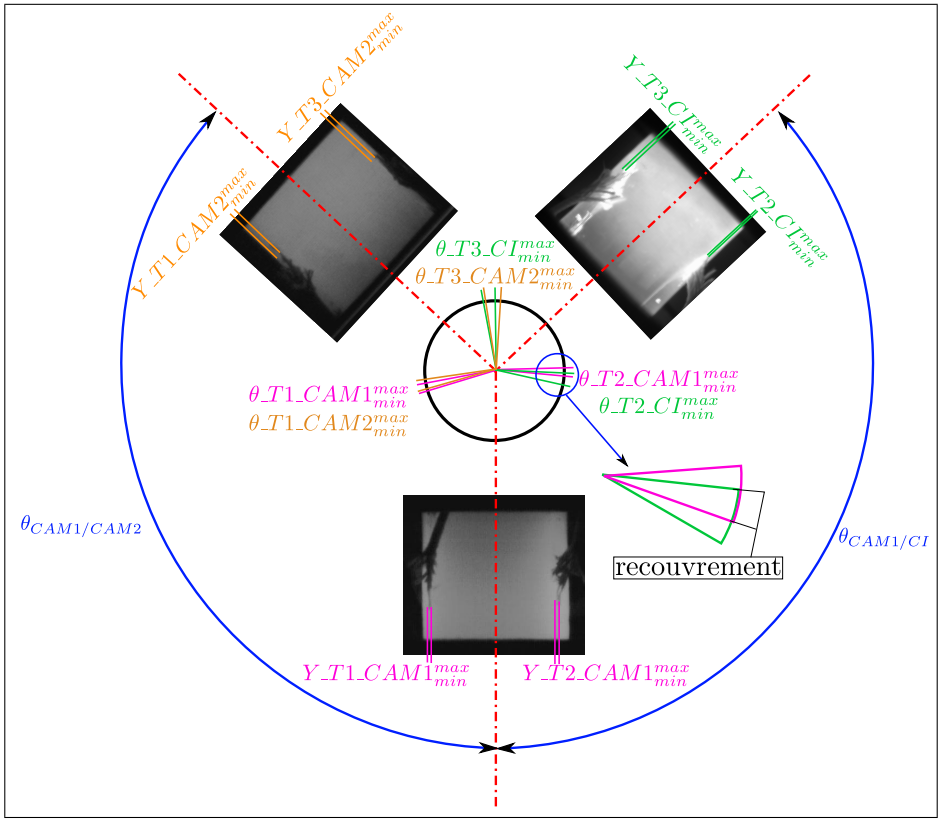


FIG. C.5: Optimisation de la position relative des caméras

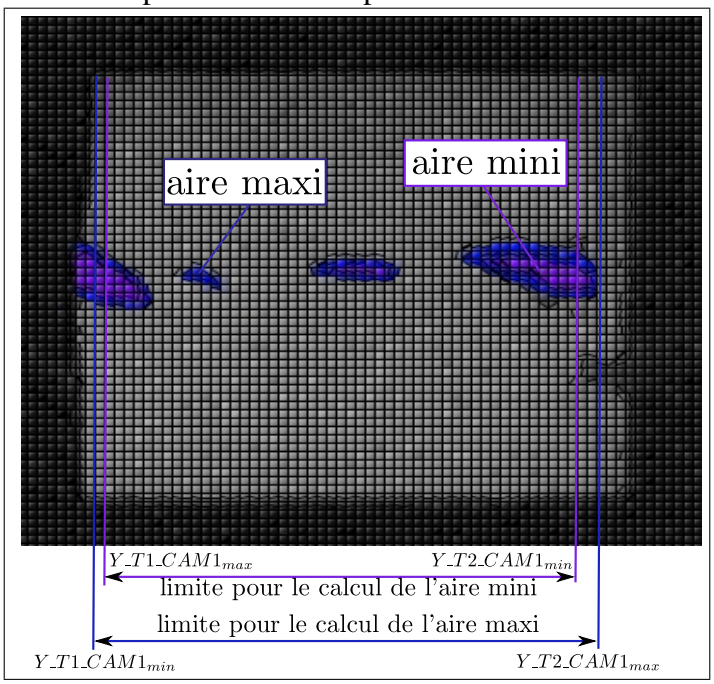


FIG. C.6: Détermination de l'aire fissurée (exemple d'une image de la caméra 1)

Annexe D

Éprouvette B, Rupther, 900°C

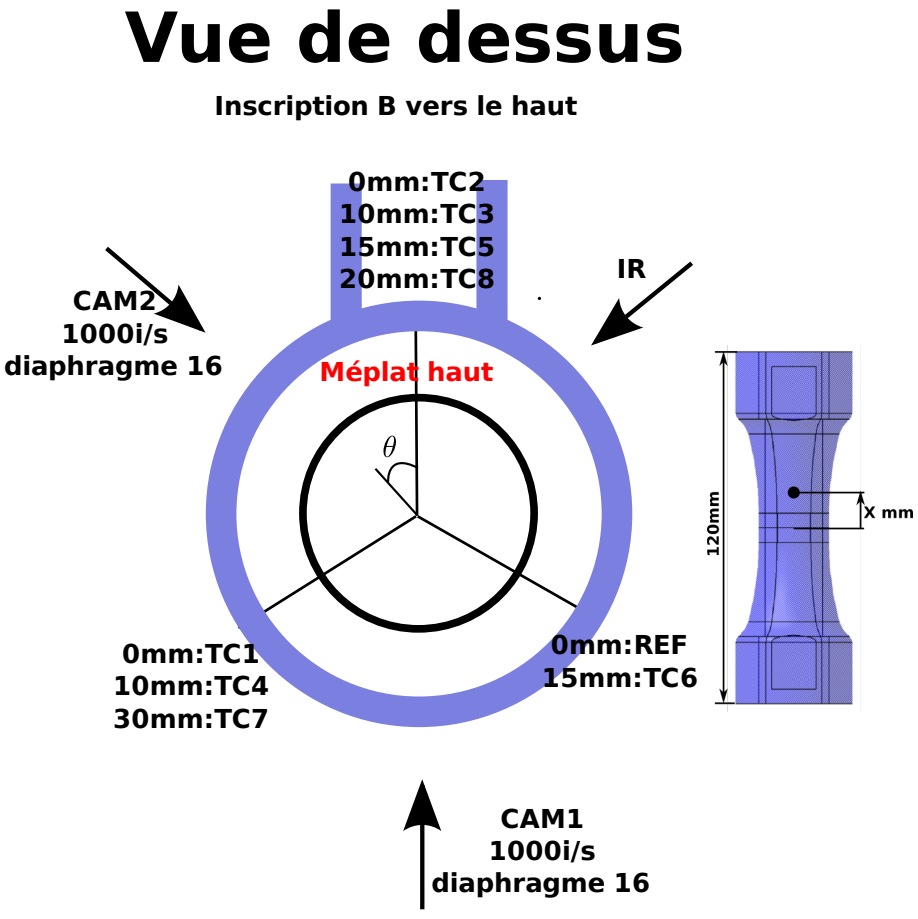


FIG. D.1: Disposition

D.1 Résumé

Initiation : L'initiation de la fissure s'est déroulée du côté de la caméra infrarouge. Visuellement, elle est apparue à $t_1 \simeq 681.988s$ ($\equiv t_2 = 230.935s$, $t_3 = -1785ms$) pour un déplacement du vérin de 7.31mm.

Description sommaire : La trajectoire de la fissuration a été globalement coplanaire même si quelques ondulations ont pu être remarquées. La vitesse circonférentielle moyenne vaut
$\bar{V}_{R=12mm} \simeq 42mm.s^{-1}$.

La rigidité globale de l'éprouvette s'est maintenue jusqu'à $t_3 \simeq -40ms$ ($\frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta\theta}} \simeq 3$ au lieu de 1.65), signe d'une propagation stable de la fissure (lente voir inexistante). A partir de $t_3 \simeq -40ms$, l'effort et la pression ont chuté brutalement, la fissuration est devenue instable.

Le déplacement du vérin a atteint 11.01mm au moment du décallotage.

Observations issues des caméras : La première partie de la propagation s'est déroulée du côté de la caméra infrarouge. Elle correspond à la rupture des 7 premiers % de la circonférence de l'éprouvette jusqu'au temps $t_3 = -600ms$. La vitesse circonférentielle moyenne est de l'ordre de $4mm.s^{-1}$. La trajectoire de la fissure a fait un angle de 24° par rapport au plan normal à l'axe du tube (trajectoire idéale) pour redevenir coplanaire à la fin de la période.

A $t_3 = -600ms$, la pression est tombée à environ 1.7MPa et la température des lèvres de la fissure (au niveau de l'amorçage) valait 620°C à 680°C.

Les dix dernières millisecondes ont aussi été observées par la caméra 2. Elles correspondent aux 30 derniers % de la circonférence de l'éprouvette. La vitesse circonférentielle moyenne est de l'ordre de $1-6m.s^{-1}$. La fissure a fait un angle de 10° avec la trajectoire idéale. A la fin de la fissuration, la pression au niveau du mors inférieur était d'environ 0.25MPa ($p_{sup} \simeq 0.4MPa$).

La partie intermédiaire n'a pas été correctement vue par les caméras (fissuration cachée par l'inducteur). On a pu néanmoins observer une nouvelle initiation de fissure au niveau de la caméra 1 au temps $t_3 \simeq -30ms$ qui a rejoint l'autre dans la suite de la propagation.

D.2 Métrologie

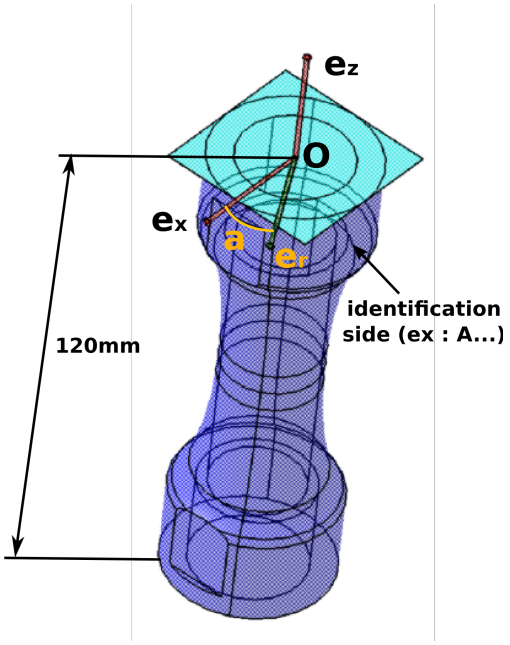


FIG. D.2: Repère de métrologie

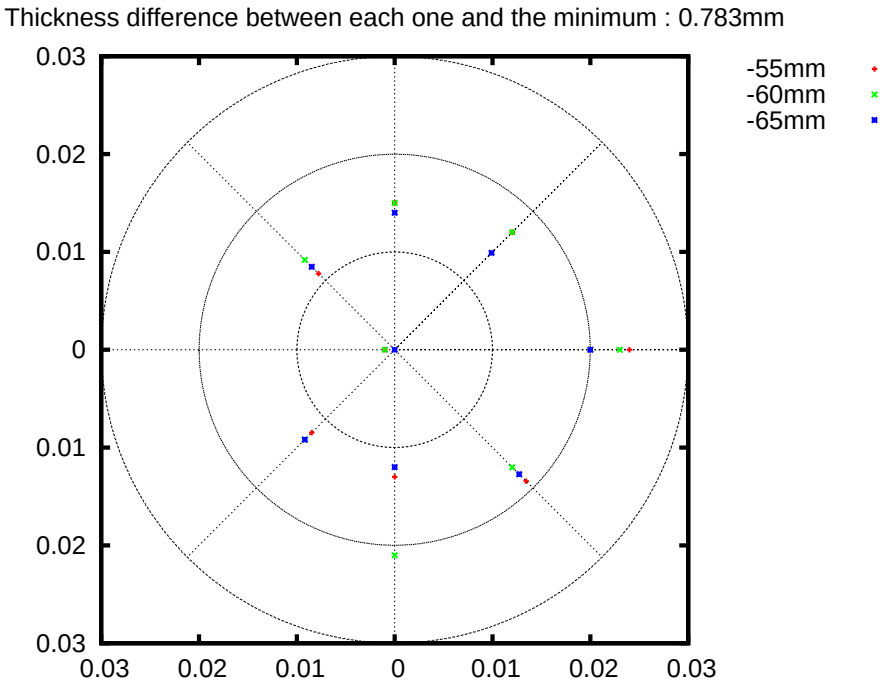


FIG. D.3: Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale)

D.3 Chargement thermique

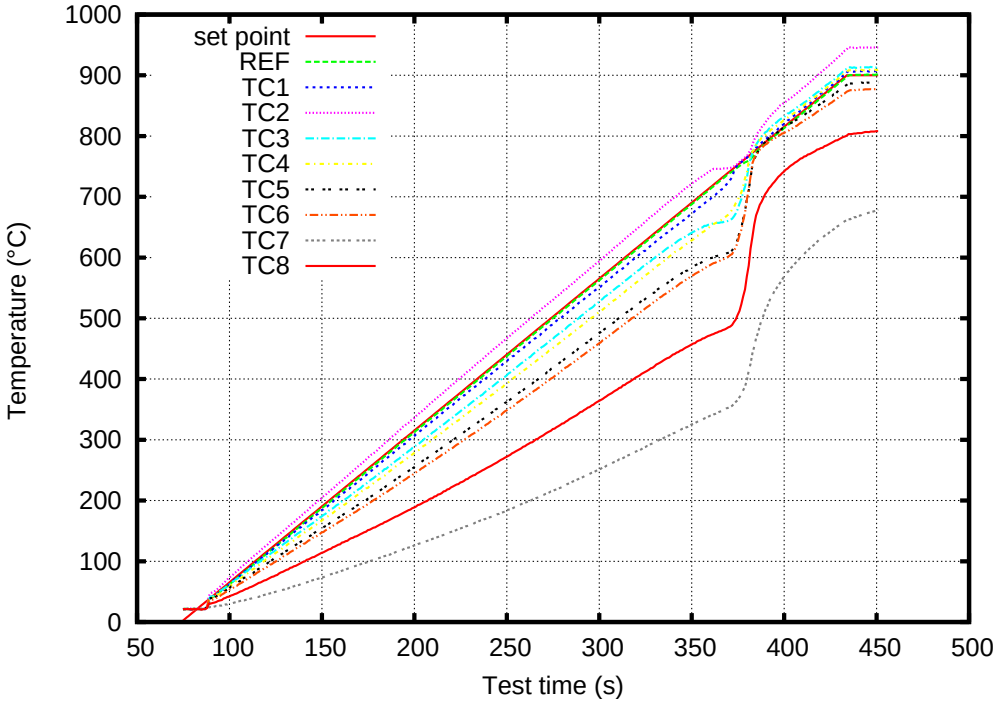


FIG. D.4: Montée en température

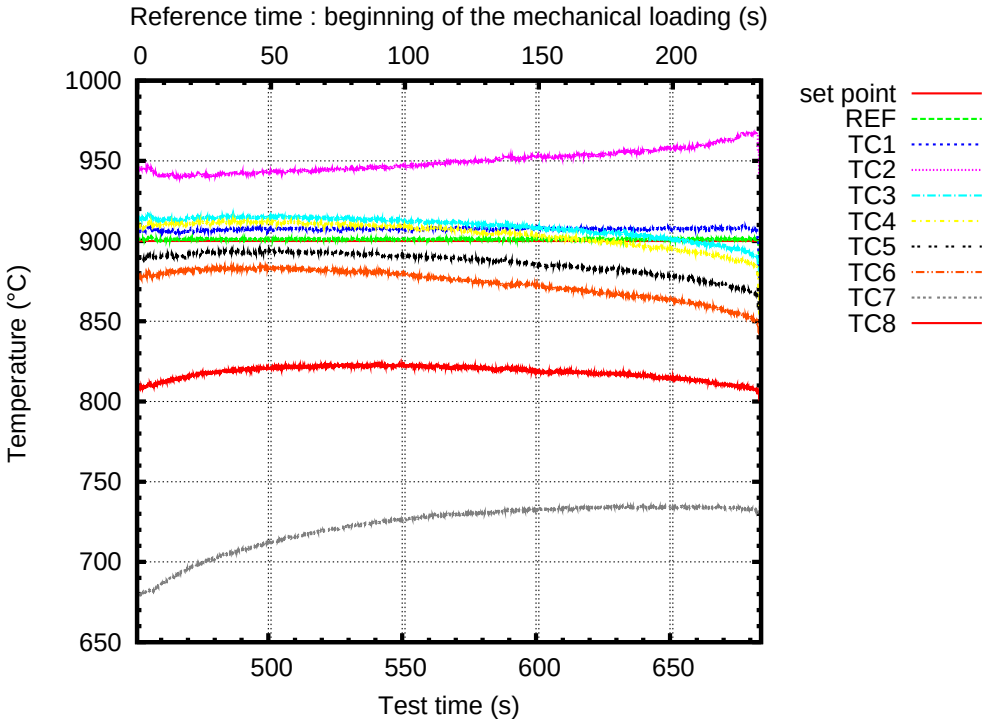


FIG. D.5: Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique

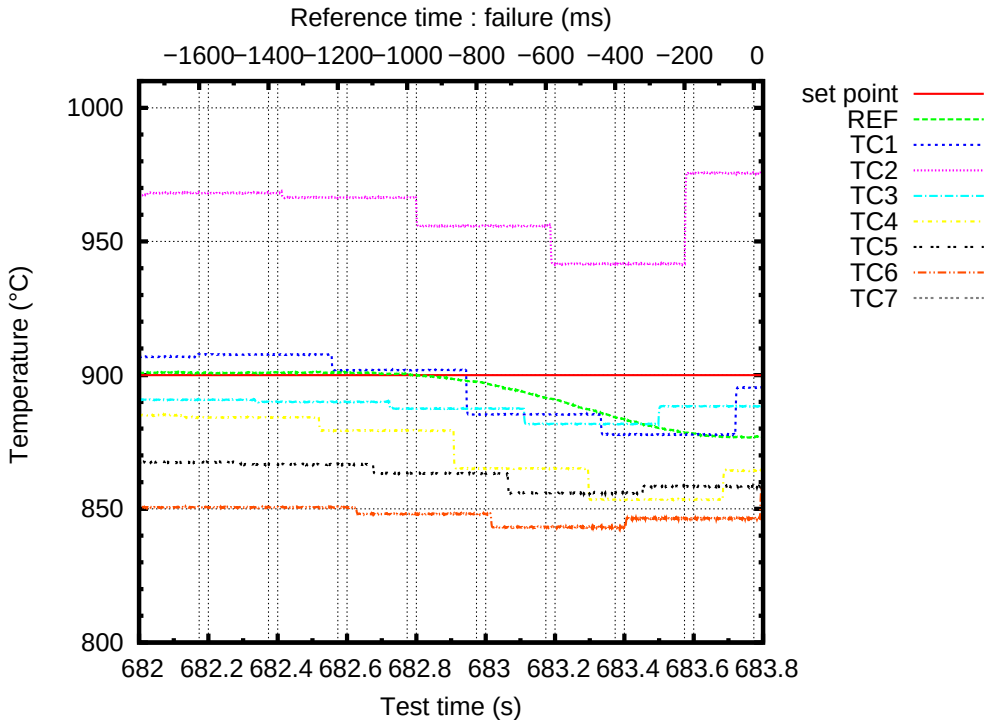


FIG. D.6: Mesure locale de la température pendant la dépressurisation

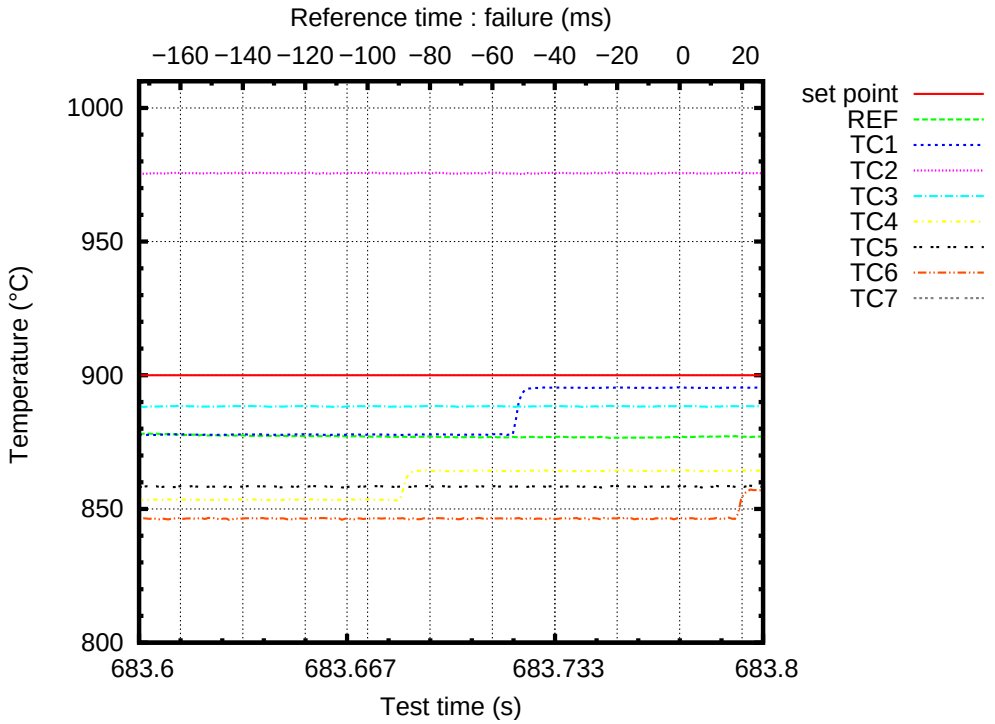


FIG. D.7: Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure

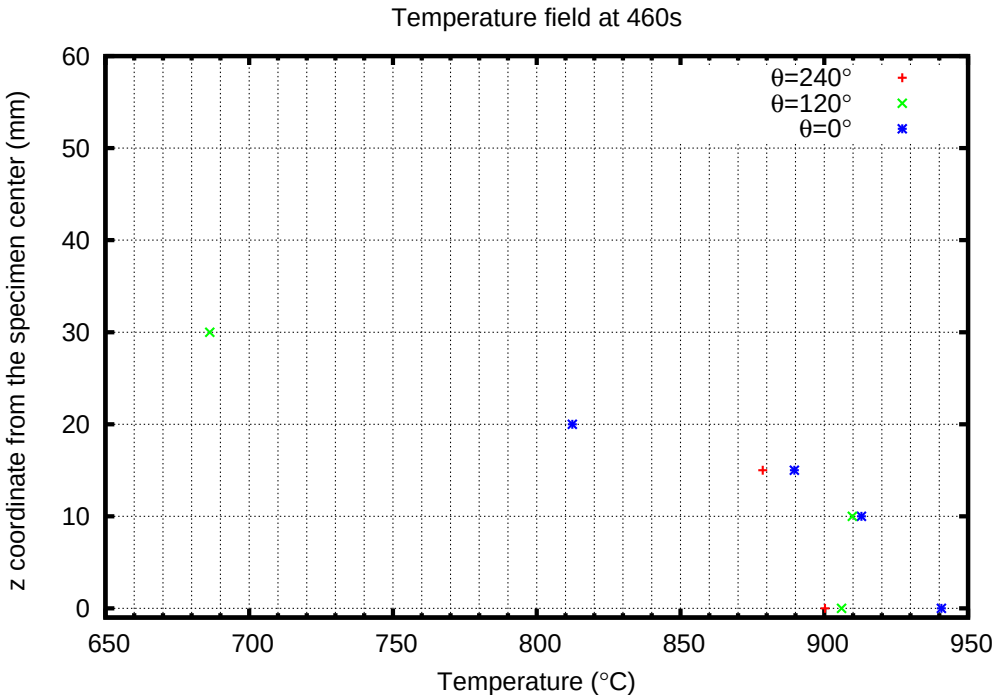


FIG. D.8: Distribution de température au début du chargement mécanique

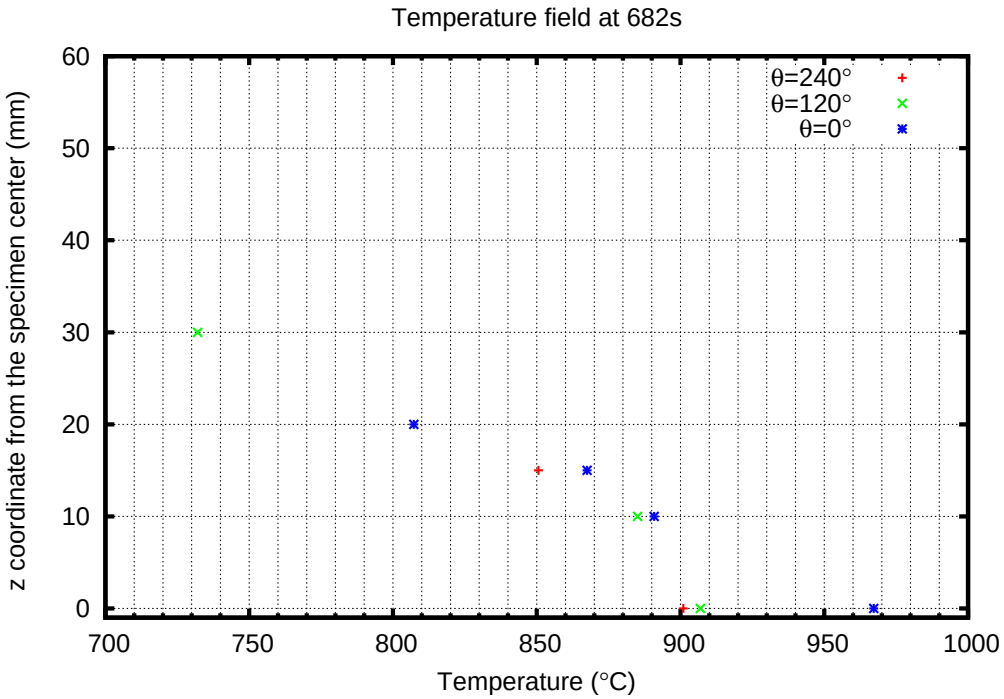


FIG. D.9: Distribution de température au moment de la dépressurisation

D.4 Chargement mécanique

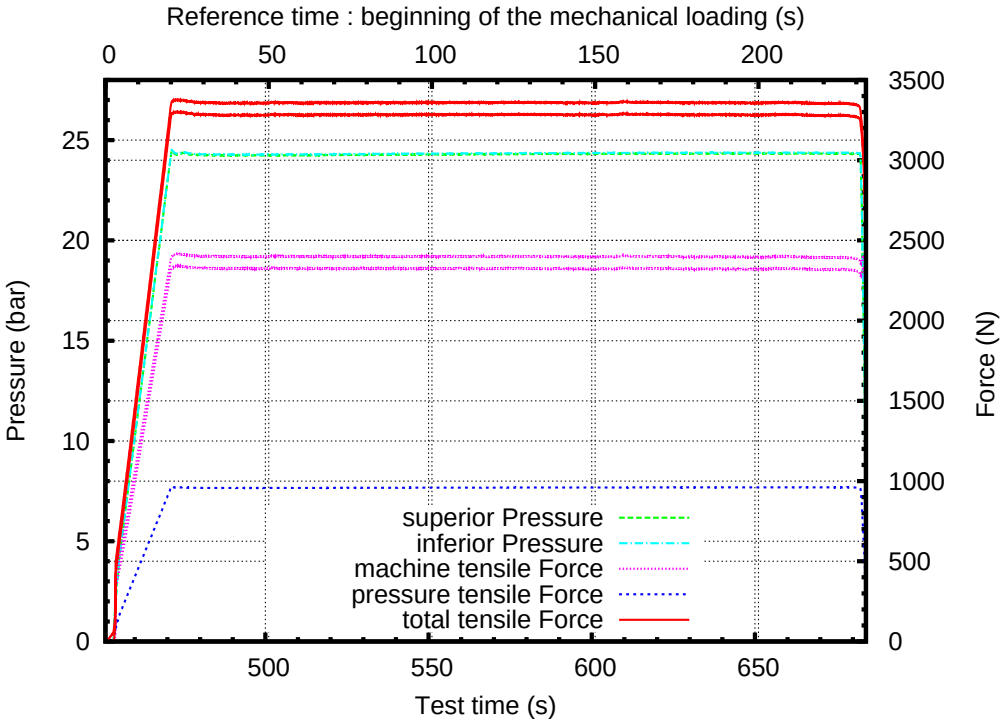


FIG. D.10: Effort et pression pendant le chargement mécanique

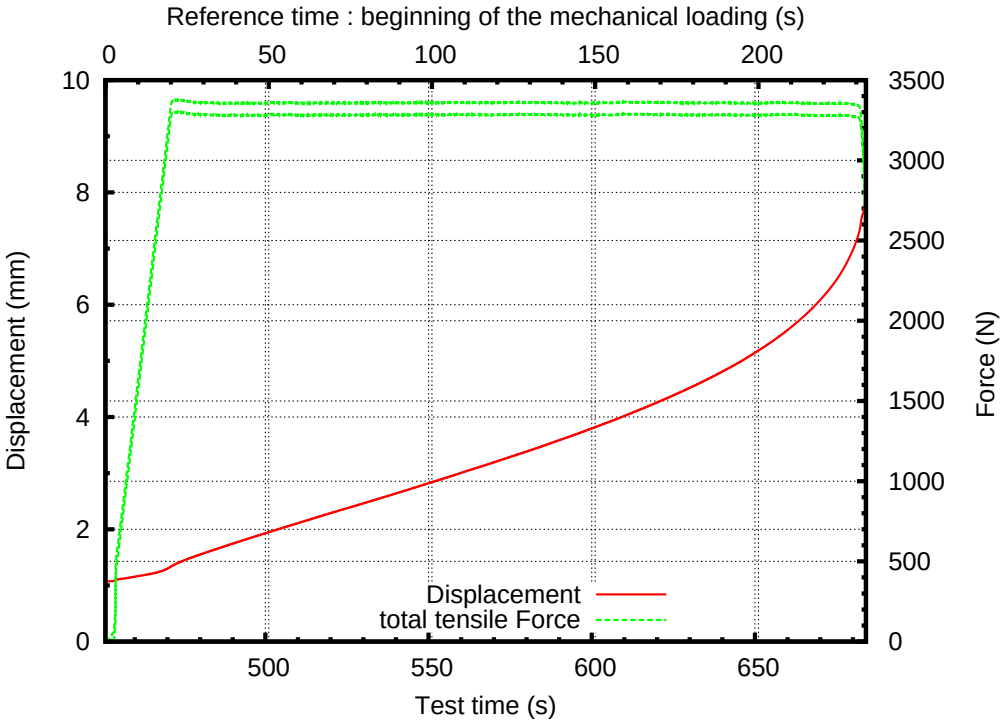


FIG. D.11: Effort et déplacement pendant le chargement mécanique

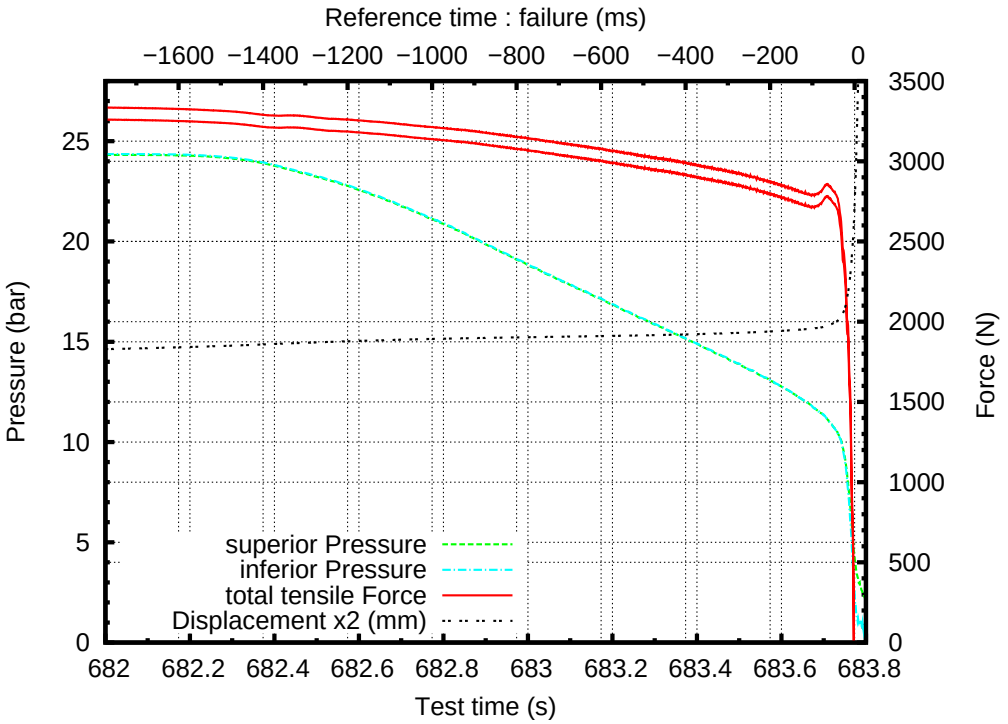


FIG. D.12: Effort et pression pendant la dépressurisation

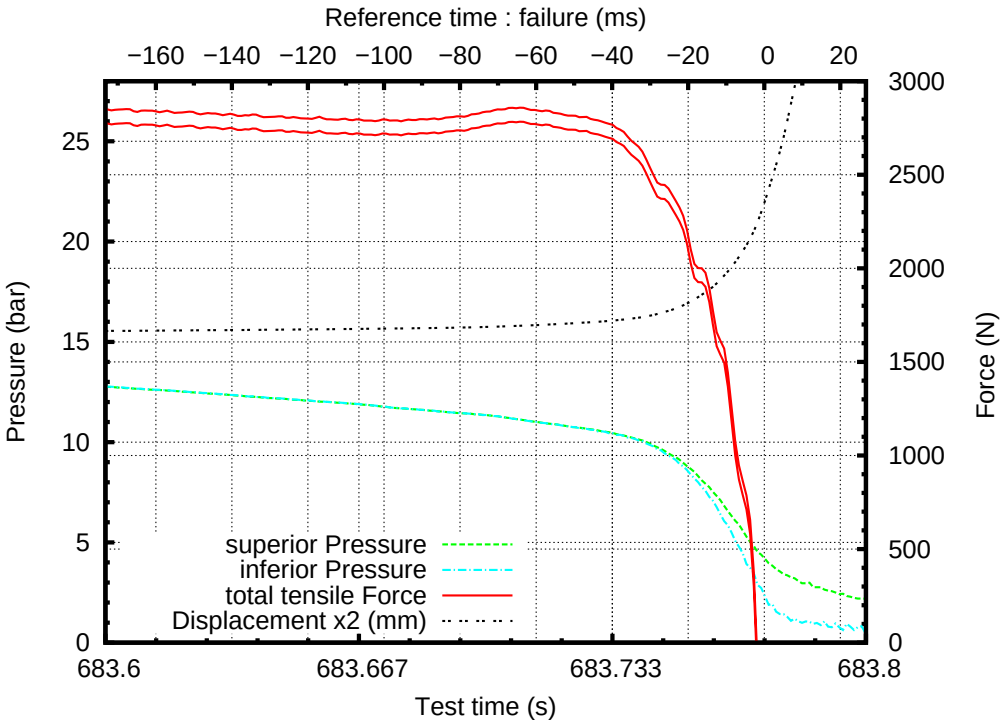


FIG. D.13: Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure

D.5 Contraintes

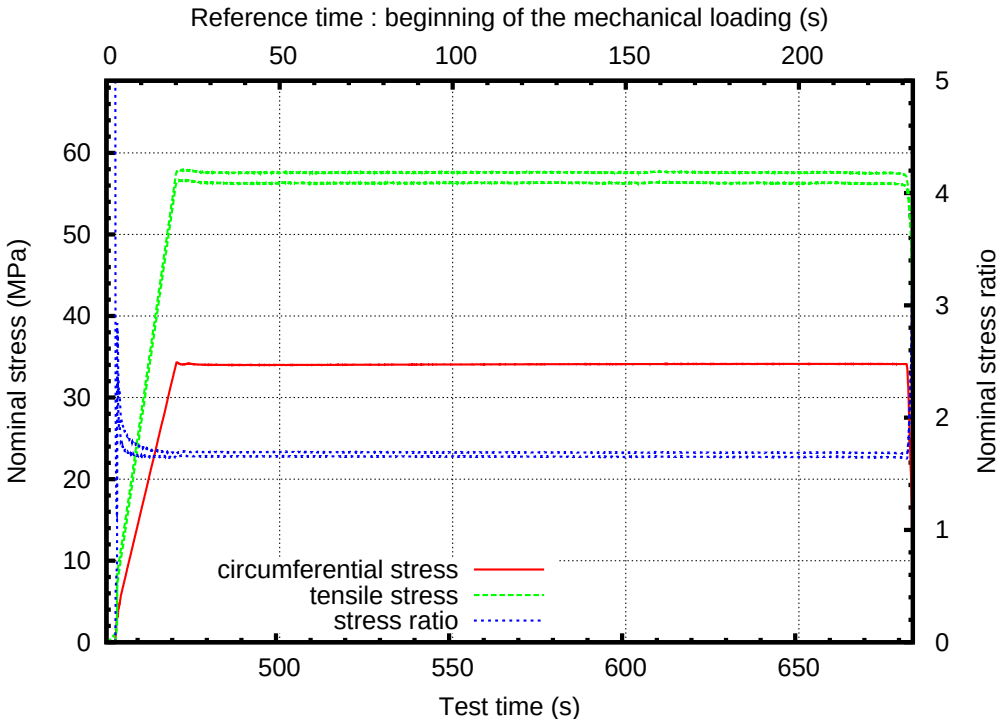


FIG. D.14: Contraintes nominales pendant le chargement mécanique

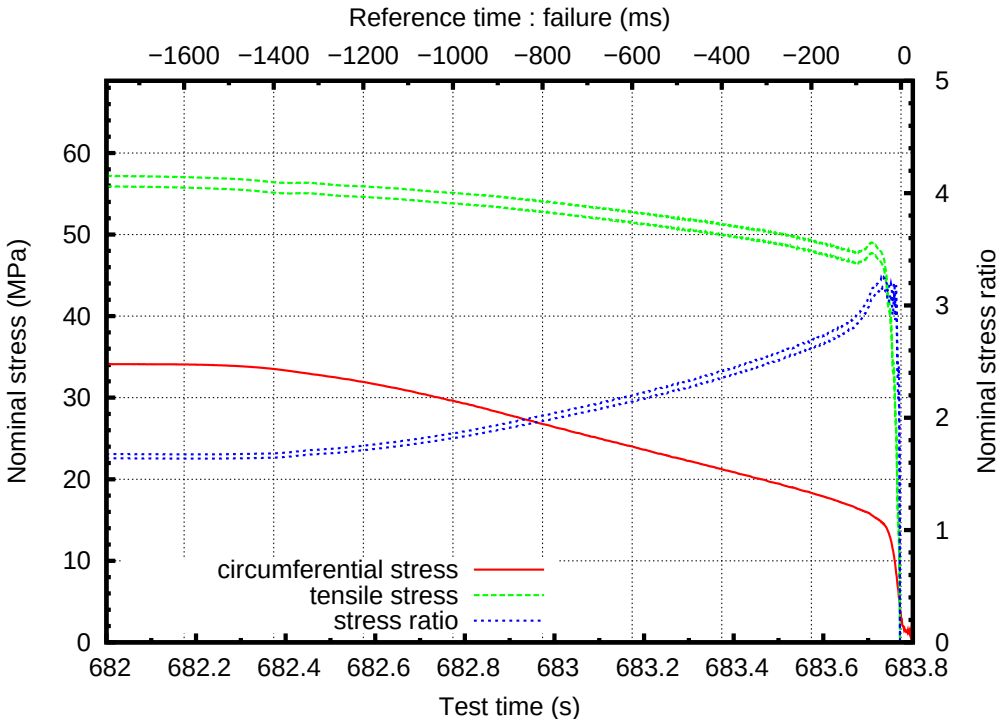


FIG. D.15: Contraintes nominales pendant le dépressurisation

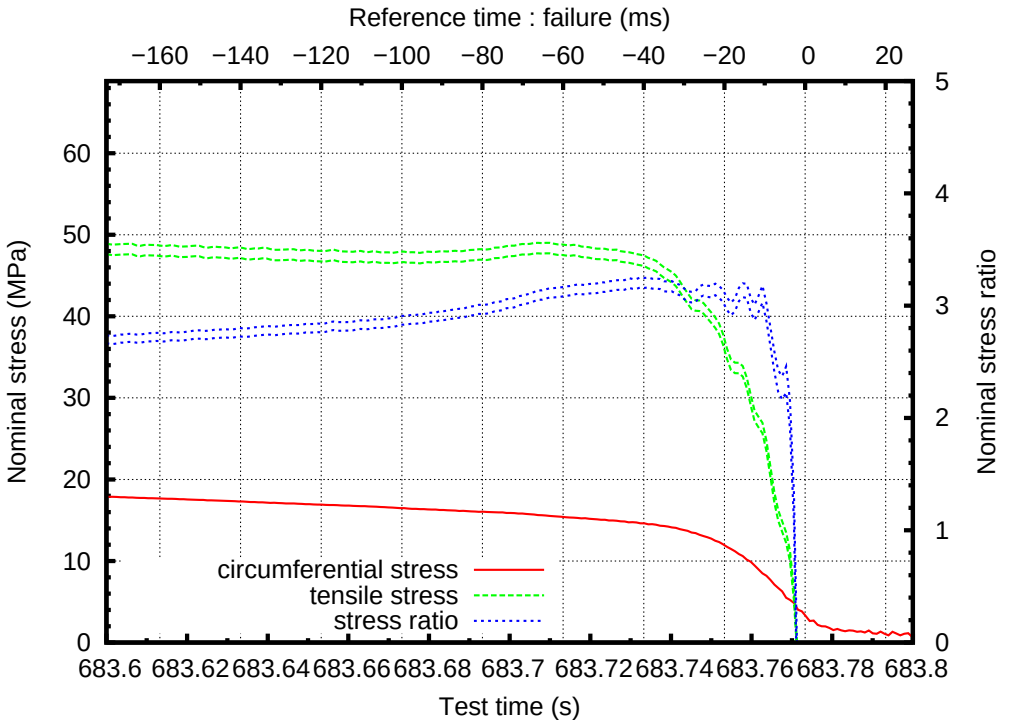


FIG. D.16: Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure

D.6 Propagation circonférentielle de fissure

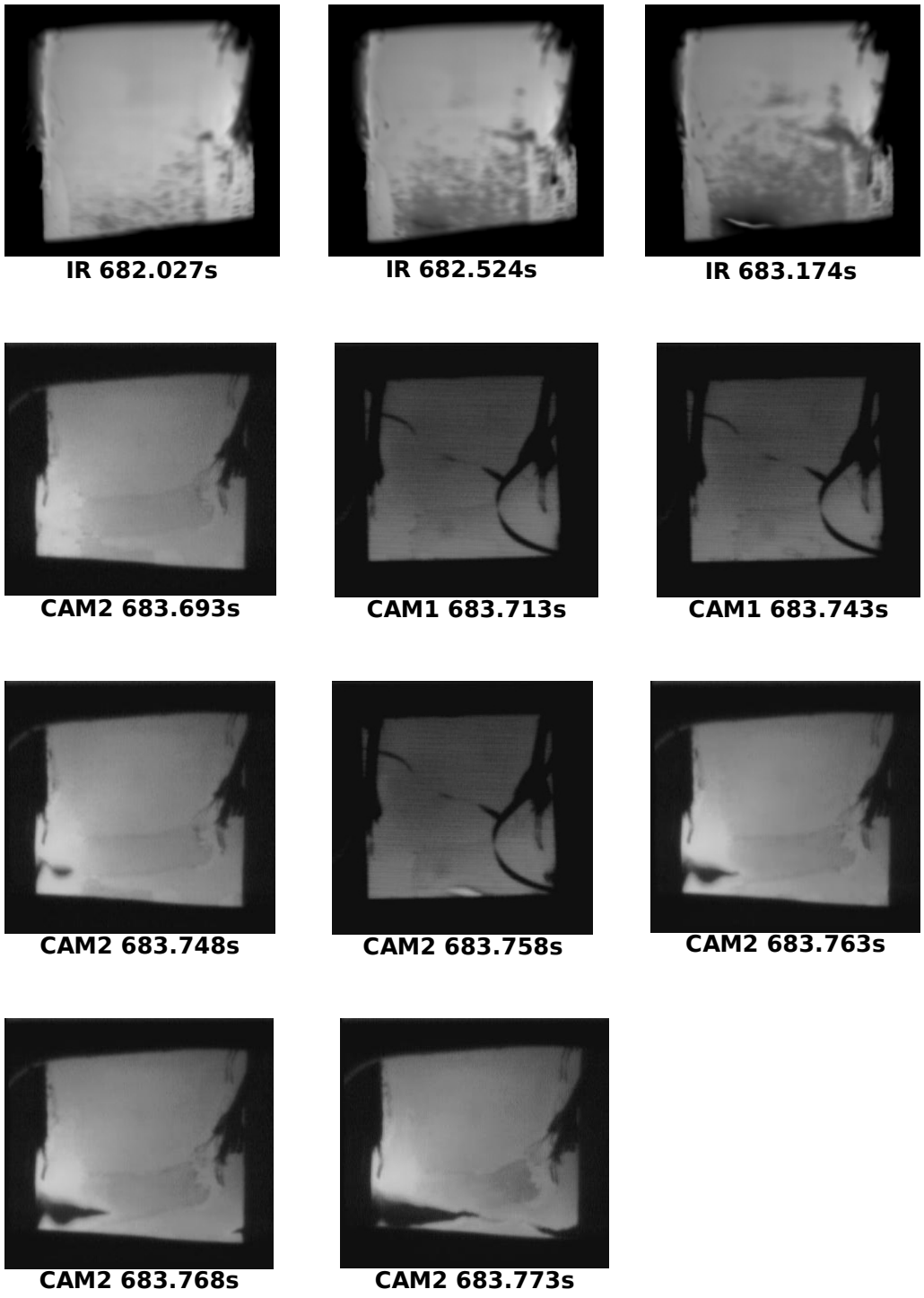


FIG. D.17: Images de la propagation de fissure

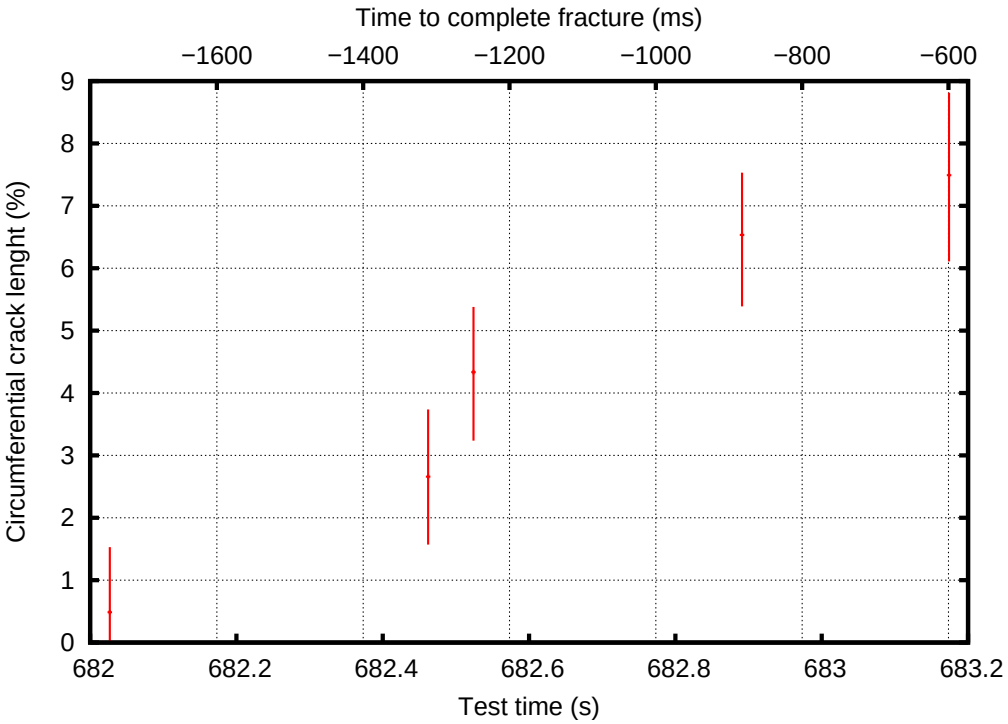


FIG. D.18: Propagation circonférentielle pendant la dépressurisation

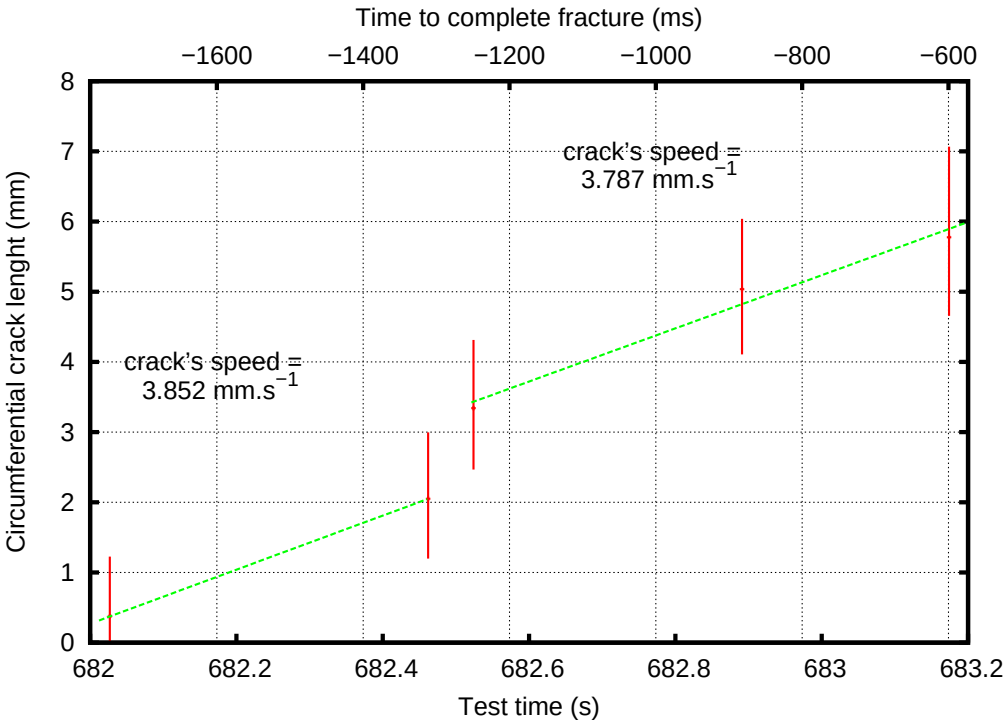


FIG. D.19: Propagation circonférentielle pendant la dépressurisation

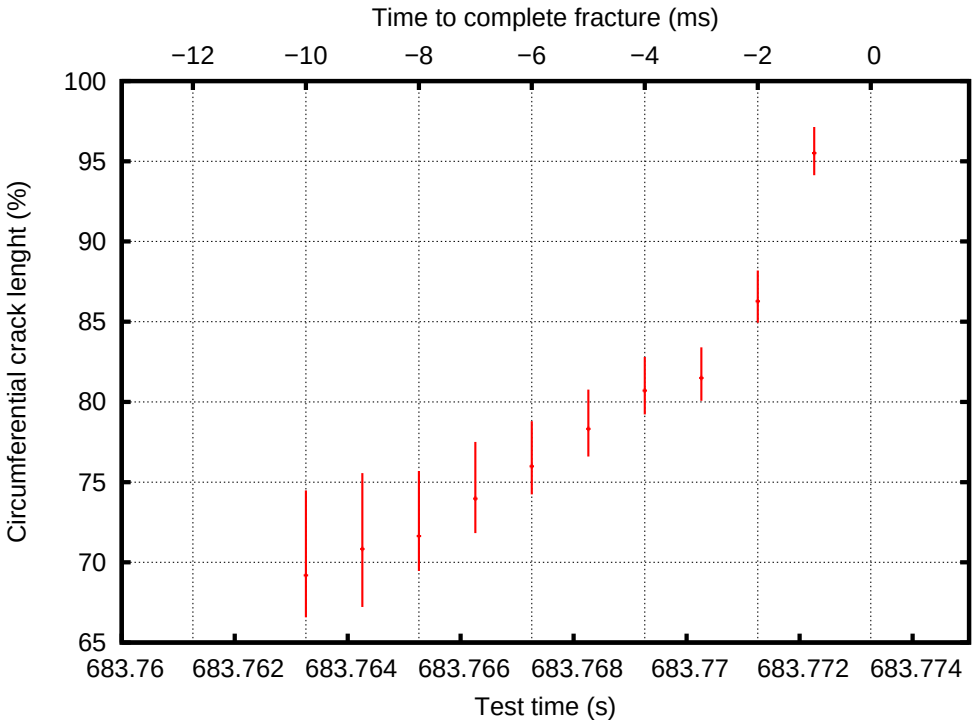


FIG. D.20: Propagation circonférentielle finale

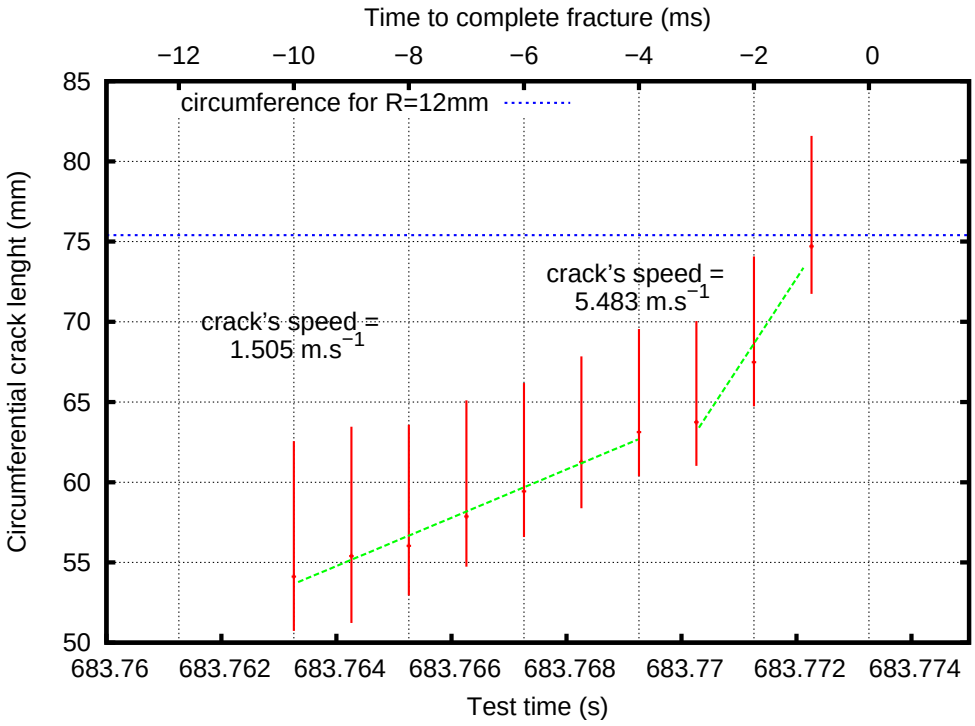


FIG. D.21: Propagation circonférentielle finale

D.7 Loi de dépressurisation

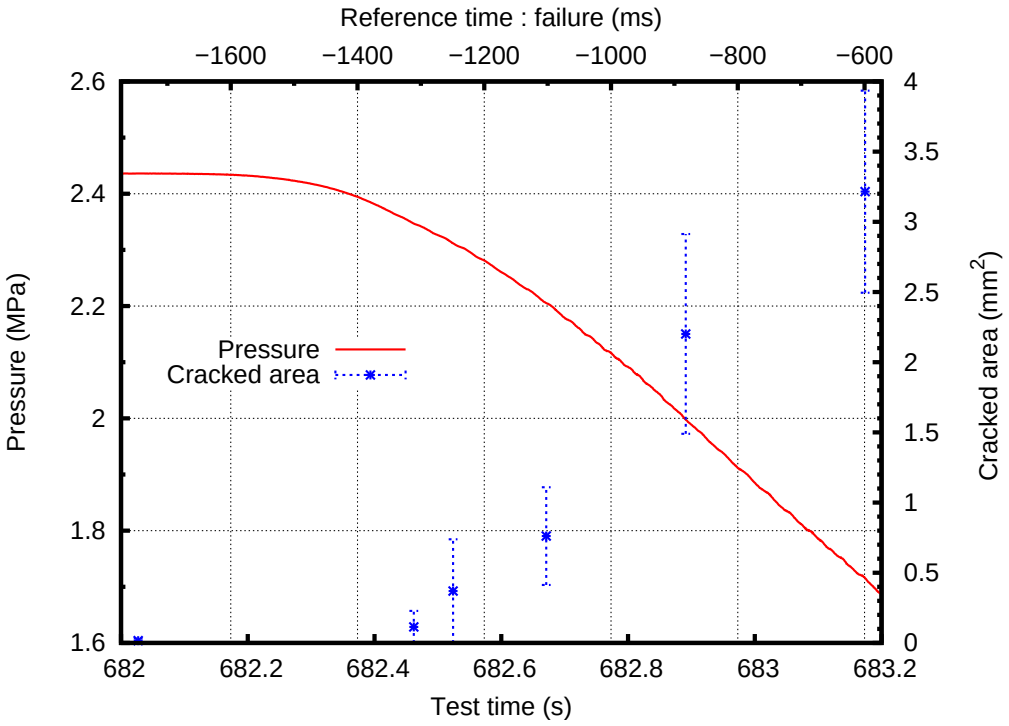


FIG. D.22: Loi de dépressurisation

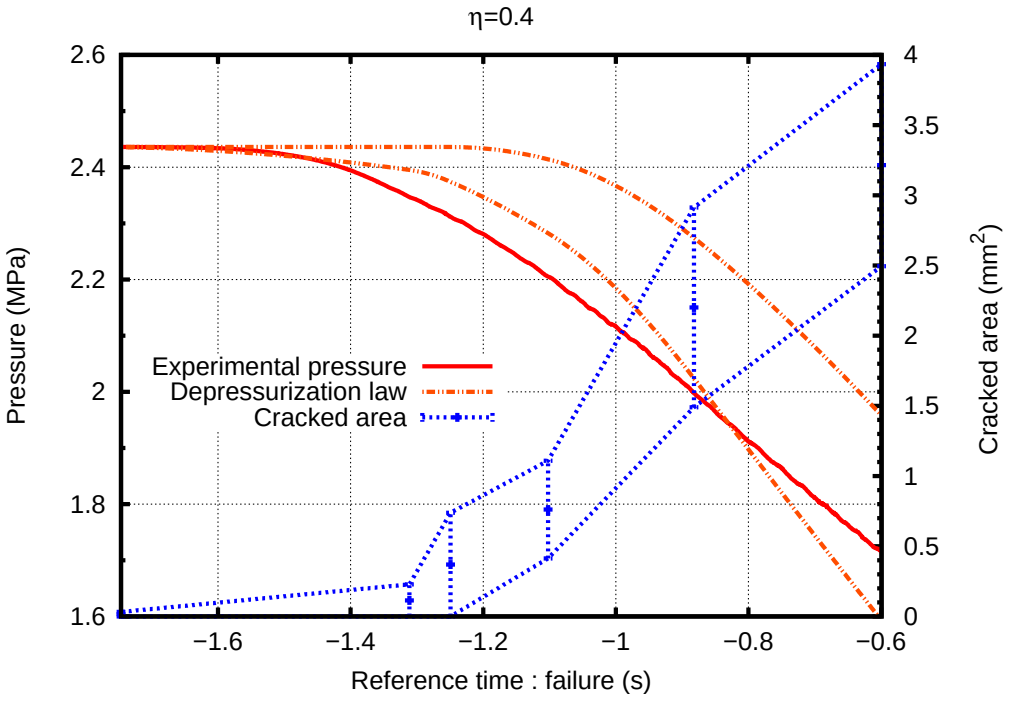


FIG. D.23: Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique)

D.8 Planéité de la trajectoire de la fissure

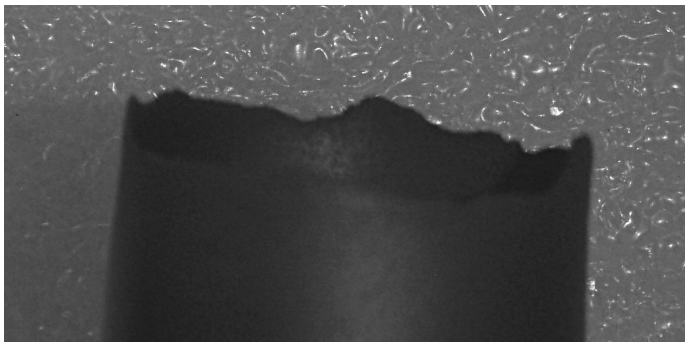


FIG. D.24: Planéité de la trajectoire de la fissure

D.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation

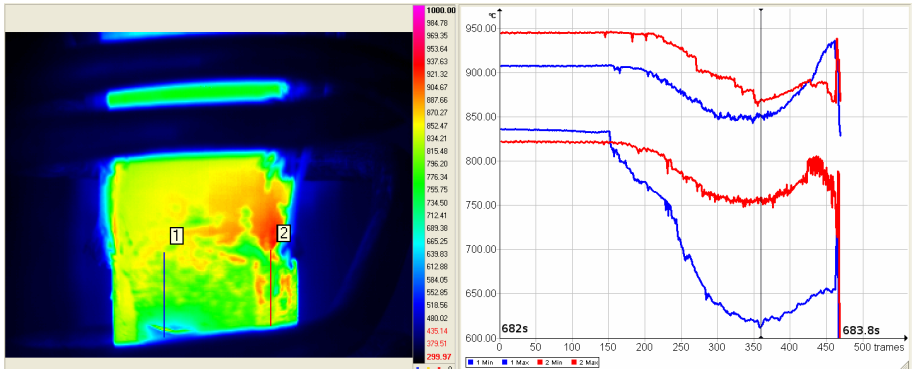


FIG. D.25: Valeurs minimale et maximale de la température mesurées sur un profil coupant la fissure en fonction du temps

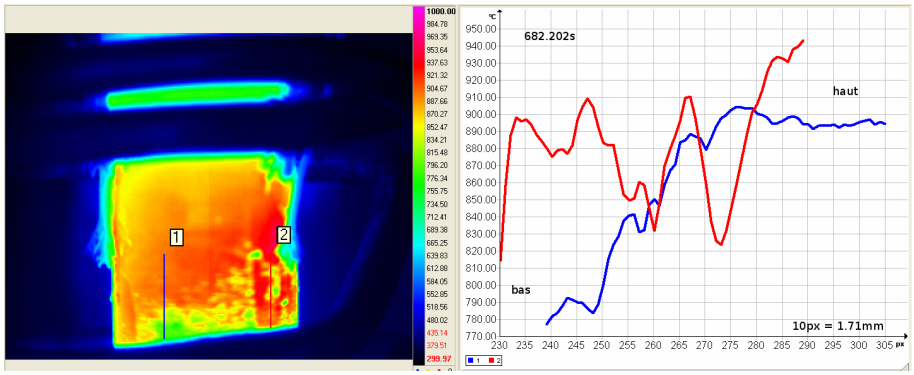


FIG. D.26: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

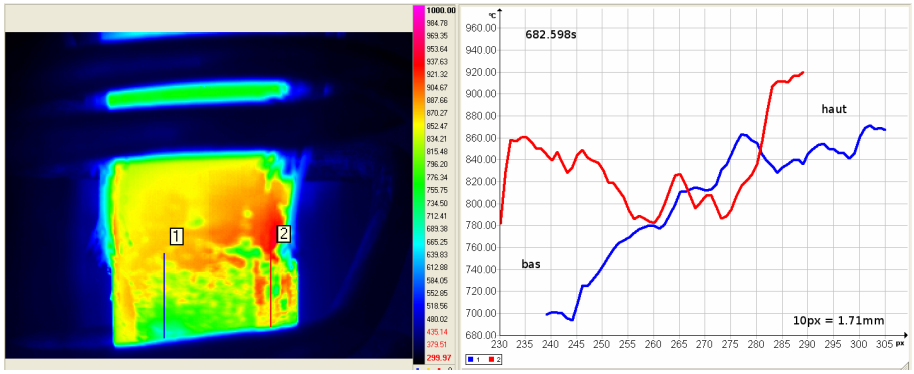


FIG. D.27: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

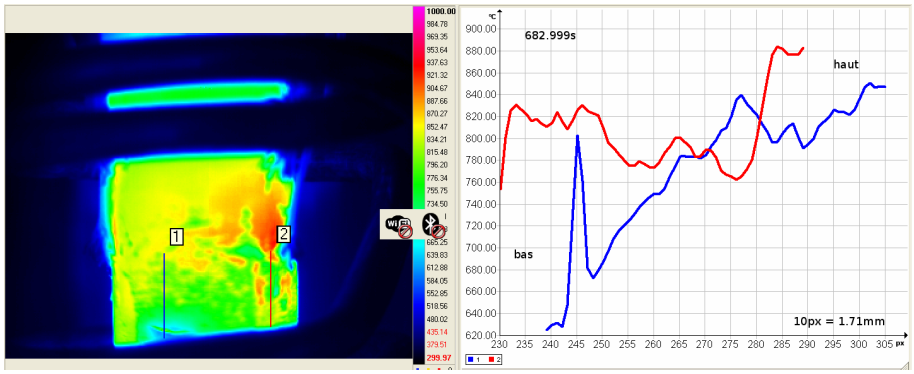


FIG. D.28: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

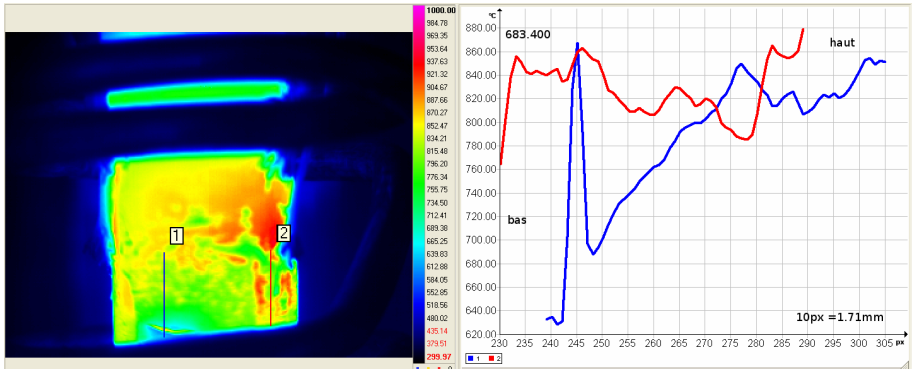


FIG. D.29: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

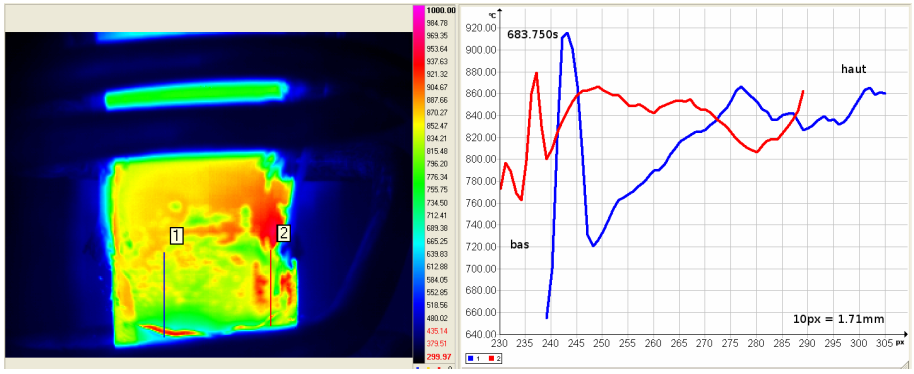


FIG. D.30: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

D.10 Images de microscopie électronique à balayage

D.10.1 Détermination approximative de l'épaisseur résiduelle

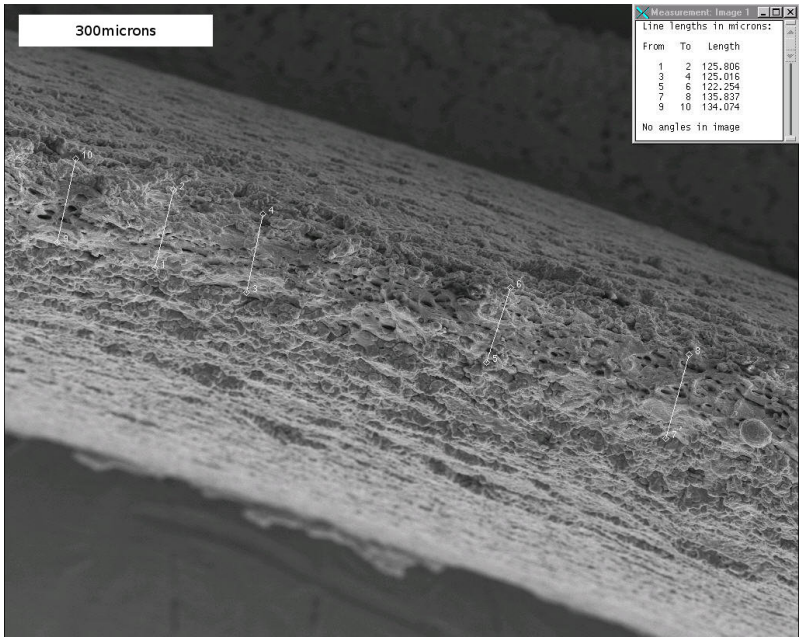


FIG. D.31: Vue de dessus

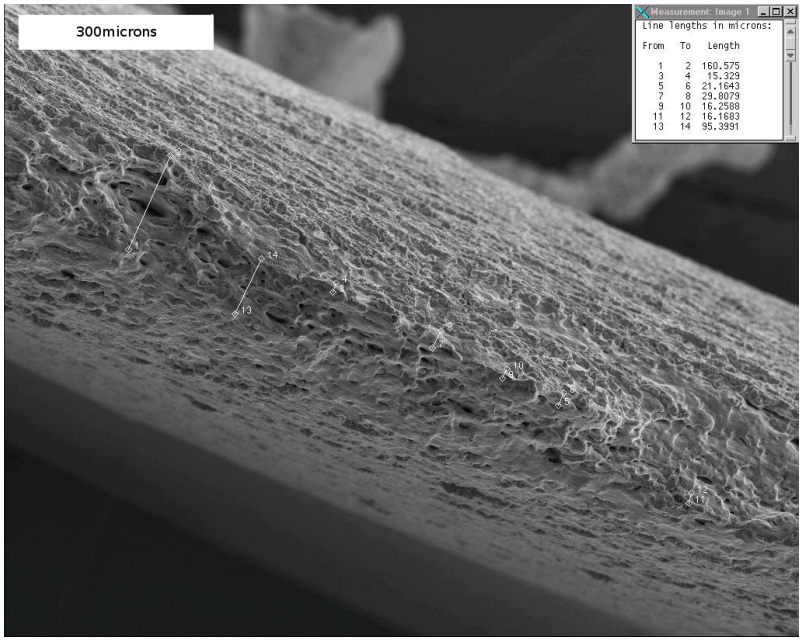


FIG. D.32: Vue de dessus

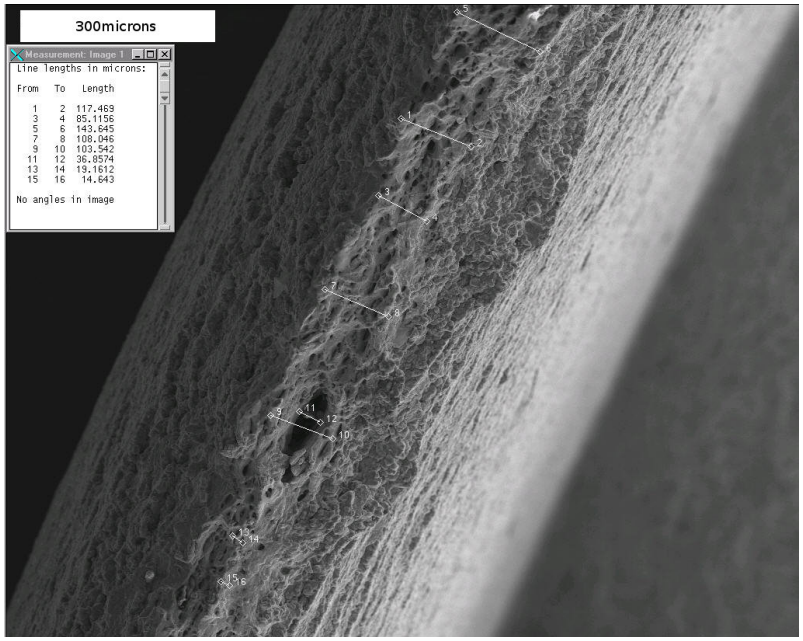


FIG. D.33: Vue de dessus

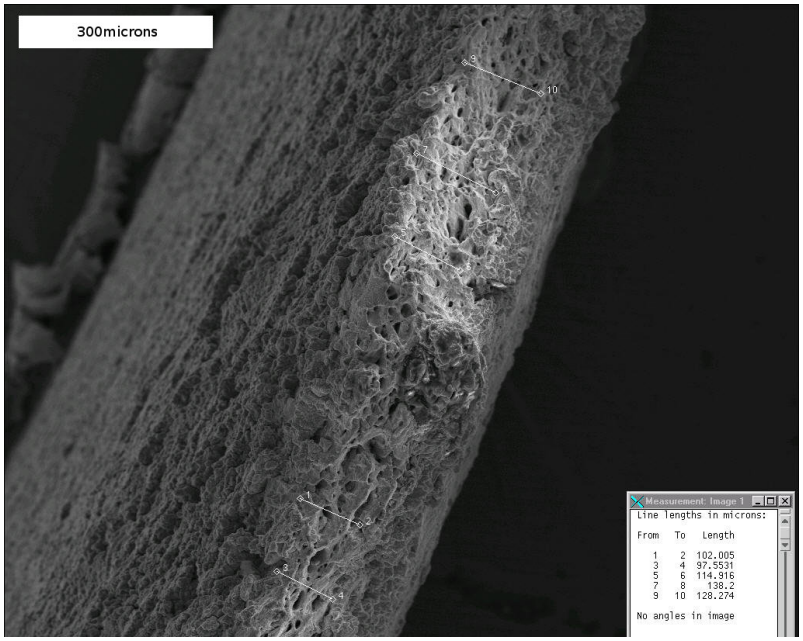


FIG. D.34: Vue de dessus

D.10.2 Faciès de rupture

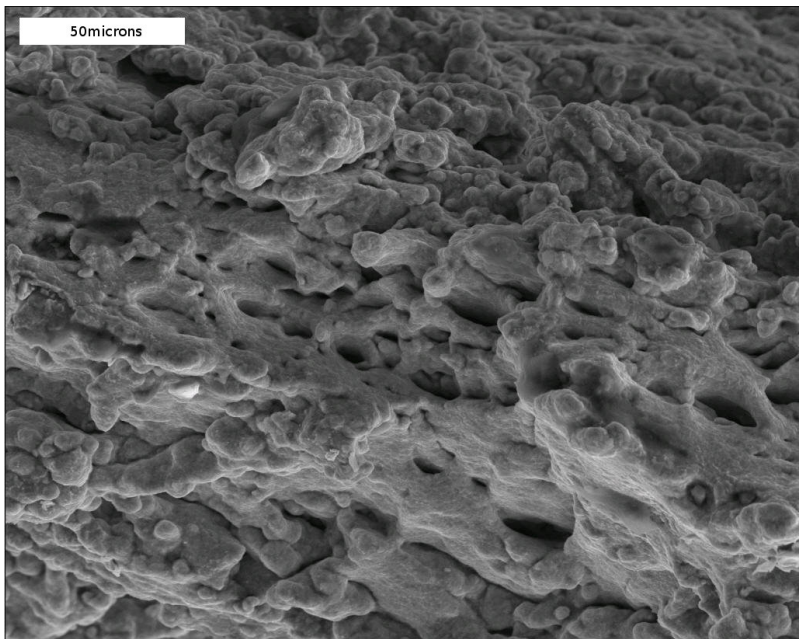


FIG. D.35: Faciès de rupture : vue de dessus

D.10.3 Paroi interne de l'éprouvette

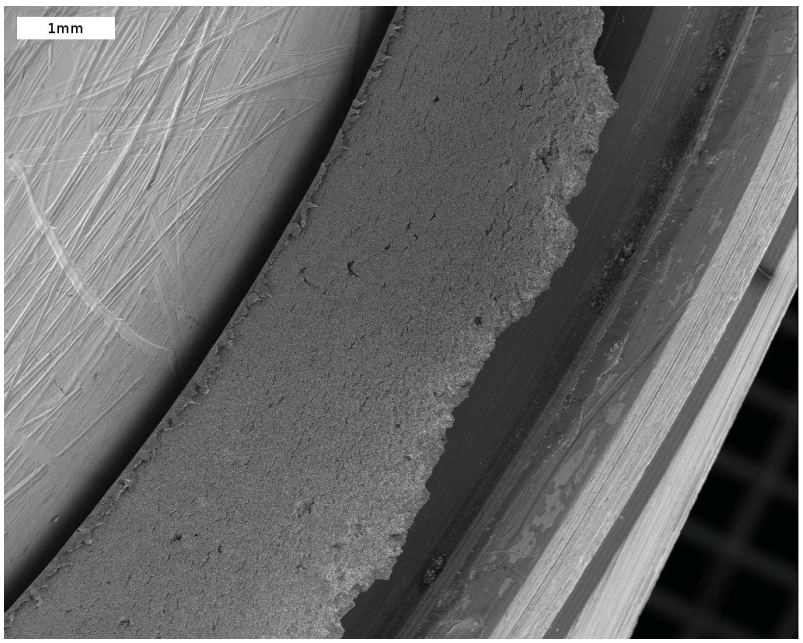


FIG. D.36: Paroi interne : vue de côté

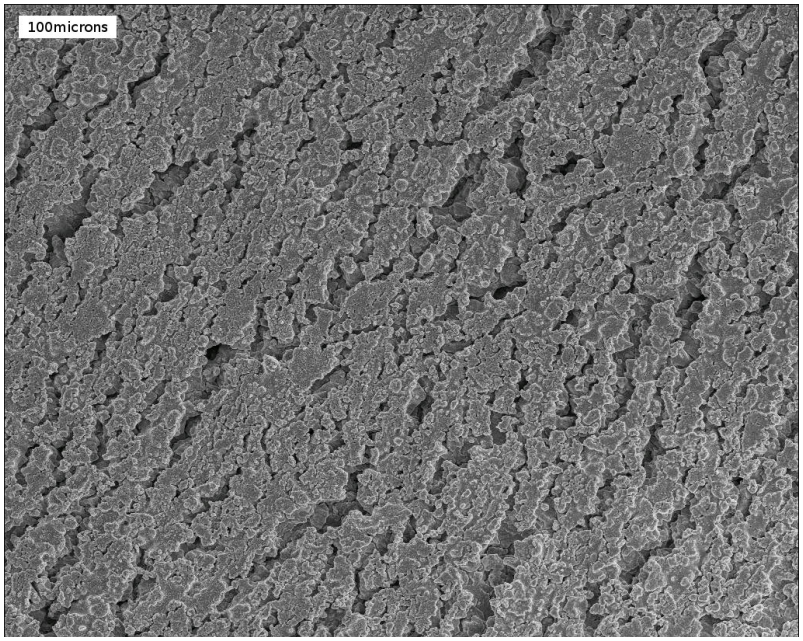


FIG. D.37: Paroi interne : vue de côté loin de la rupture

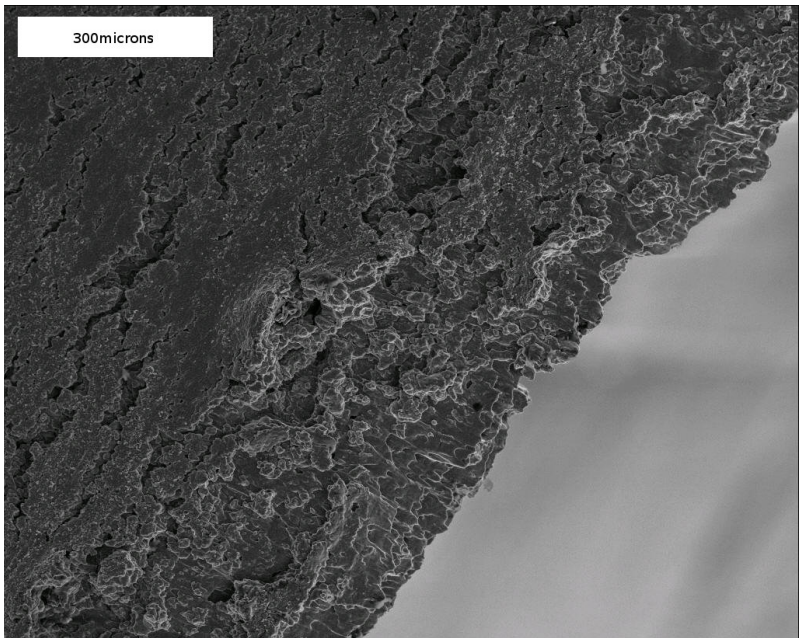


FIG. D.38: Paroi interne : vue de côté au niveau de la fracture process zone

Annexe E

Éprouvette D, Ruptther, 900°C

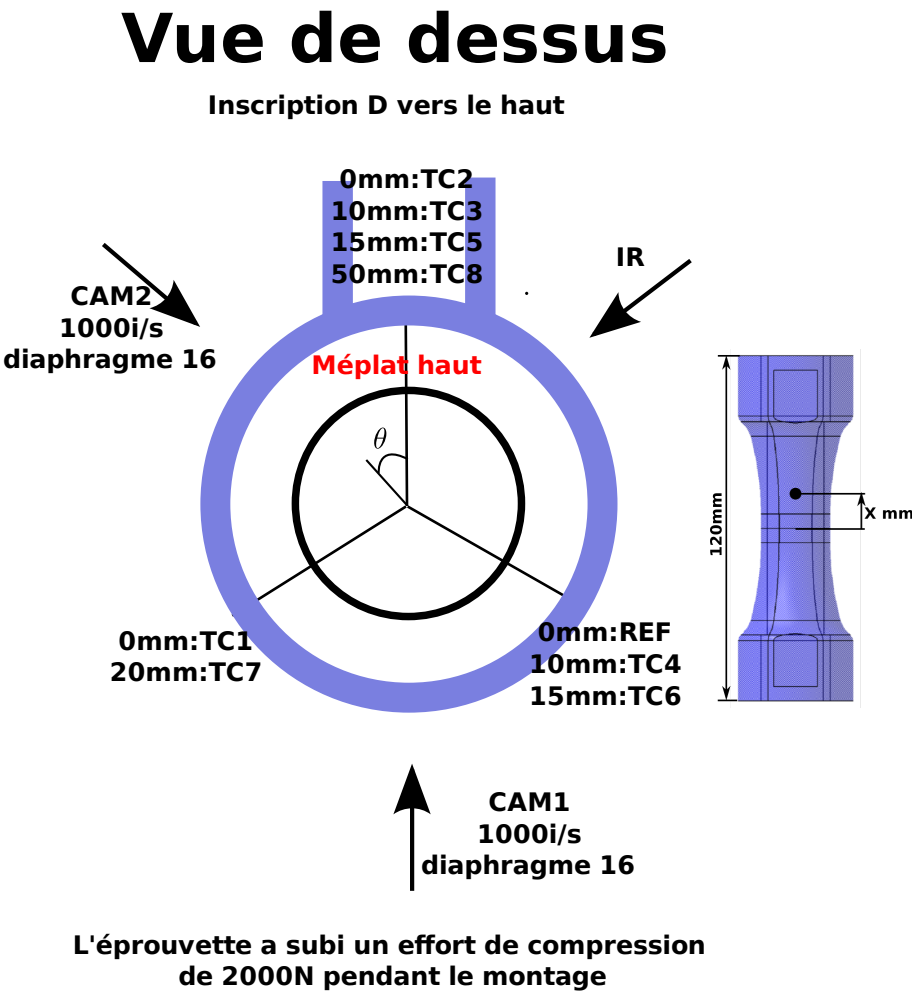


FIG. E.1: Disposition

E.1 Résumé

Initiation : L'initiation de la fissure s'est déroulée du côté de la caméra infrarouge. Visuellement, elle est apparue à $t_1 \simeq 629.032s$ ($\equiv t_2 = 176.265s$, $t_3 = -35.507s$) pour un déplacement du vérin de 6.04mm.

Description sommaire : La trajectoire de la fissure était, lors de la dépressurisation, globalement coplanaire. Par la suite, de multiples fissures se sont amorcées à des hauteurs différentes. Chaque fissure a suivi un trajet globalement coplanaire. Elles se sont rejointes au moment du décallotage complet, dans les 20 dernières millisecondes, par des trajectoires très "torturées".

L'éprouvette était totalement dépressurisée à $t_3 \simeq -22s$. Par la suite, elle a été seulement soumise à l'effort appliqué par la machine de traction F_m. La fissuration instable a commencé à partir de $t_3 \simeq -70ms$ jusqu'à $t_3 \simeq -20ms$. Durant les 20 dernières millisecondes, les multiples fissures se sont rejointes sous l'action du déplacement du vérin.

Le déplacement du vérin à rupture complète de l'éprouvette vaut 19mm, une telle valeur s'explique par la trajectoire des fissures.

Observations issues des caméras : Du fait de la trajectoire "torturée " de la fissure, seule la propagation qui s'est déroulée durant la dépressurisation, a été traitée. Elle correspond à la rupture des 6.5 premiers % de la circonférence de l'éprouvette jusqu'au temps $t_3 \simeq -25s$. La vitesse circonférentielle moyenne est de l'ordre de $0.7mm.s^{-1}$. La trajectoire de la fissure a formé un angle de 27° par rapport à la trajectoire idéale. La température des lèvres de la fissure (au niveau de l'initiation) est passée par un minimum atteignant 620°C à 700°C vers $t_3 \simeq -30s$.

E.2 Métrologie

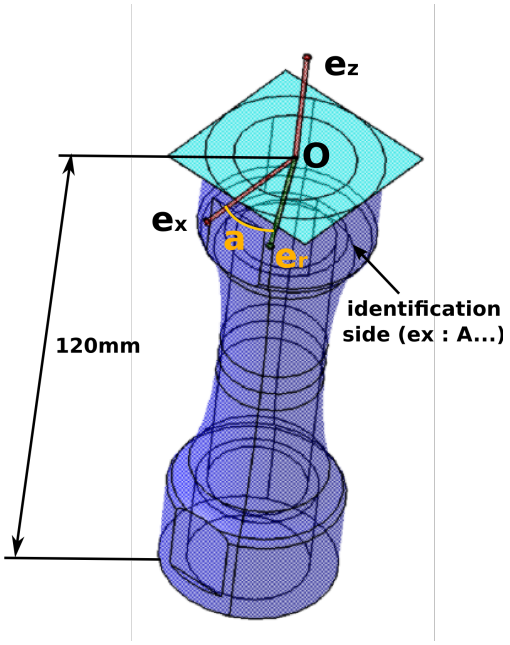


FIG. E.2: Repère de métrologie

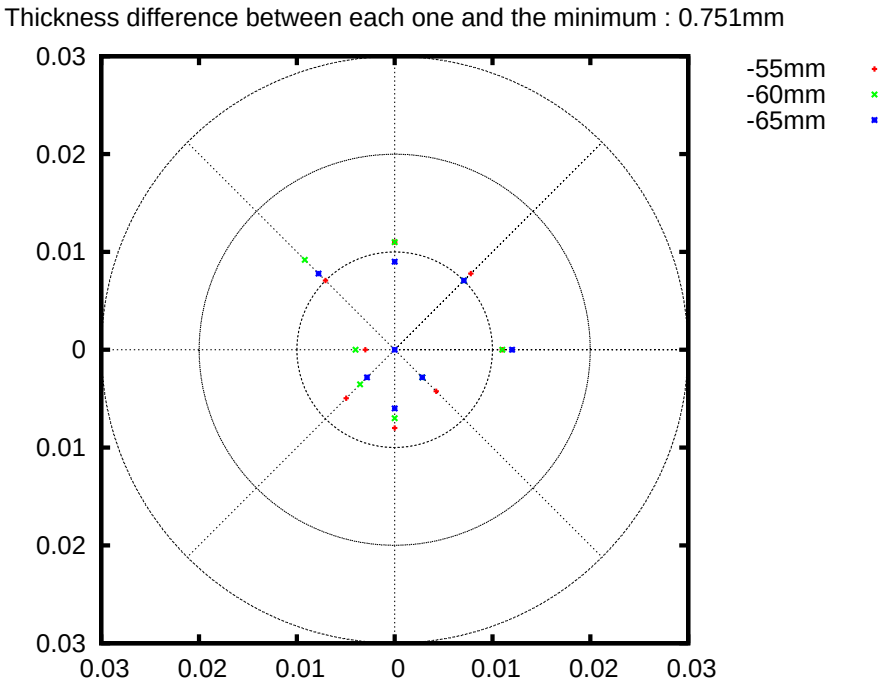


FIG. E.3: Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale)

E.3 Chargement thermique

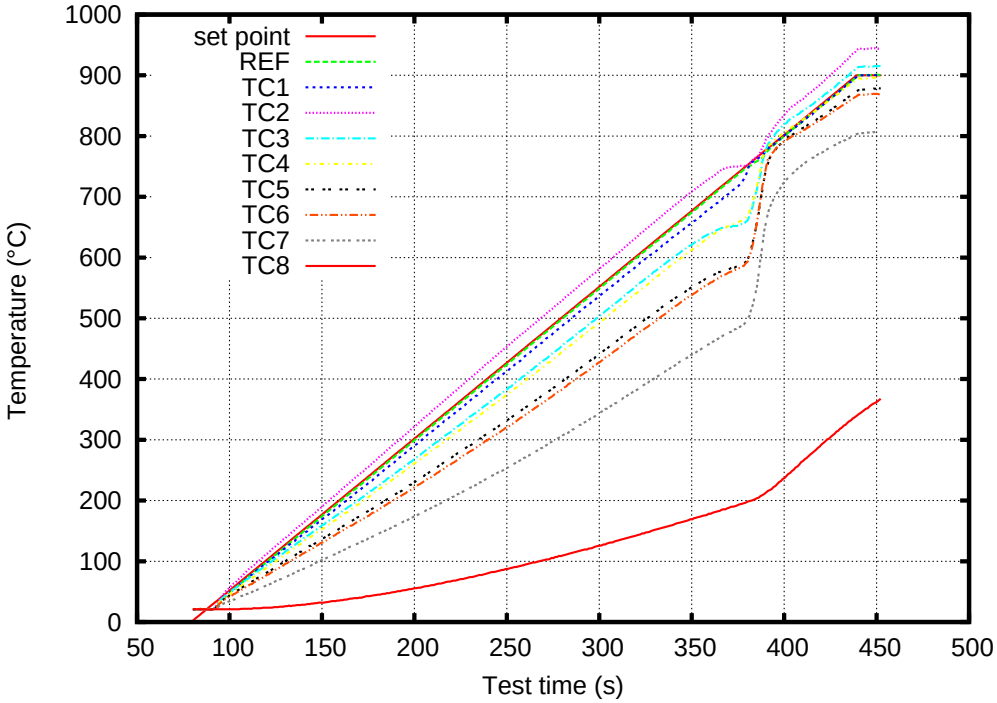


FIG. E.4: Montée en température

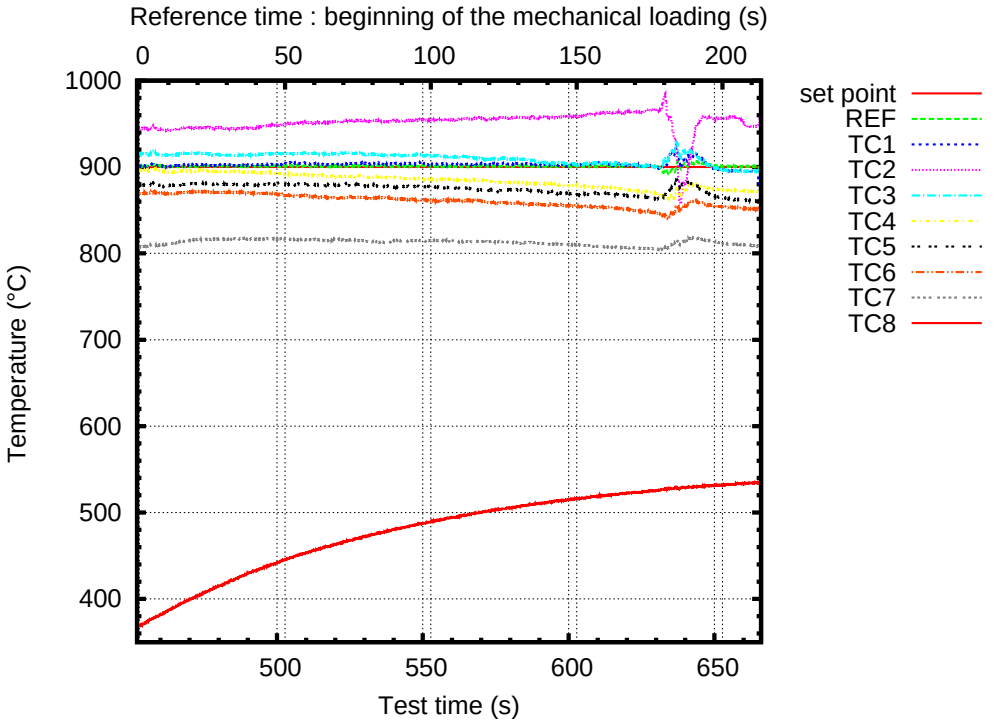


FIG. E.5: Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique

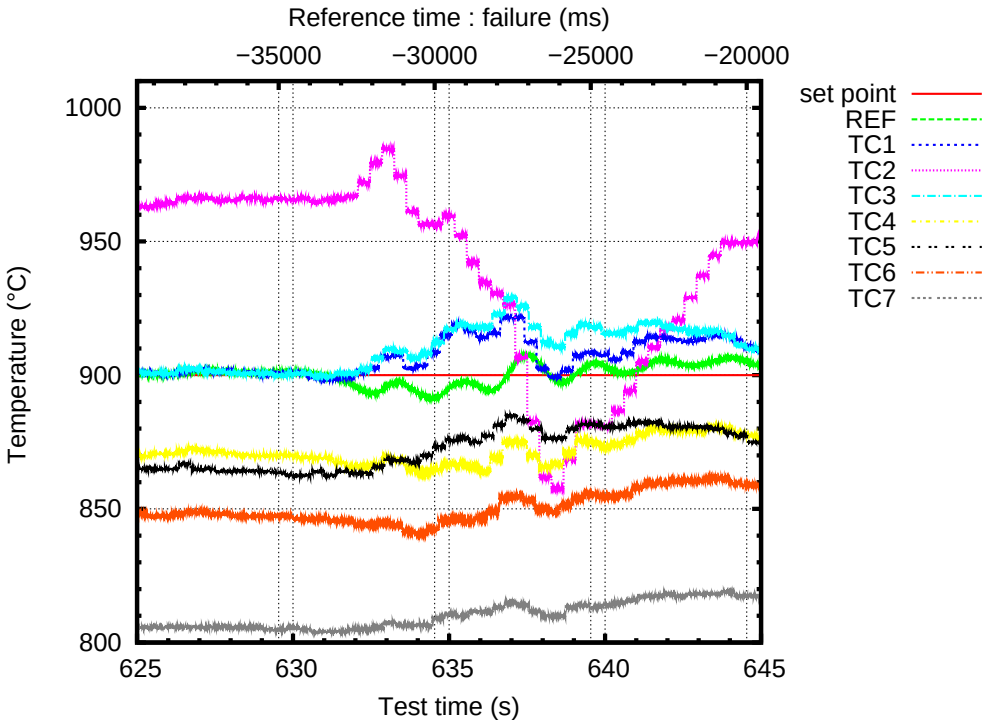


FIG. E.6: Mesure locale de la température pendant la dépressurisation

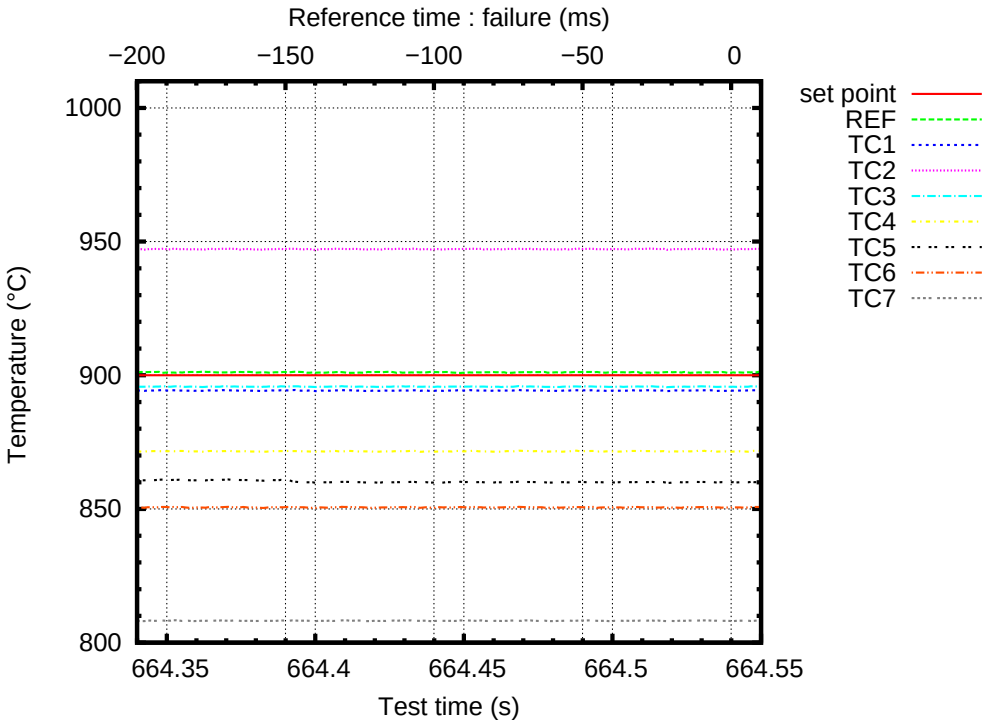


FIG. E.7: Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure

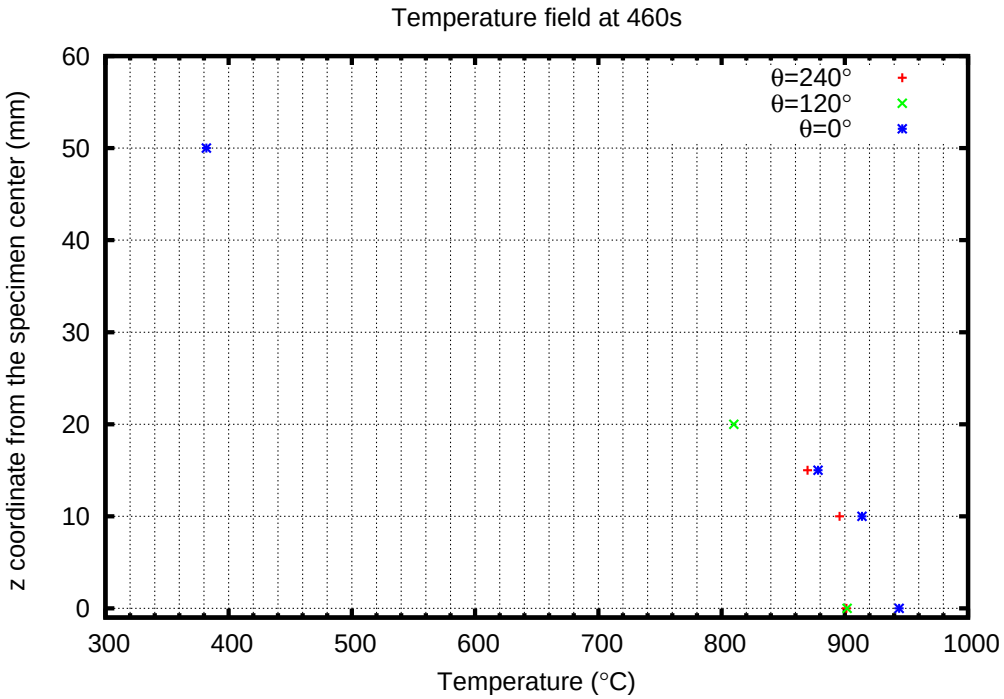


FIG. E.8: Distribution de température au début du chargement mécanique

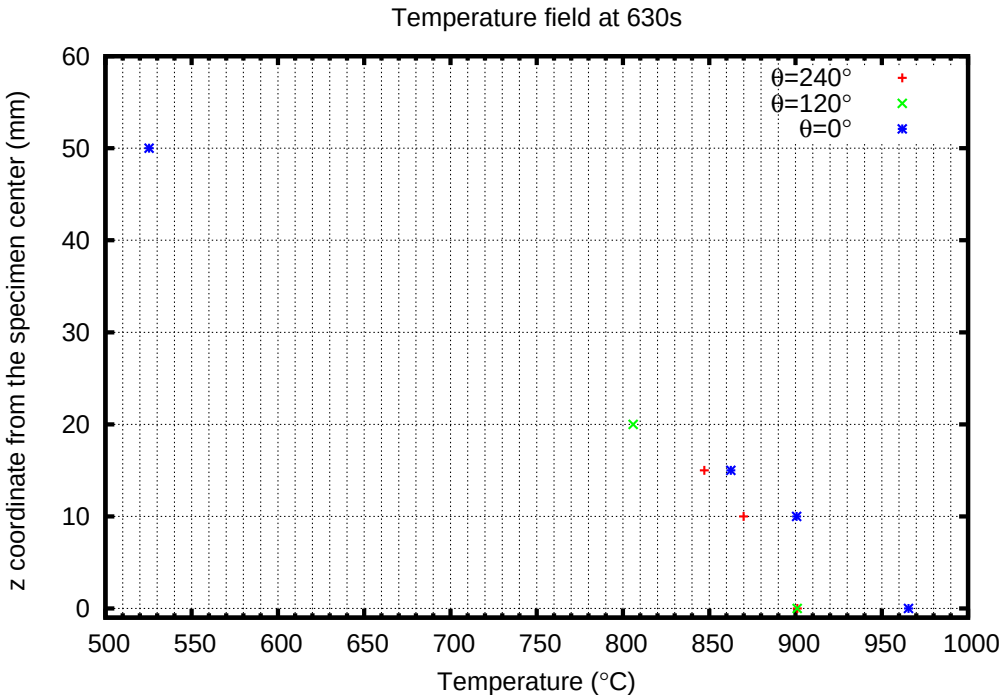


FIG. E.9: Distribution de température au moment de la dépressurisation

E.4 Chargement mécanique

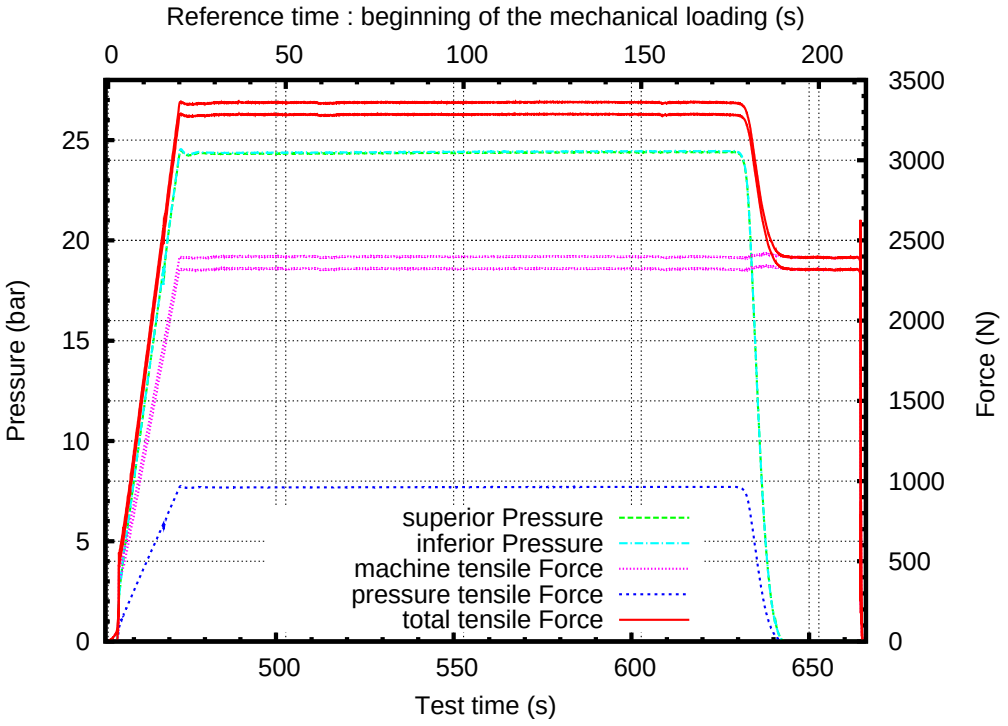


FIG. E.10: Effort et pression pendant le chargement mécanique

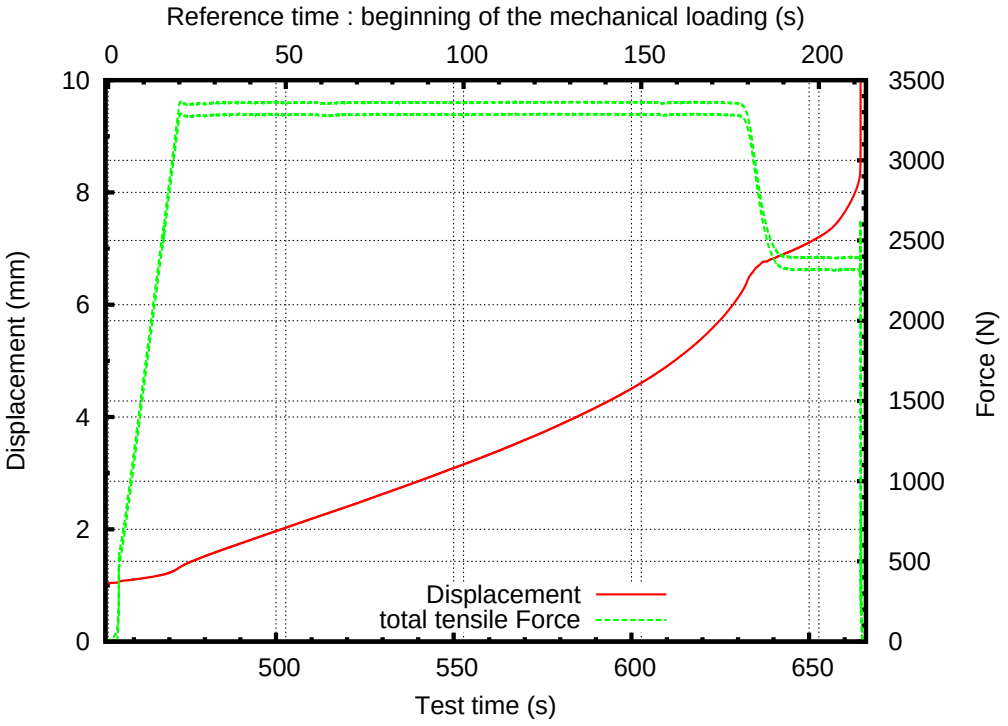


FIG. E.11: Effort et déplacement pendant le chargement mécanique

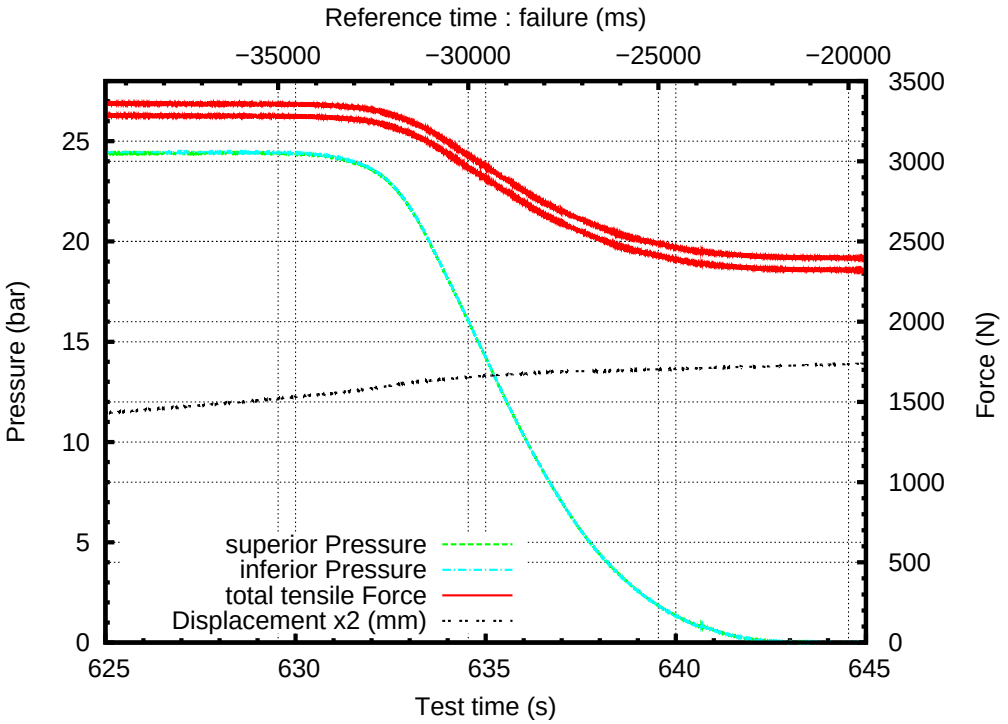


FIG. E.12: Effort et pression pendant la dépressurisation

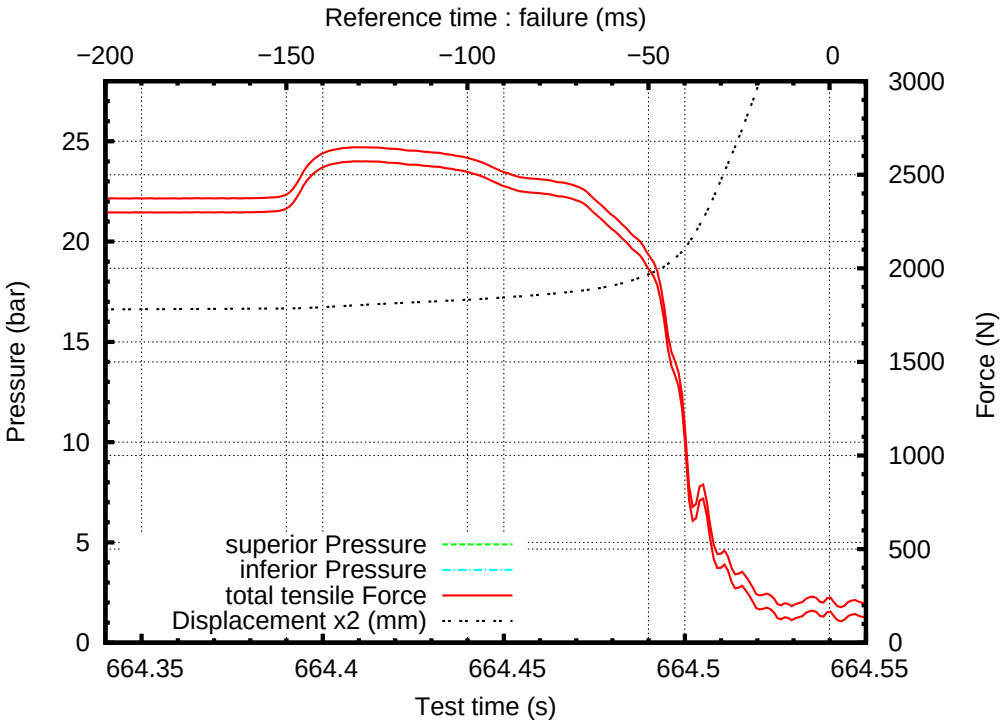


FIG. E.13: Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure

E.5 Contraintes

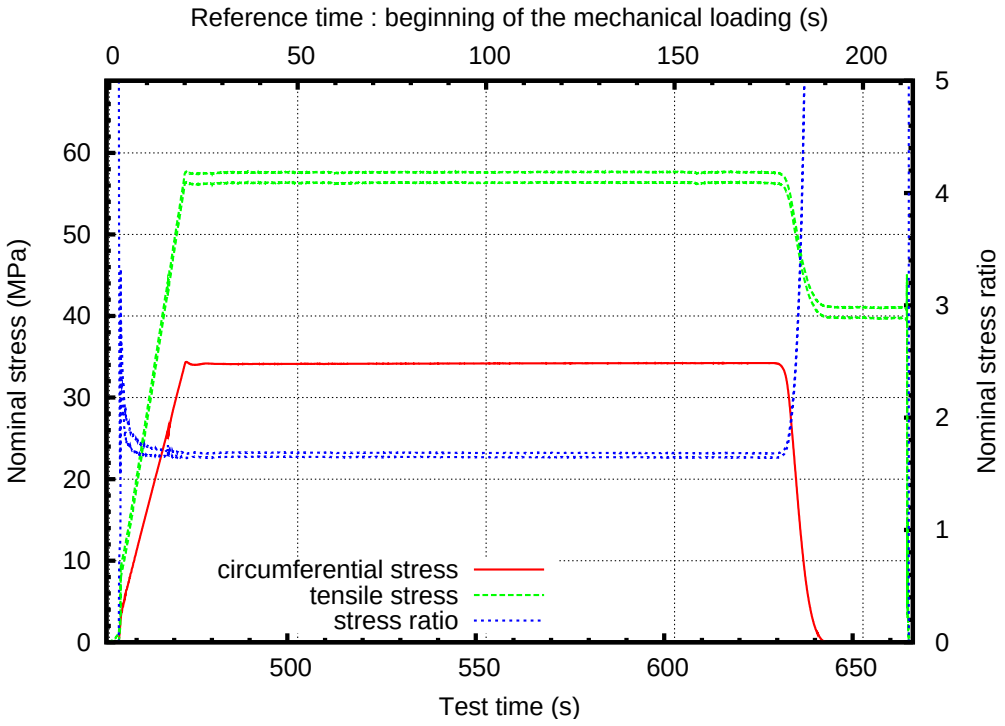


FIG. E.14: Contraintes nominales pendant le chargement mécanique

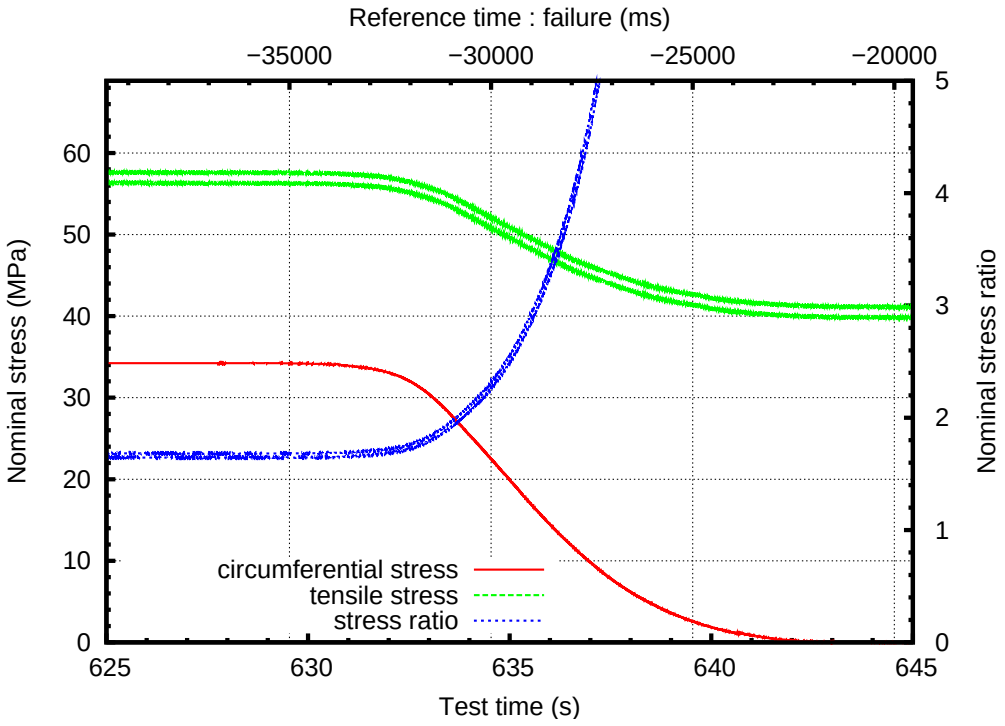


FIG. E.15: Contraintes nominales pendant le dépressurisation

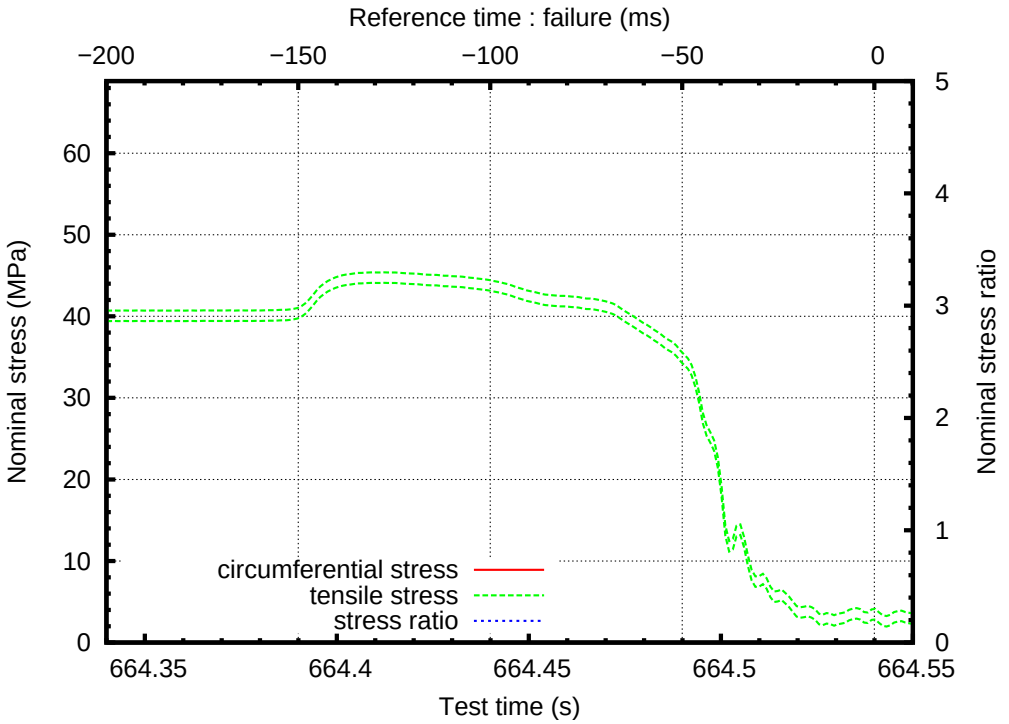


FIG. E.16: Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure

E.6 Propagation circonférentielle de fissure

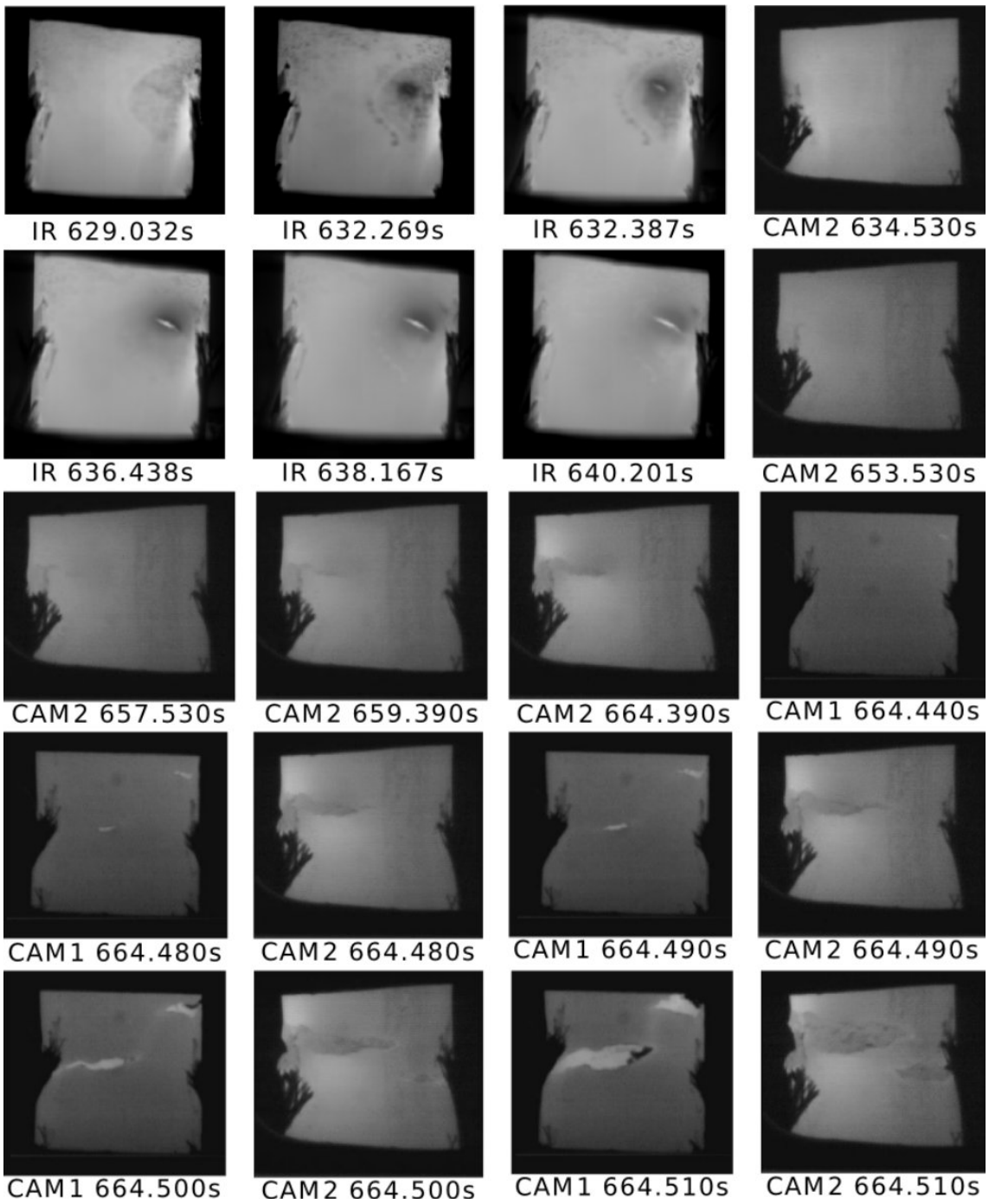


FIG. E.17: Images de la propagation de fissure

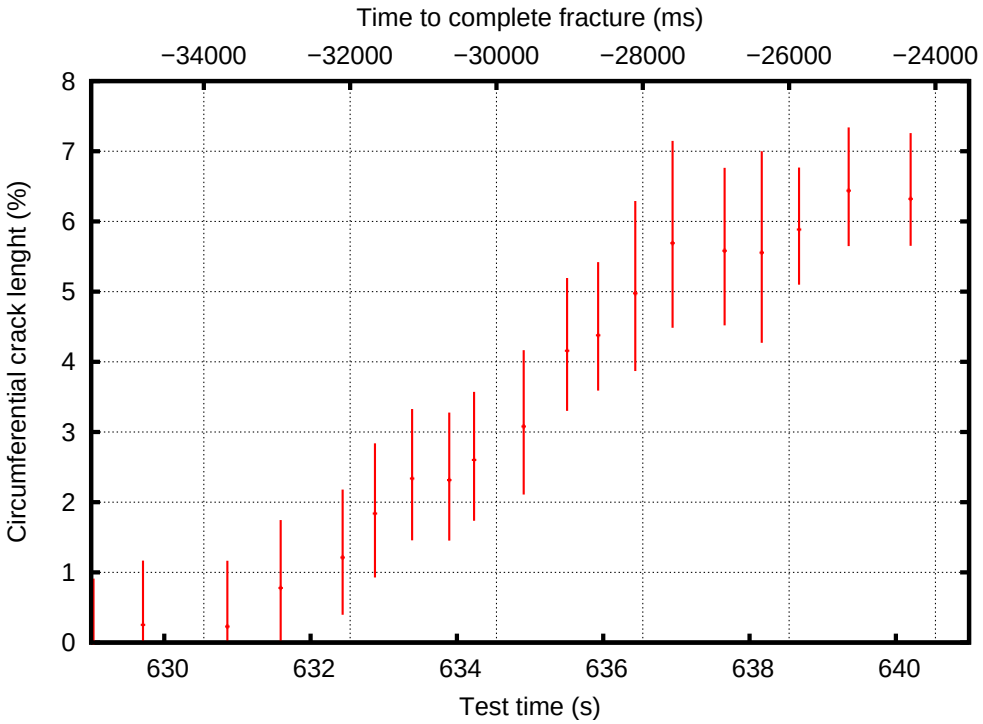


FIG. E.18: Propagation circonférentielle

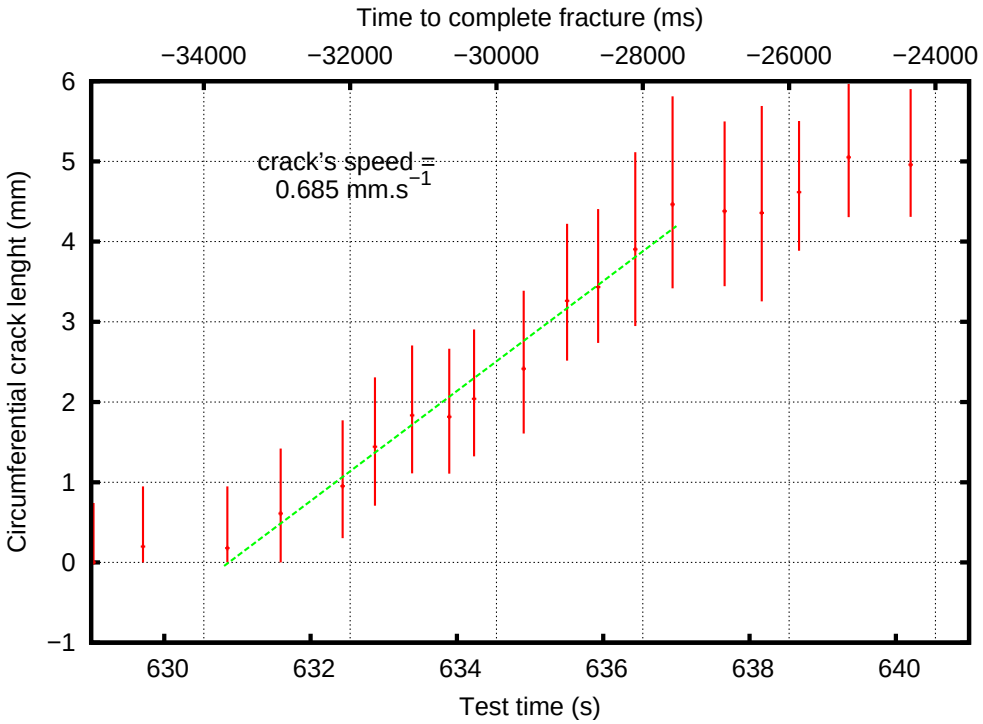


FIG. E.19: Propagation circonférentielle

E.7 Loi de dépressurisation

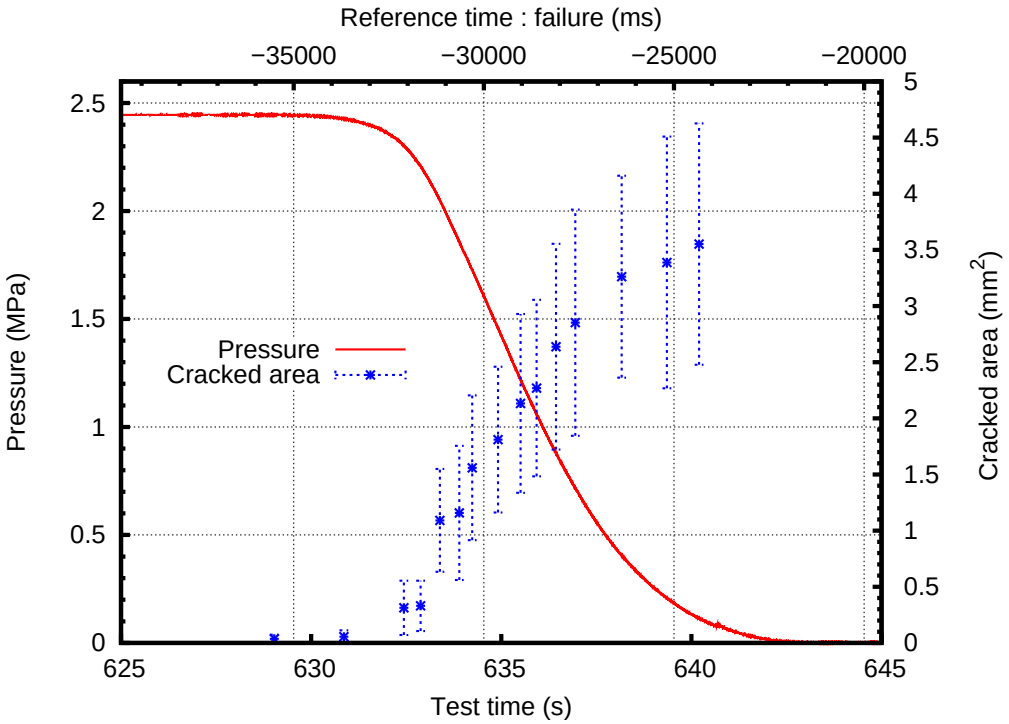


FIG. E.20: Loi de dépressurisation

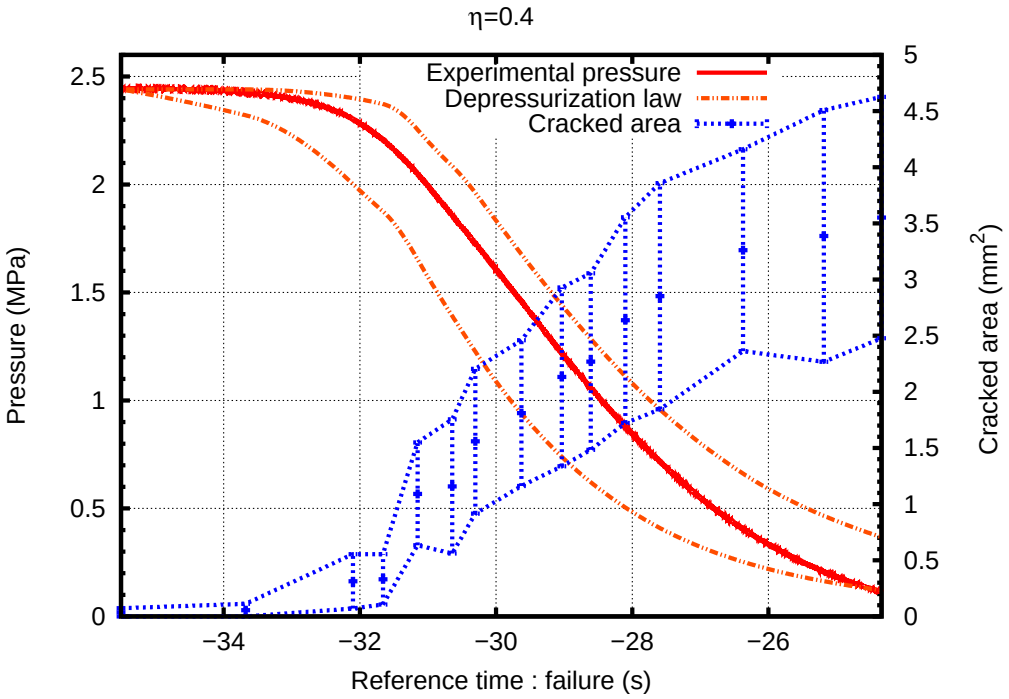


FIG. E.21: Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique)

E.8 Planéité de la trajectoire de la fissure

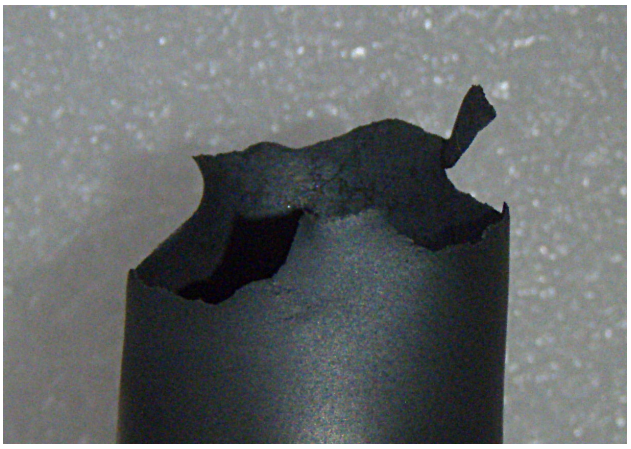


FIG. E.22: Planéité de la trajectoire de la fissure

E.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation

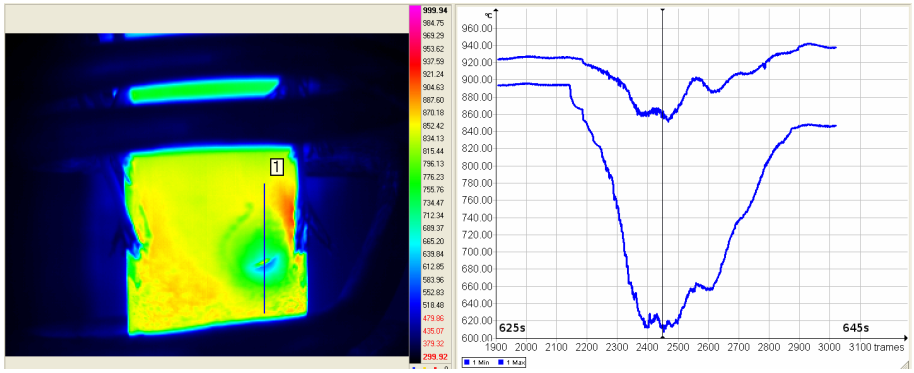


FIG. E.23: Valeurs minimale et maximale de la température mesurées sur un profil coupant la fissure en fonction du temps

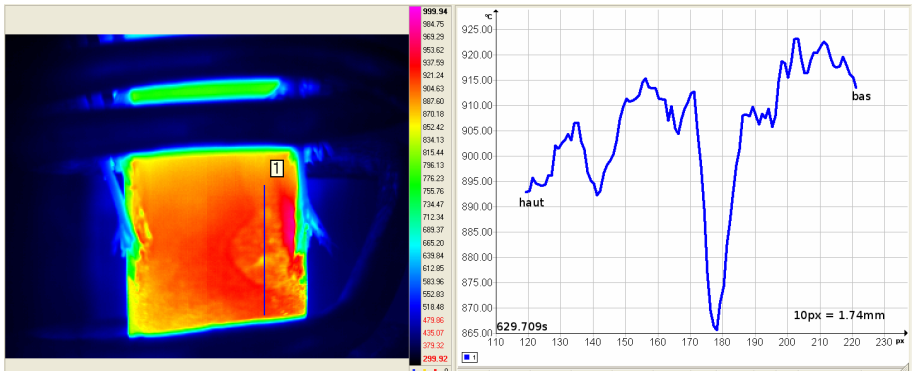


FIG. E.24: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

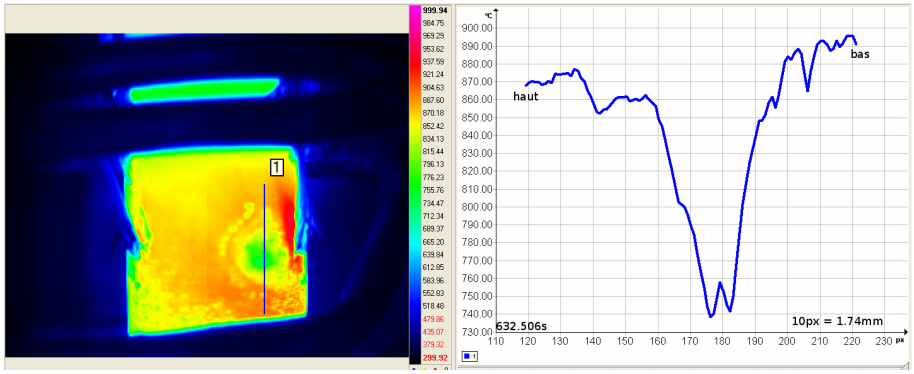


FIG. E.25: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

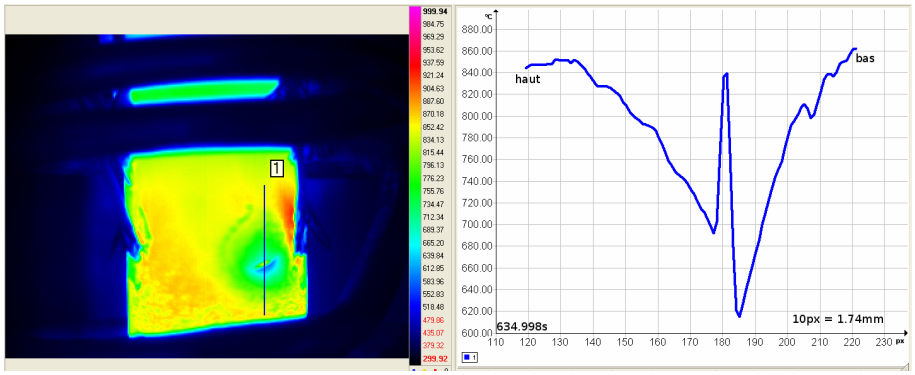


FIG. E.26: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

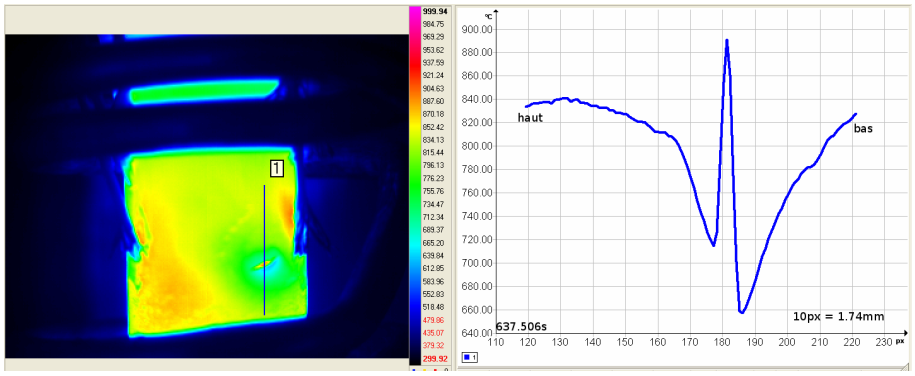


FIG. E.27: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

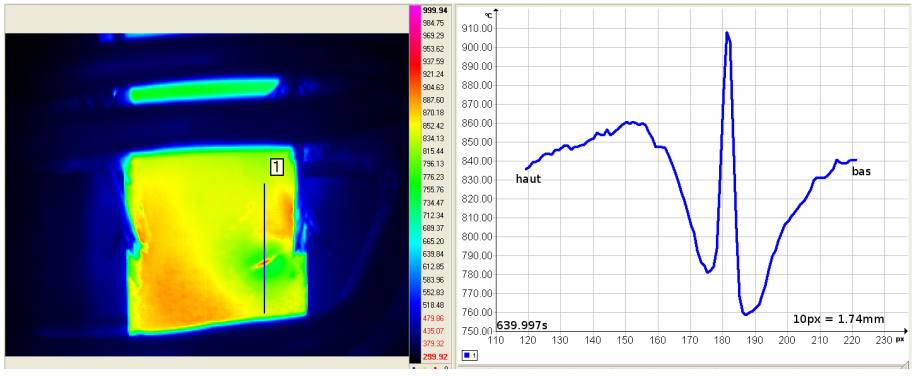


FIG. E.28: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

Annexe F

Éprouvette F, Krakatoa, 900°C

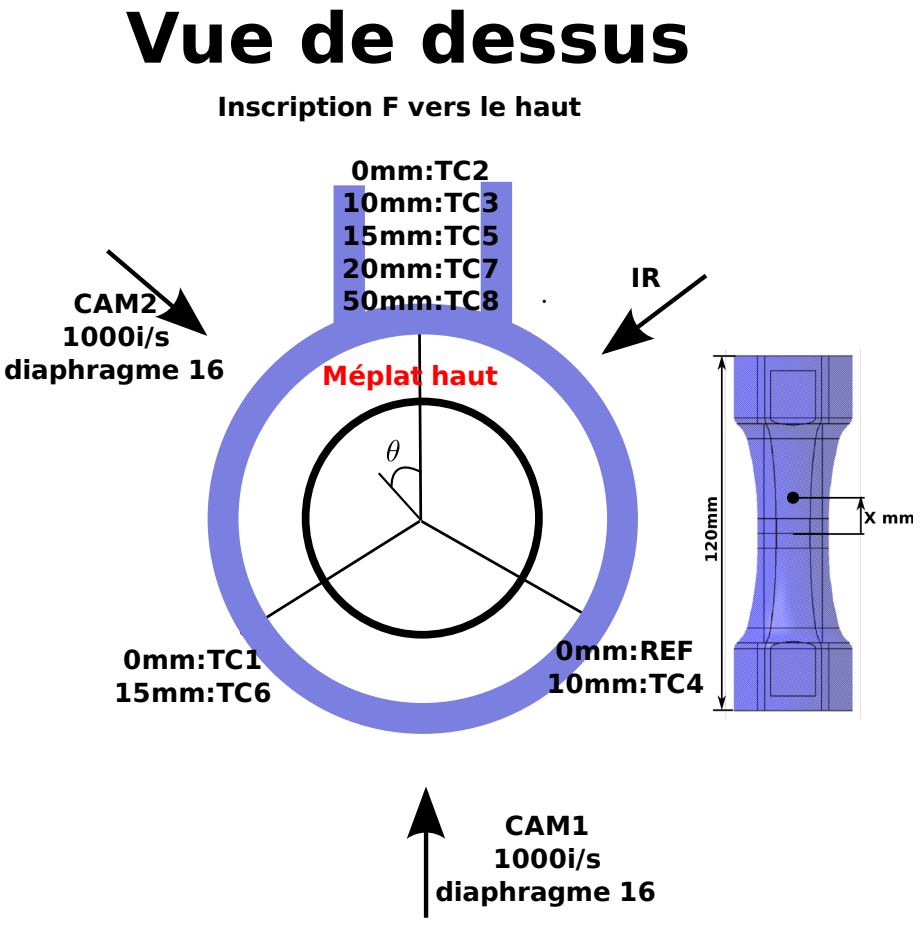


FIG. F.1: Disposition

F.1 Résumé

Initiation : L'initiation de la fissure s'est déroulée du côté de la caméra 2. Visuellement, elle est apparue à $t_1 \simeq 622.09s$ ($\equiv t_2 = 158.115s$, $t_3 = -144.873s$) pour un déplacement du vérin de 4.16mm. Il semble cependant que l'initiation ait eu lieu encore plus tôt car l'éprouvette avait déjà commencé à dépressuriser au moment de l'initiation visuelle.

On peut approximativement situer l'initiation à partir de la courbe de pression à $t_1 \simeq 584s$ ($\equiv t_2 \simeq 120s$, $t_3 \simeq -183s$). Cependant il est aussi probable que cette dépressurisation soit due à un problème d'étanchéité au niveau du système d'attache de l'éprouvette.

Description sommaire : L'initiation vue, par la caméra 1 (fissure 1), a été suivie par un amorçage quasiment simultané d'une deuxième fissure (fissure 2) du côté de la caméra infrarouge. Les deux fissures n'ont quasiment pas propagé lors de la dépressurisation. Après la dépressurisation, de multiples initiations ont eu lieu. Elles ont participé à former une fissure globalement coplanaire. Les amorçages ne sont pas tous observables car en parties cachés par l'inducteur. La trajectoire de la fissure, responsable du décallotage complet de l'éprouvette, ne comprend pas la fissure 2. La pièce, après essai, comprend donc un décallotage complet et un percement.

La dépressurisation de l'éprouvette s'est terminée à $t_3 \simeq -87s$. Par la suite, elle a été seulement soumise à l'effort appliqué par la machine de traction F_m. La fissuration instable a commencé à partir de $t_3 \simeq -20ms$.

Le déplacement du vérin à rupture complète de l'éprouvette vaut 9.07mm.

Observations issues des caméras : Les fissures n'ayant presque pas propagé lors de la dépressurisation, nous n'avons pas pu mettre en oeuvre la méthode de détermination de la vitesse de propagation. Il en va de même pour la partie de propagation instable car la fissuration est en partie cachée par l'inducteur.

F.2 Métrologie

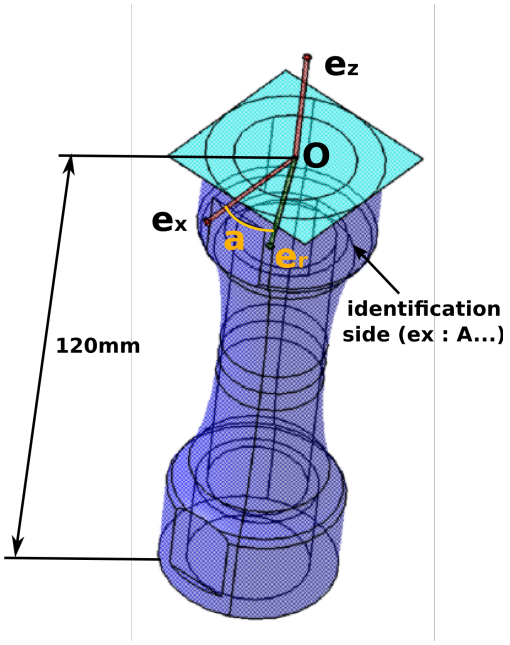


FIG. F.2: Repère de métrologie

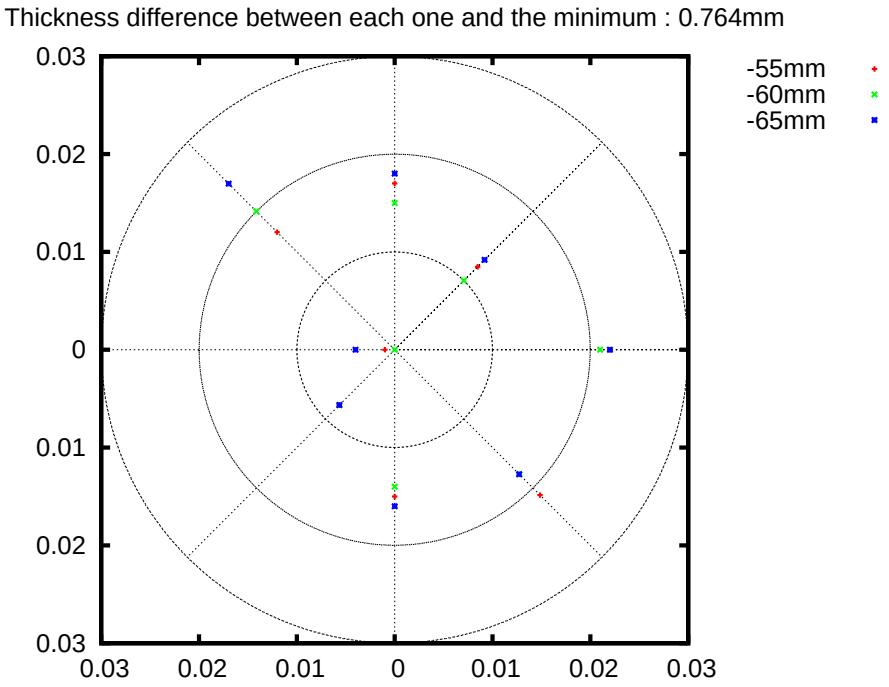


FIG. F.3: Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale)

F.3 Chargement thermique

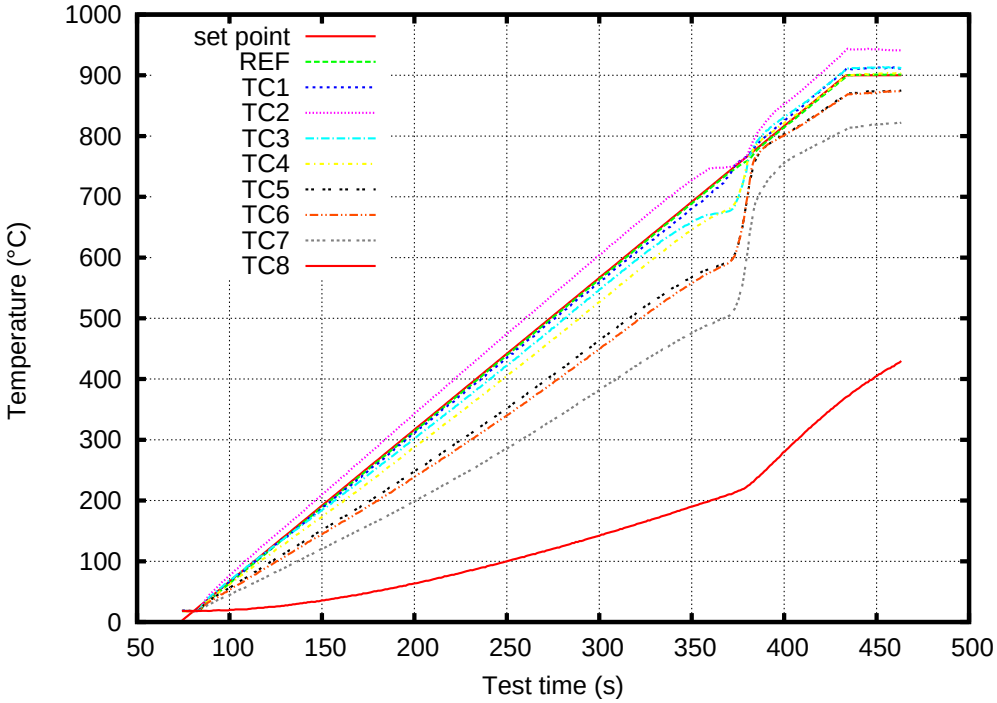


FIG. F.4: Montée en température

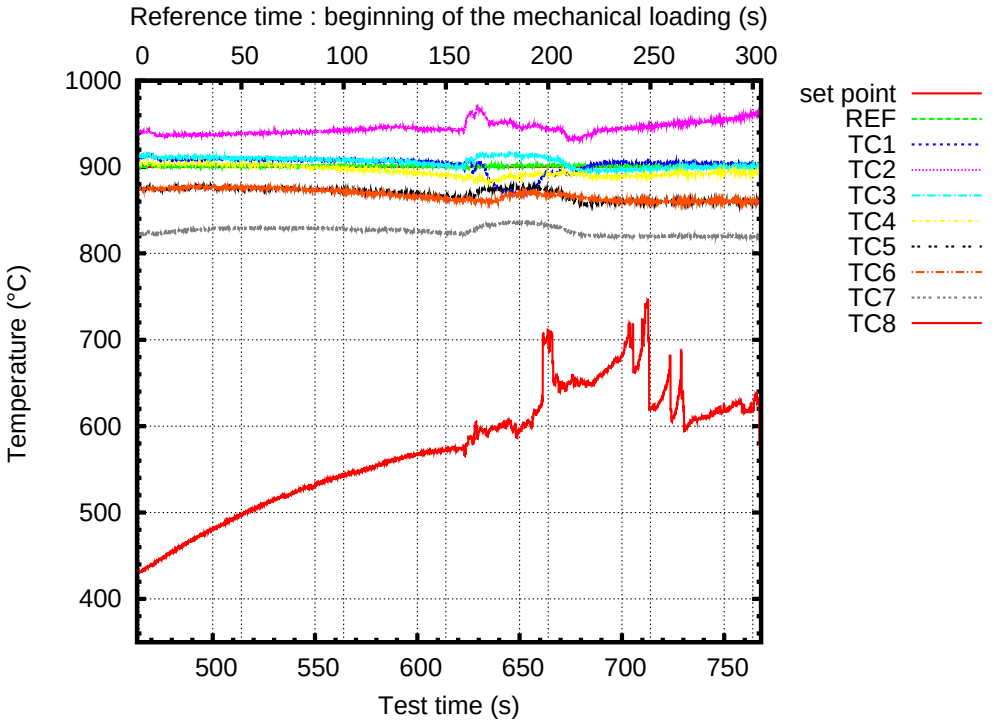


FIG. F.5: Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique

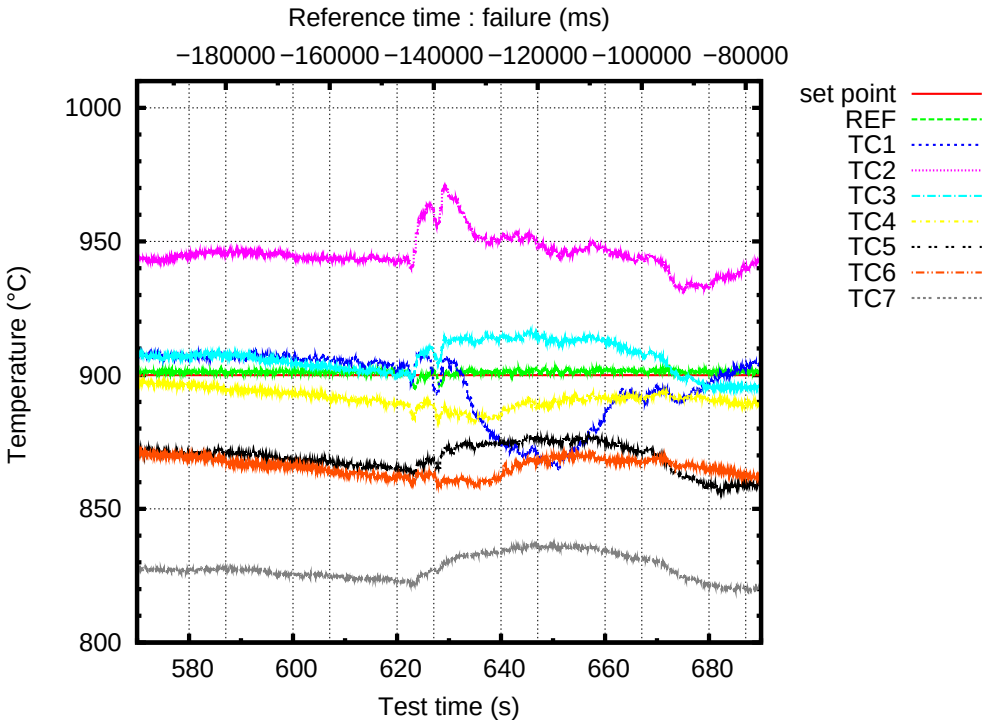


FIG. F.6: Mesure locale de la température pendant la dépressurisation

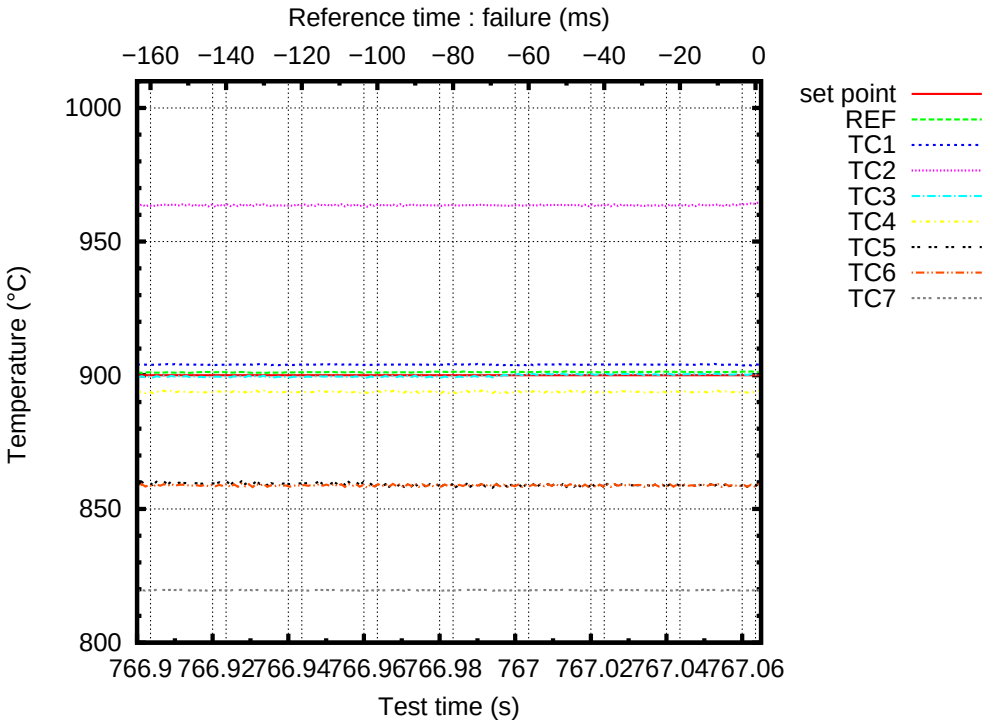


FIG. F.7: Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure

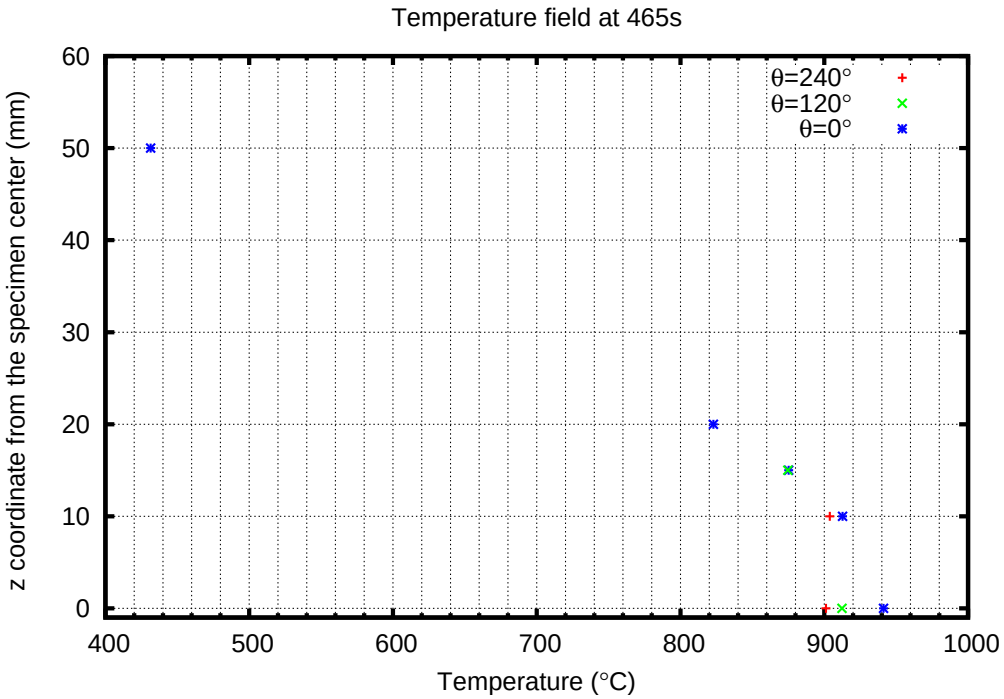


FIG. F.8: Distribution de température au début du chargement mécanique

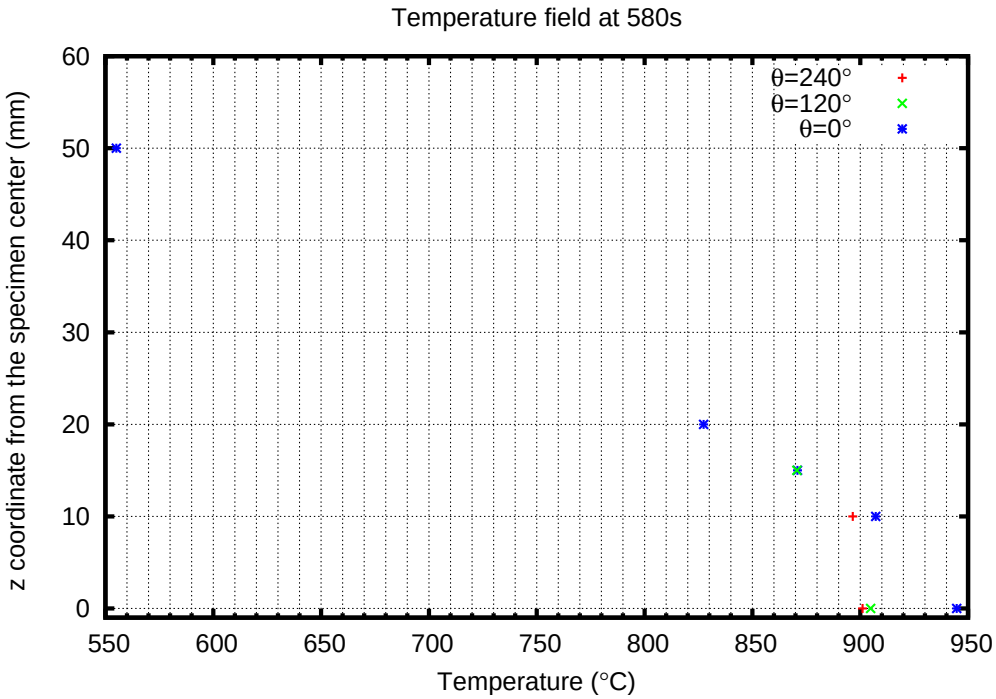


FIG. F.9: Distribution de température au moment de la dépressurisation

F.4 Chargement mécanique

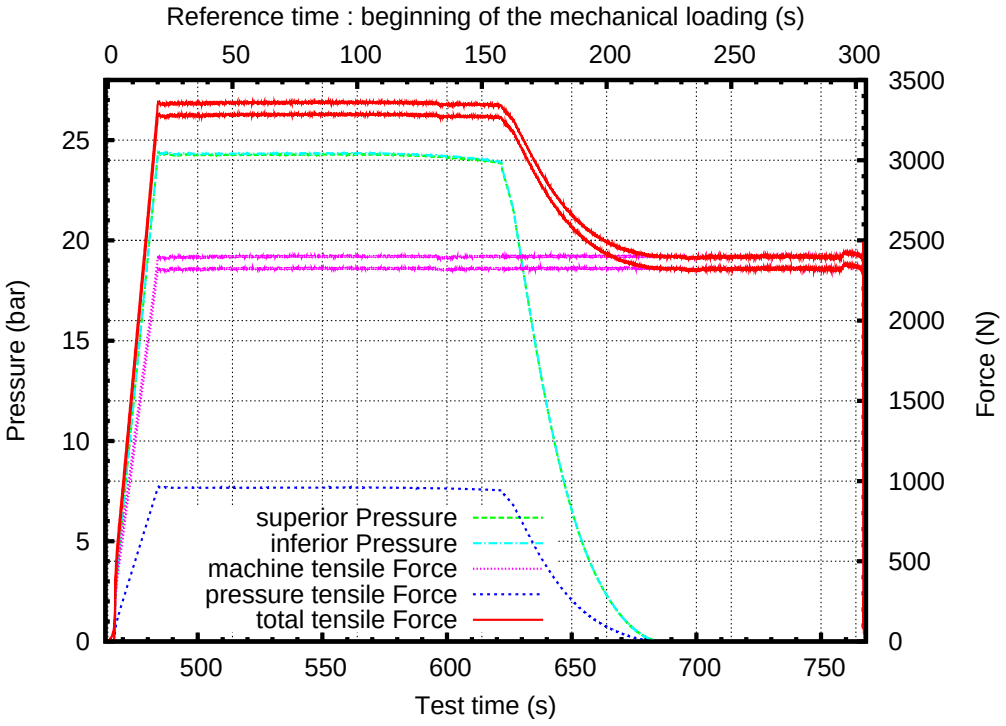


FIG. F.10: Effort et pression pendant le chargement mécanique

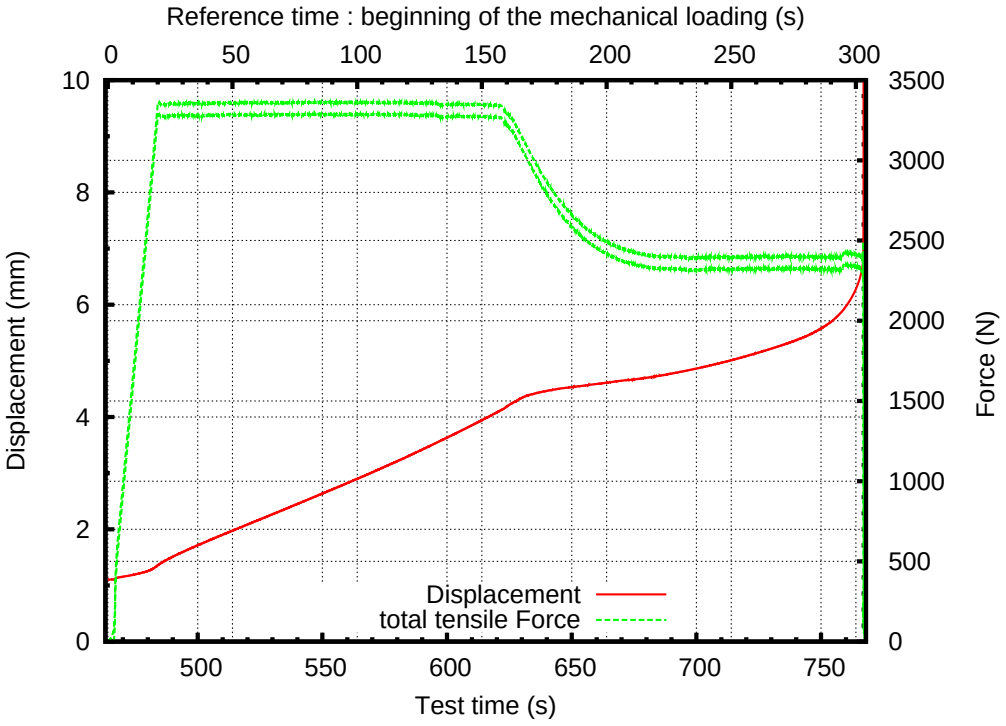


FIG. F.11: Effort et déplacement pendant le chargement mécanique

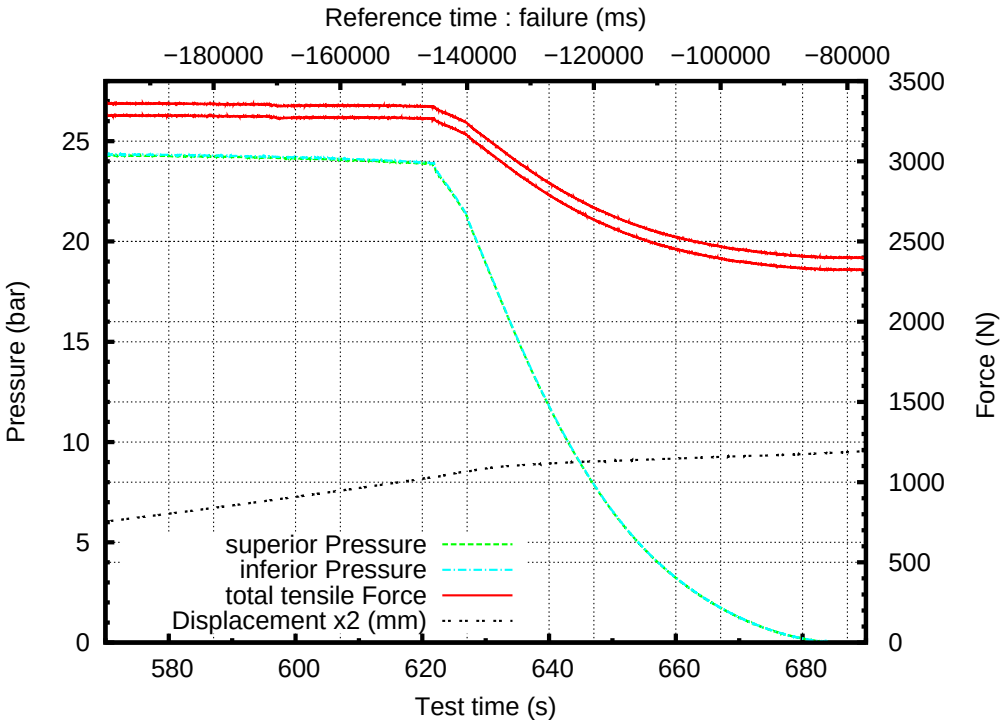


FIG. F.12: Effort et pression pendant la dépressurisation

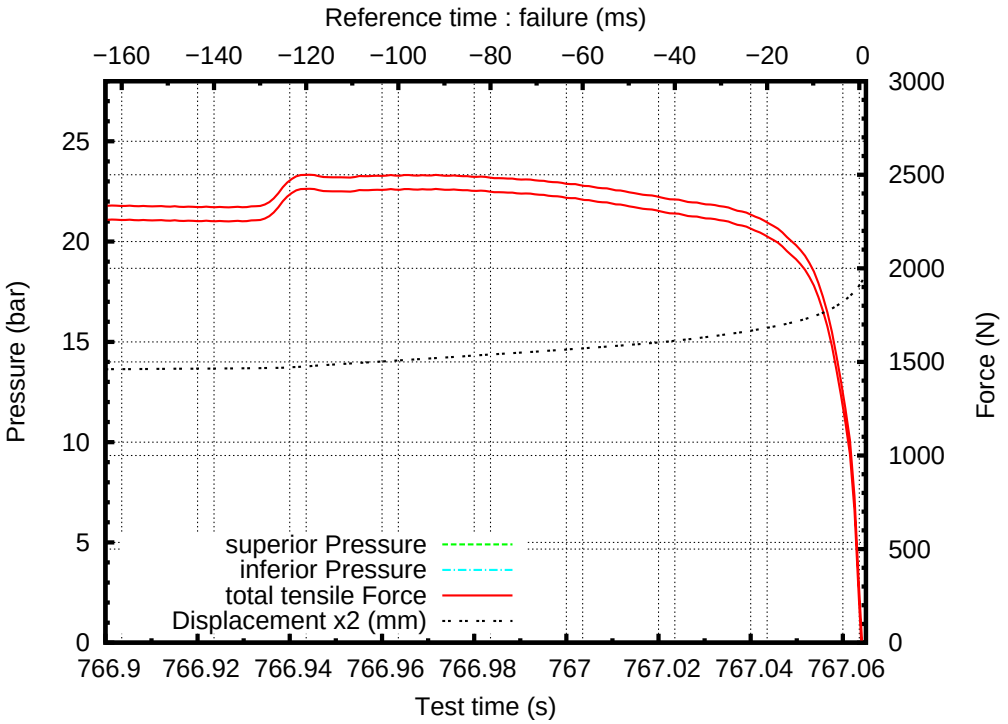


FIG. F.13: Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure

F.5 Contraintes

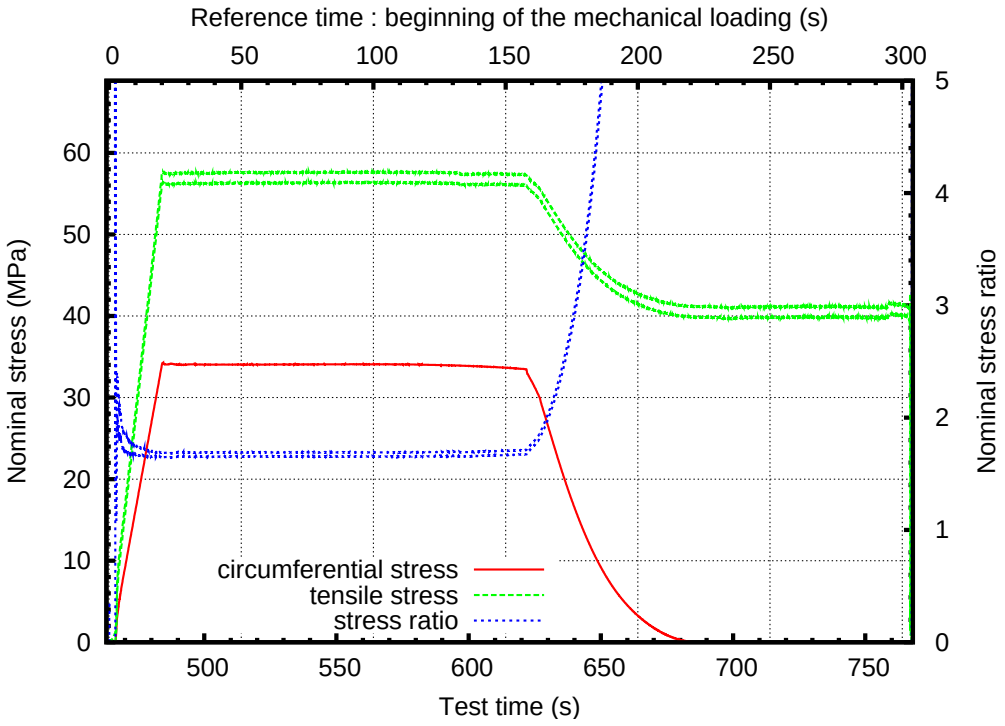


FIG. F.14: Contraintes nominales pendant le chargement mécanique

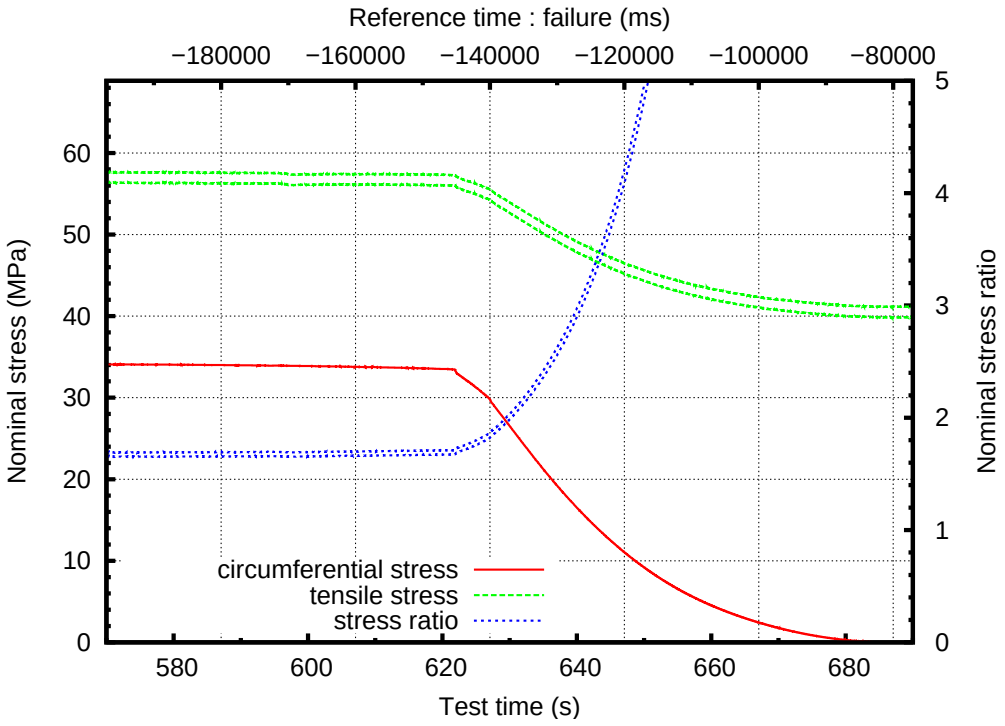


FIG. F.15: Contraintes nominales pendant le dépressurisation

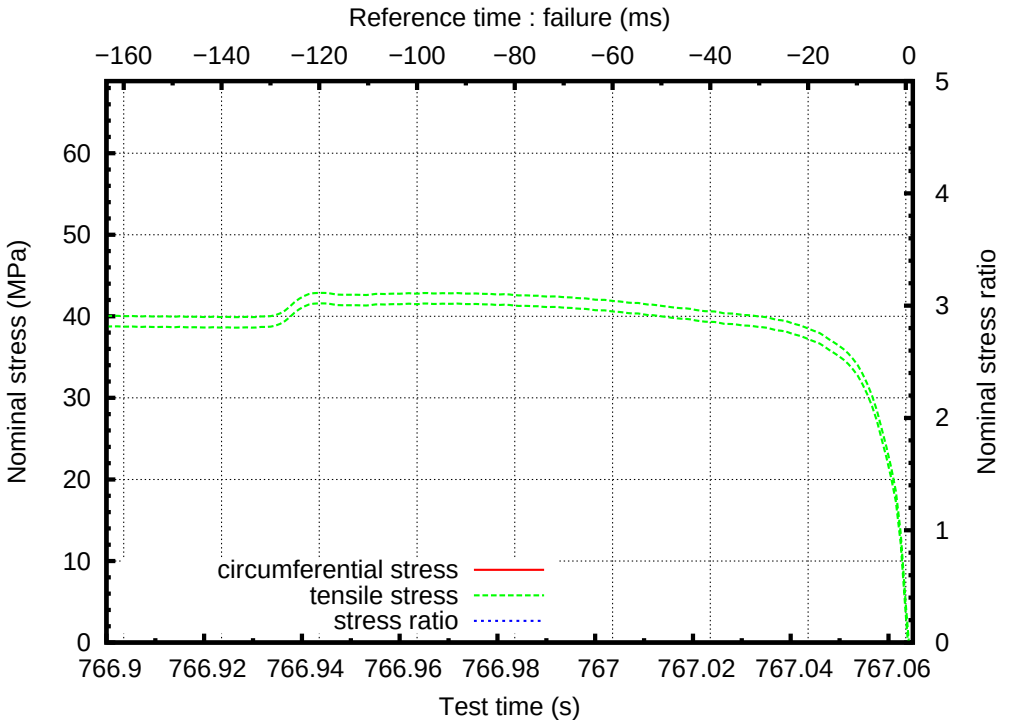


FIG. F.16: Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure

F.6 Propagation circonférentielle de fissure

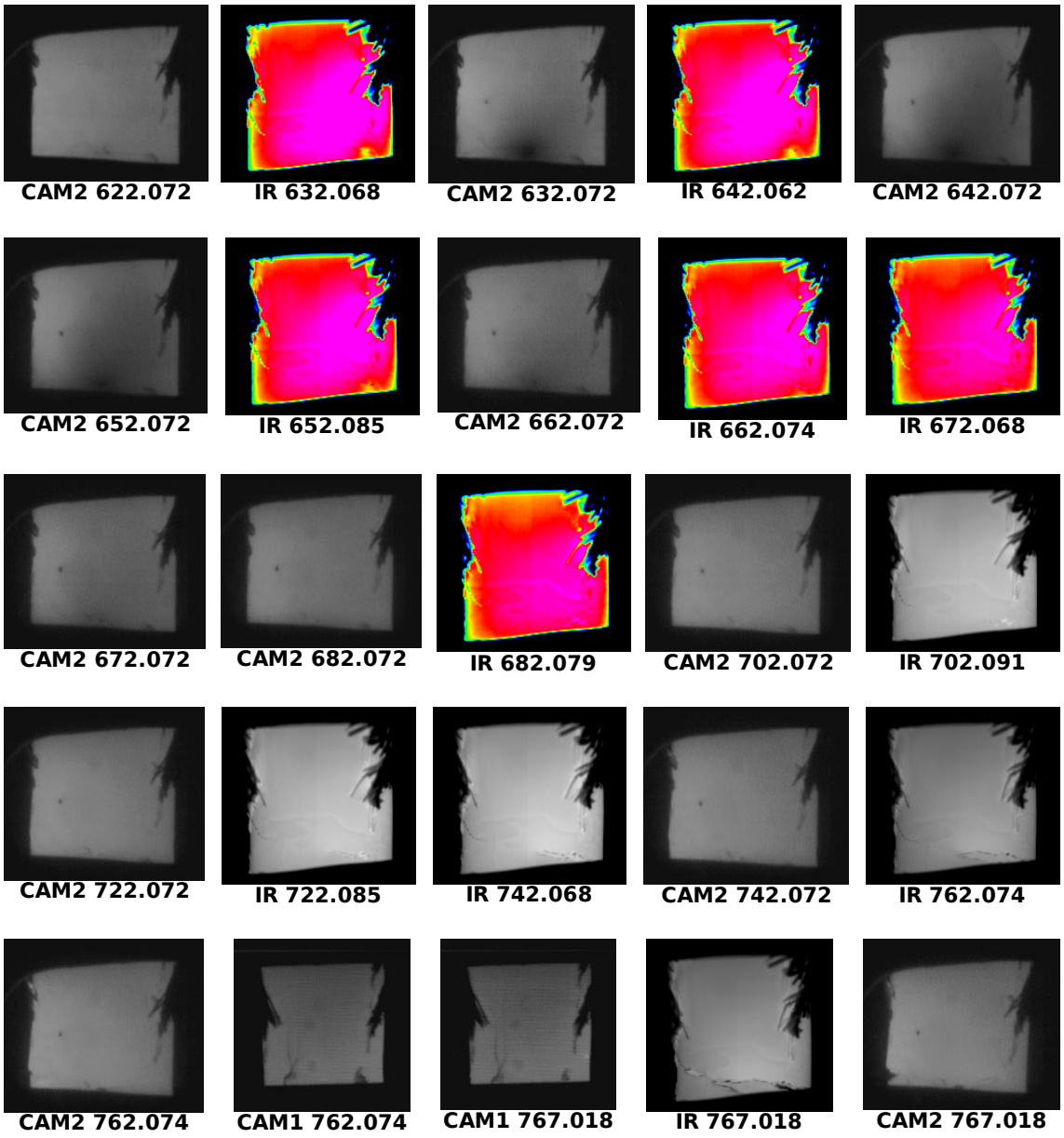


FIG. F.17: Images de la propagation de fissure

F.7 Loi de dépressurisation

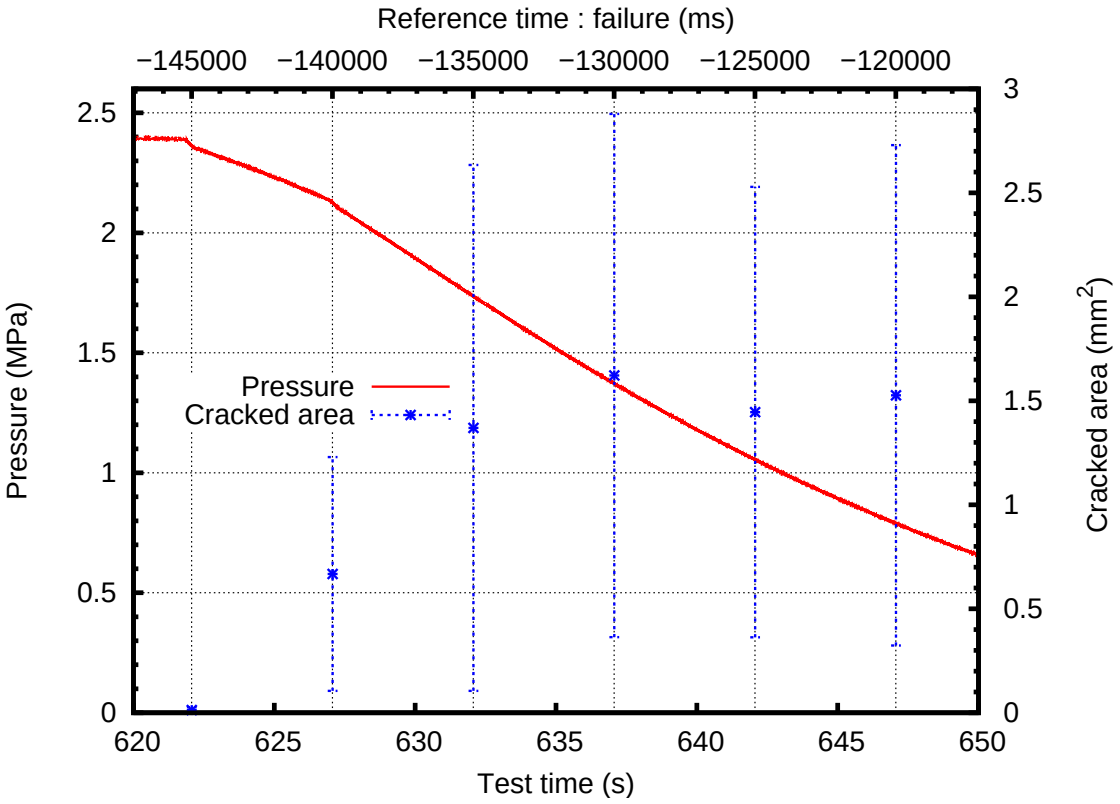


FIG. F.18: Loi de dépressurisation

F.8 Planéité de la trajectoire de la fissure

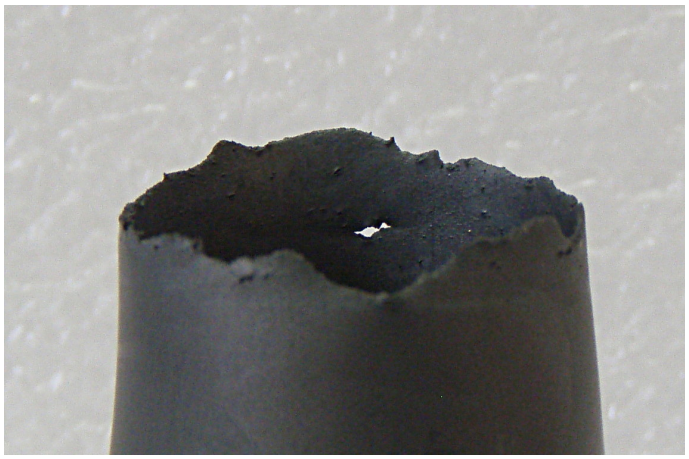


FIG. F.19: Planéité de la trajectoire de la fissure

F.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation

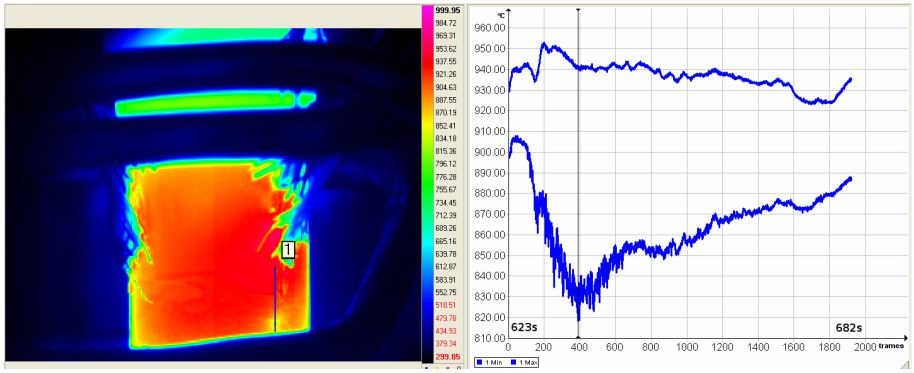


FIG. F.20: Valeurs minimale et maximale de la température mesurées sur un profil coupant la fissure en fonction du temps

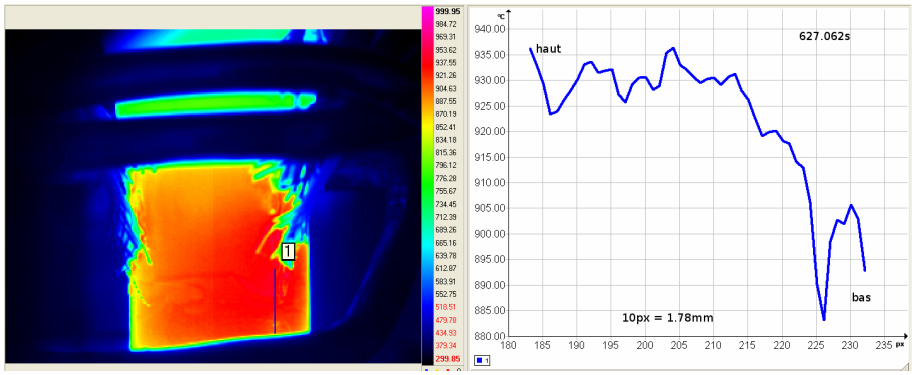


FIG. F.21: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

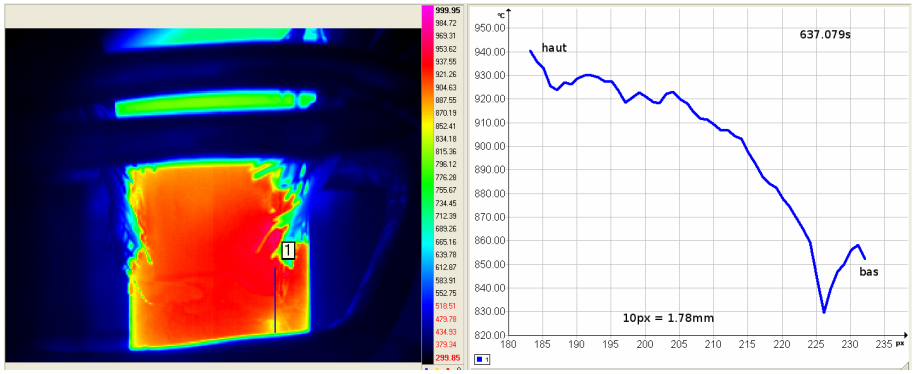


FIG. F.22: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

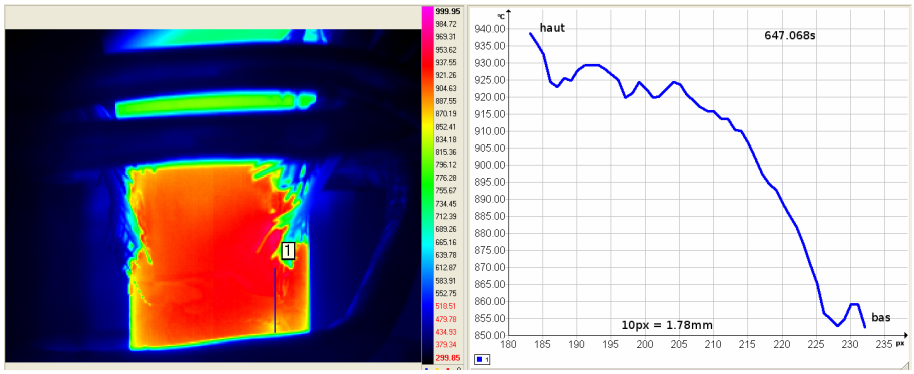


FIG. F.23: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

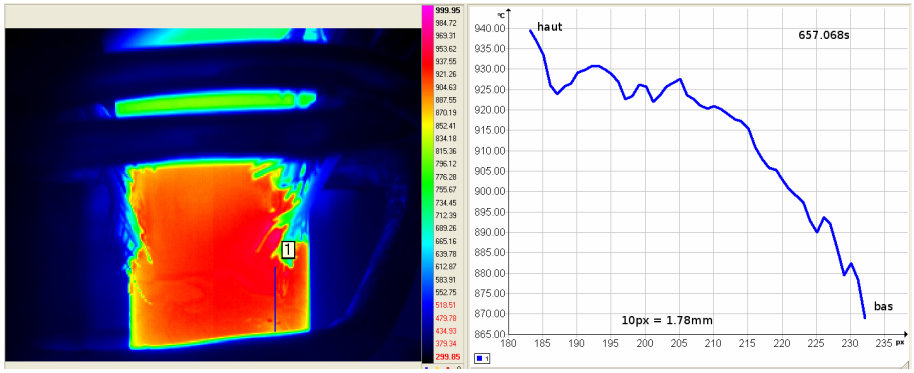


FIG. F.24: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

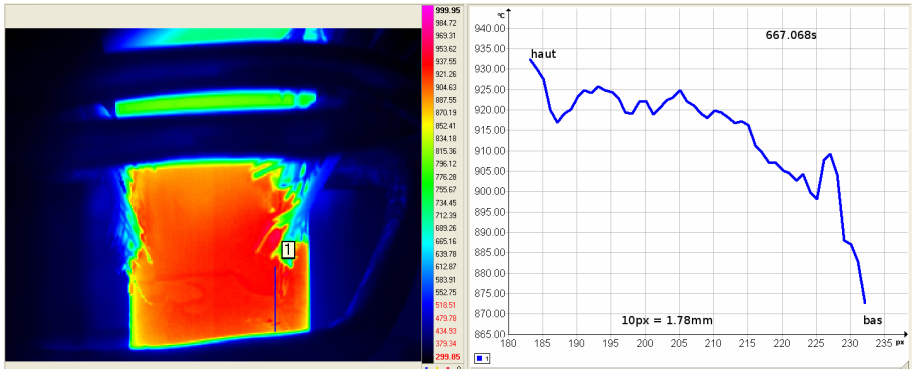


FIG. F.25: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

Annexe G

Éprouvette H, Krakatoa, 900°C

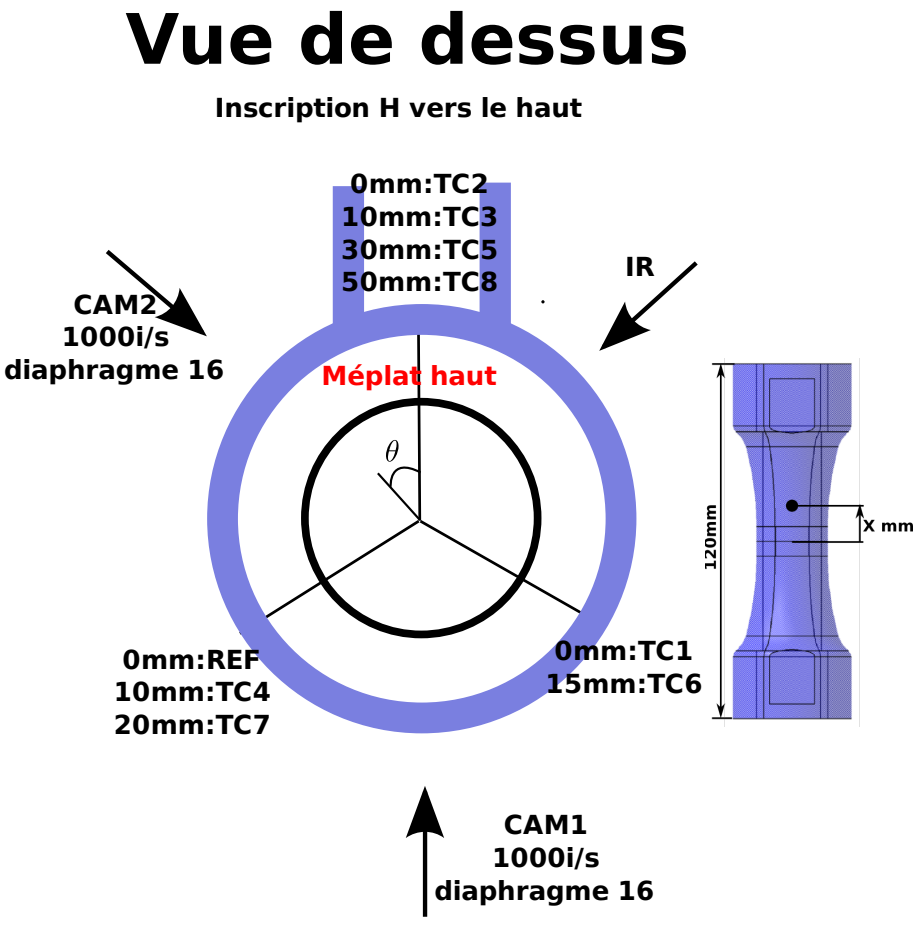


FIG. G.1: Disposition

G.1 Résumé

Initiation : L'initiation de la fissure s'est déroulée du côté de la caméra infrarouge, elle a aussi été vue du côté de la caméra 2. Visuellement, elle est apparue à $t_1 \simeq 733.538s$ ($\equiv t_2 = 257.032s,\ t_3 = -61.5s$) pour un déplacement du vérin de 6.24mm.

Description sommaire : L'initiation de la première fissure a été rapidement suivie par l'initiation d'une deuxième fissure toujours du côté de la caméra infrarouge. Chaque fissure a eu une propagation limitée au début de la dépressurisation puis elles se sont arrêtées jusqu'à dépressurisation totale.

La dépressurisation s'est terminée à $t_3 \simeq -37s$. Par la suite, l'éprouvette était seulement soumise à l'effort appliqué par la machine de traction F_m. La fissuration instable a commencé à partir de $t_3 \simeq -60ms$ jusqu'à $t_3 \simeq -30ms$. Durant les 30 dernières millisecondes, la fissure a tourné sous l'effet du déplacement du vérin.

Le trajet de fissure est globalement coplanaire sauf à la fin de la propagation où un décrochement a été observé.

Le déplacement du vérin a atteint la valeur de 18.23mm au moment du décallotage, valeur expliquée par le fait que la fissure ait tourné à la fin de la propagation.

Observations issues des caméras : La première partie de la propagation a été vue par la caméra infrarouge. Elle correspond à la rupture des 6.5 premiers % de la circonférence de l'éprouvette jusqu'au temps $t_3 \simeq -52s$. La vitesse circonférentielle moyenne est de l'ordre de $0.3mm.s^{-1}$. La trajectoire de la fissure a suivi la trajectoire idéale (dans un plan normale à l'axe du tube). Lors de cette première phase la pression est tombée à environ 0.8MPa.

Ensuite la fissure s'est arrêtée jusqu'à $t_3 \simeq -43s$ au moins. La température des lèvres de la fissure (au niveau de l'amorçage) est passée par un minimum de 620°C à 700°C à $t_3 \simeq -55s$ pour ensuite remonter.

Le traitement de la propagation de la fissure a ensuite été effectué à partir d'une longueur de fissure de 25% de la circonférence ($t_3 \simeq -530ms$) jusqu'au décallotage complet de l'éprouvette. Jusqu'au temps $t_3 \simeq -80ms$, la vitesse de propagation circonférentielle est de l'ordre de $15mm.s^{-1}$. De $t_3 \simeq -60ms$ à $t_3 \simeq -20ms$, la vitesse de propagation circonférentielle est de l'ordre de $1.5m.s^{-1}$.

G.2 Métrologie

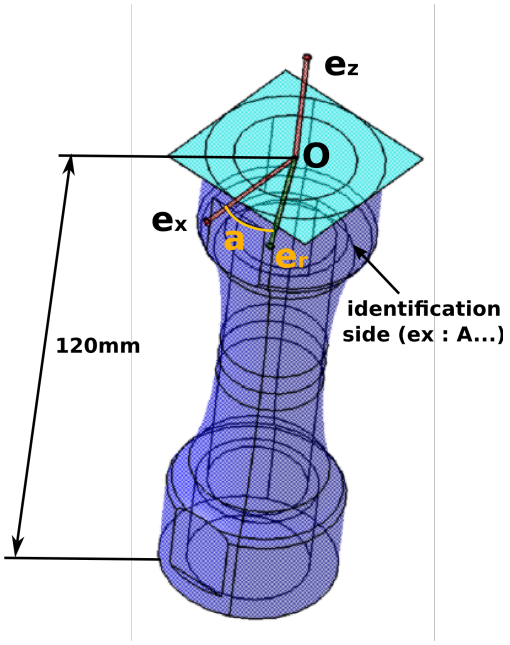


FIG. G.2: Repère de métrologie

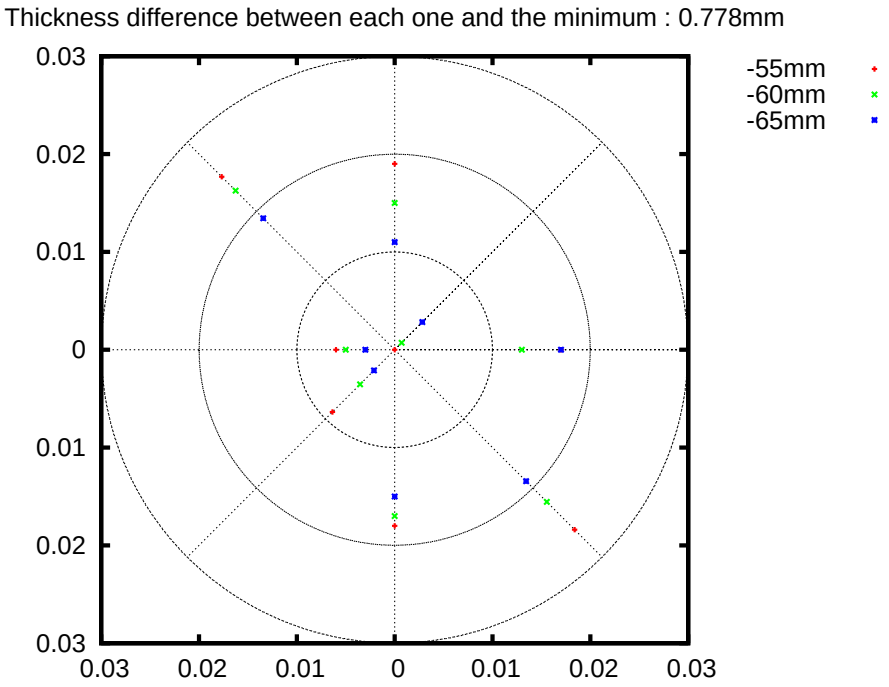


FIG. G.3: Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale)

G.3 Chargement thermique

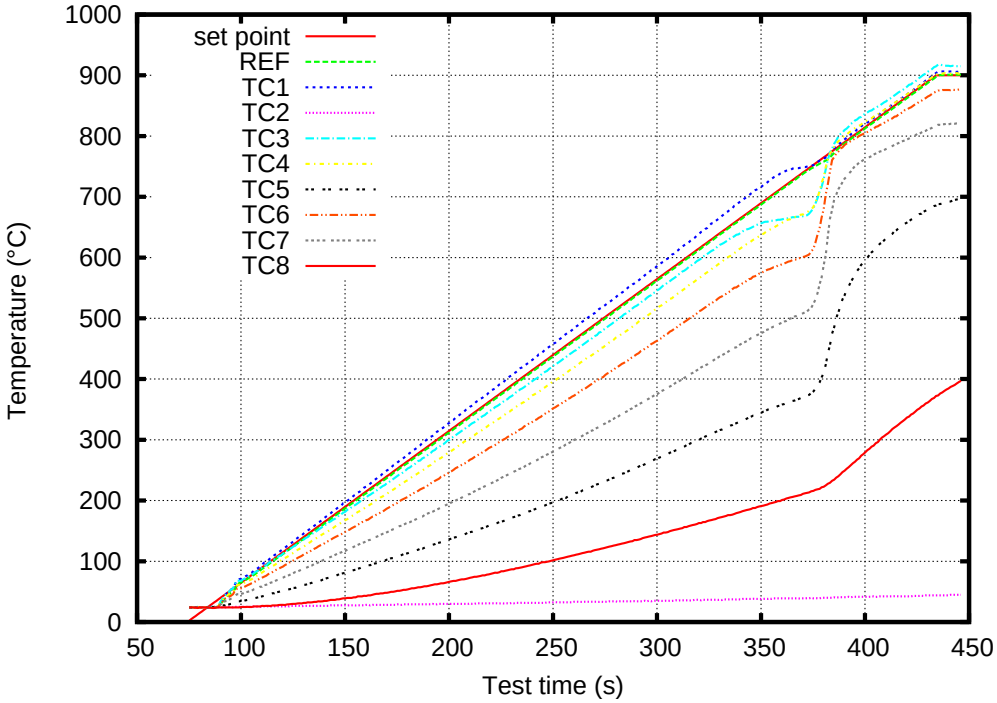


FIG. G.4: Montée en température

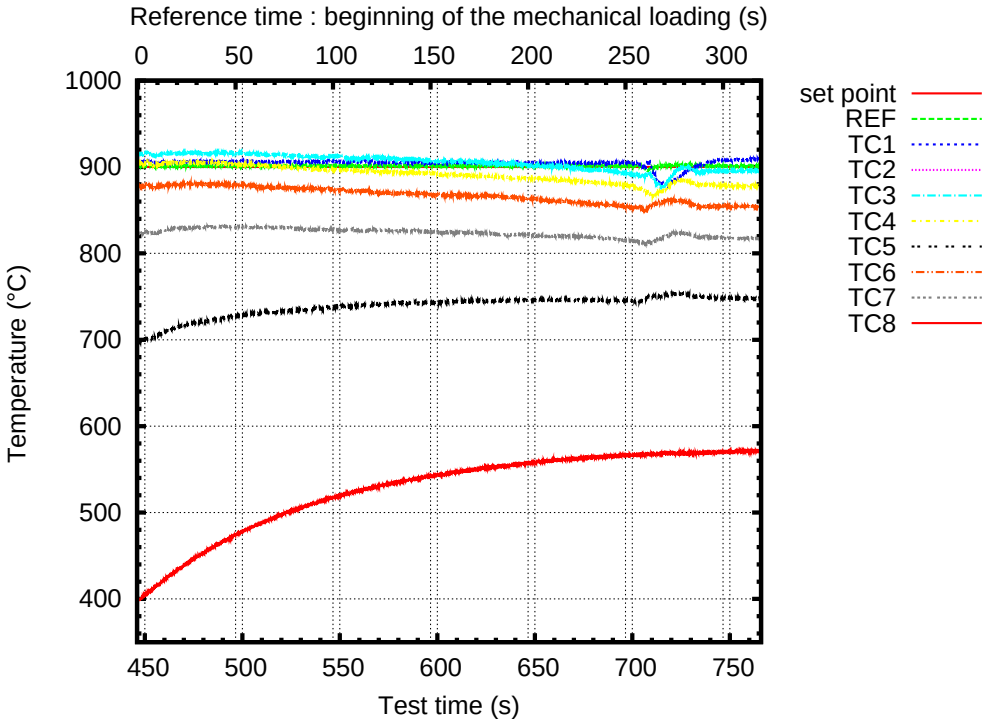


FIG. G.5: Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique

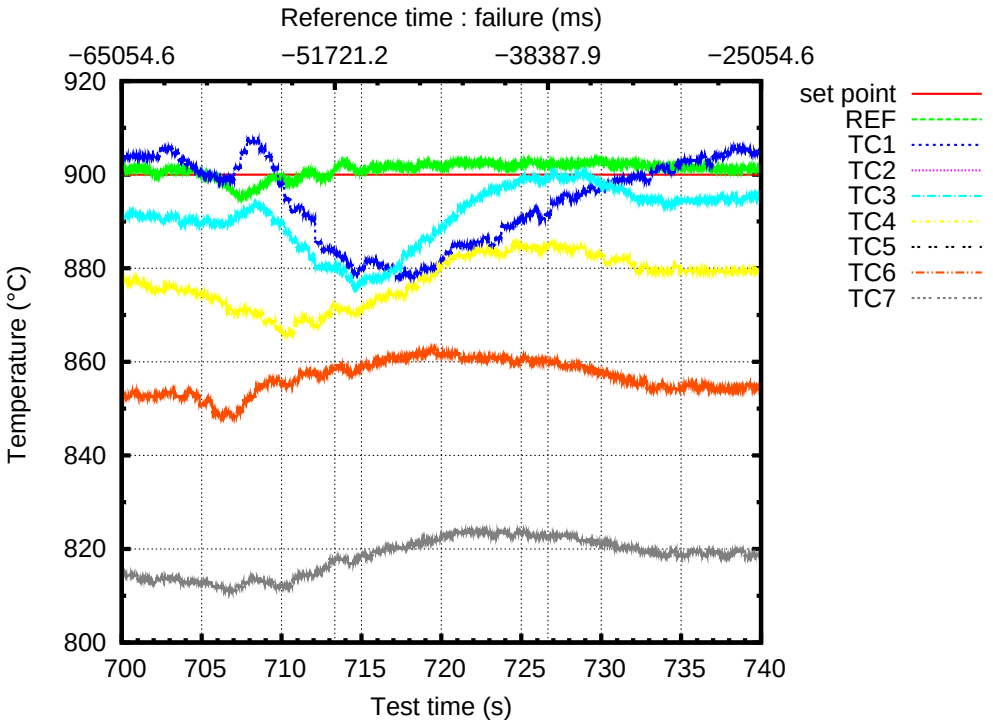


FIG. G.6: Mesure locale de la température pendant la dépressurisation

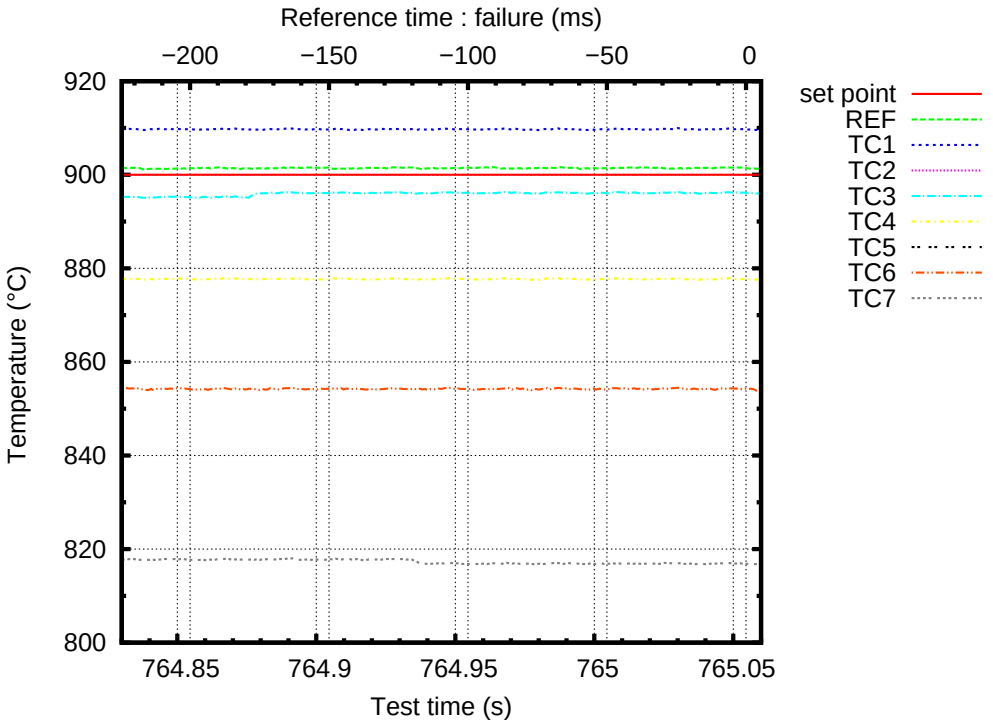


FIG. G.7: Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure

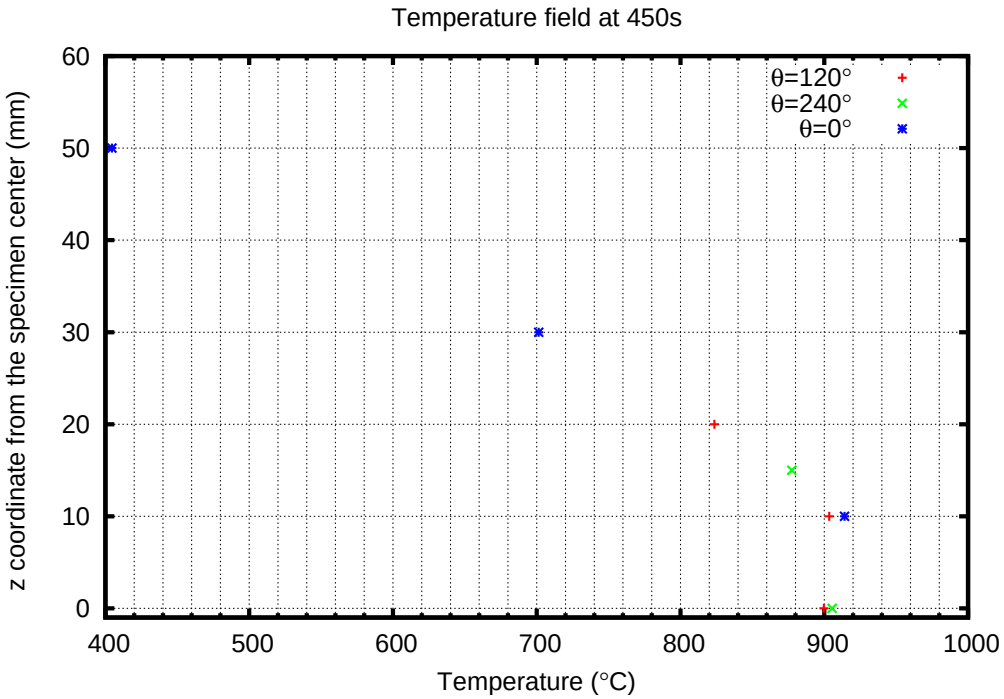


FIG. G.8: Distribution de température au début du chargement mécanique

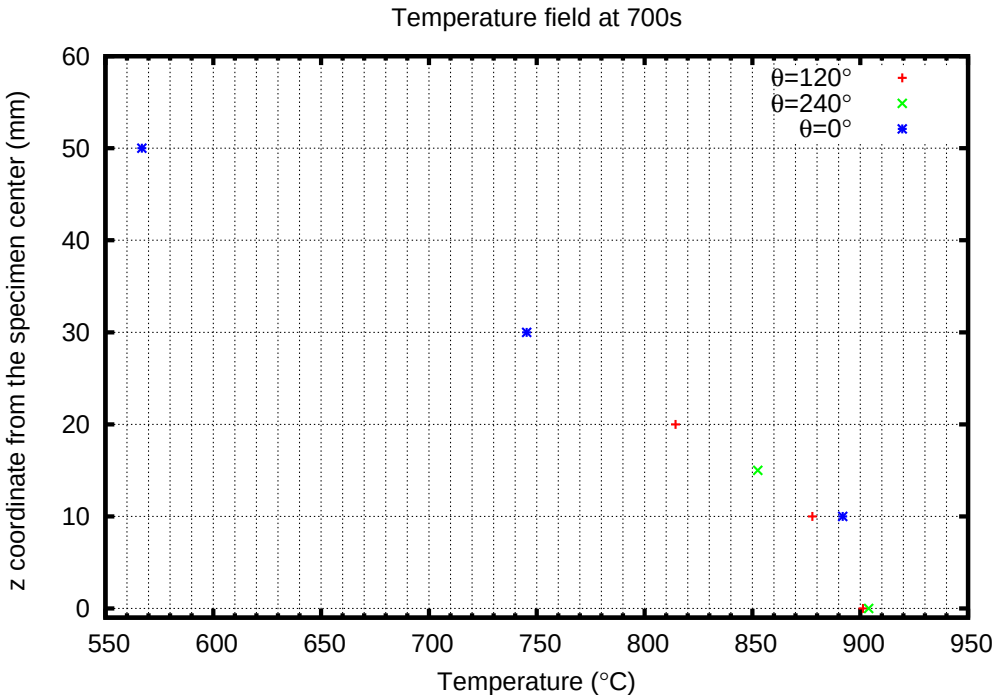


FIG. G.9: Distribution de température au moment de la dépressurisation

G.4 Chargement mécanique

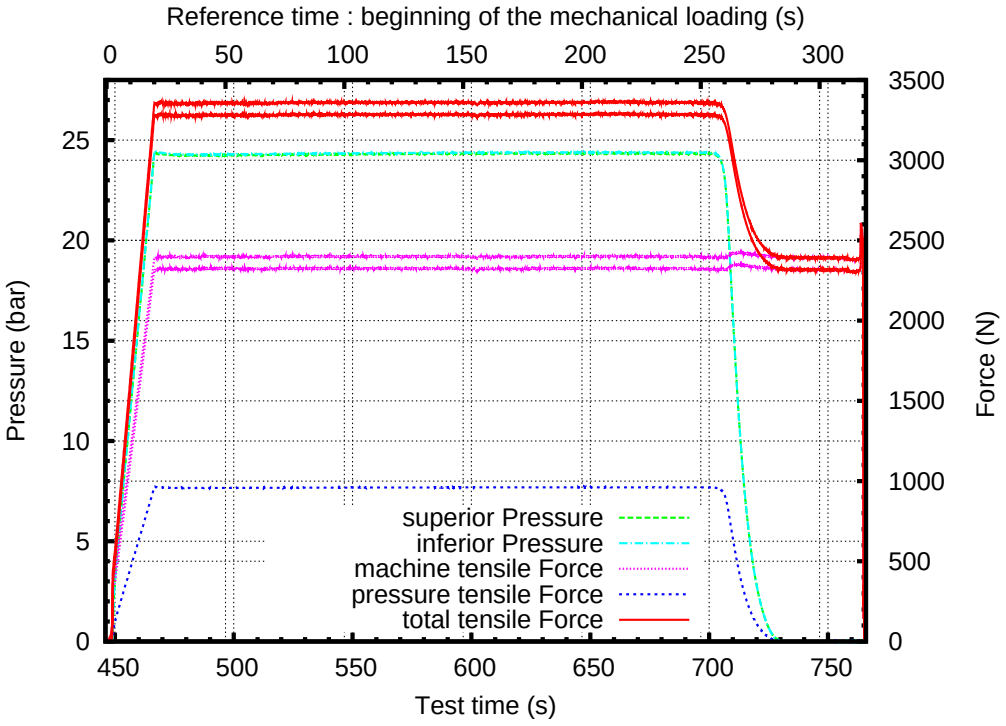


FIG. G.10: Effort et pression pendant le chargement mécanique

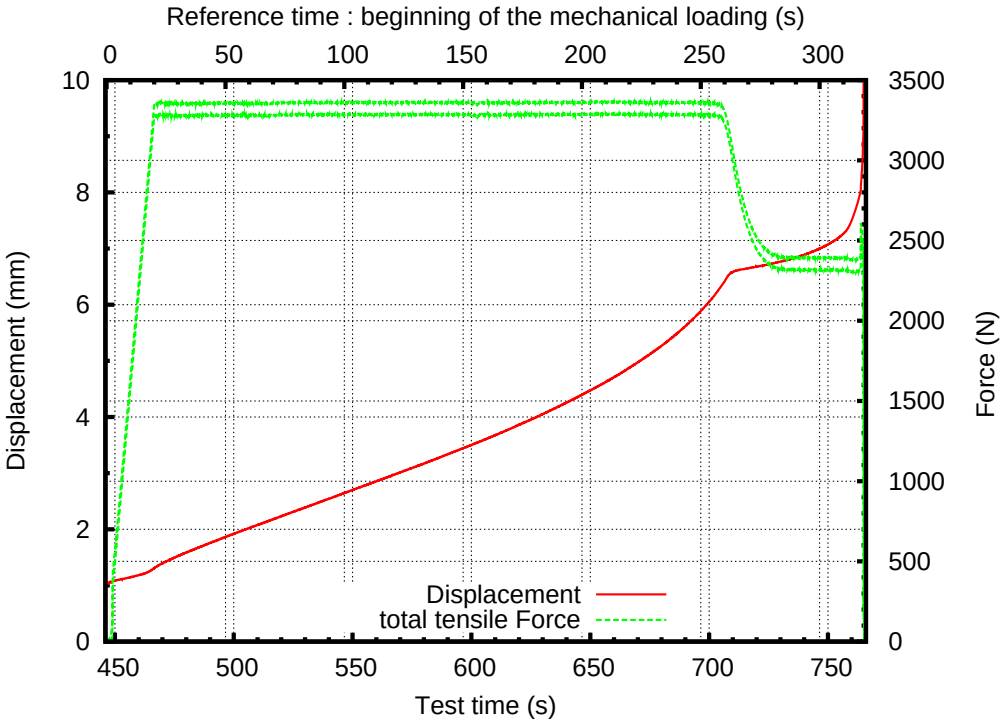


FIG. G.11: Effort et déplacement pendant le chargement mécanique

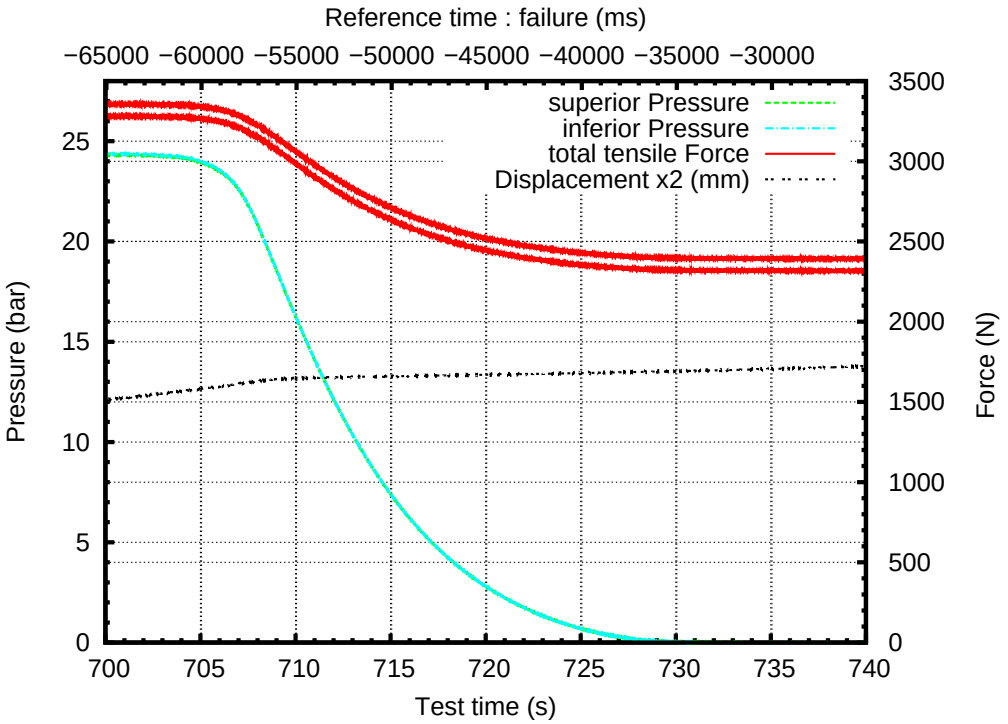


FIG. G.12: Effort et pression pendant la dépressurisation

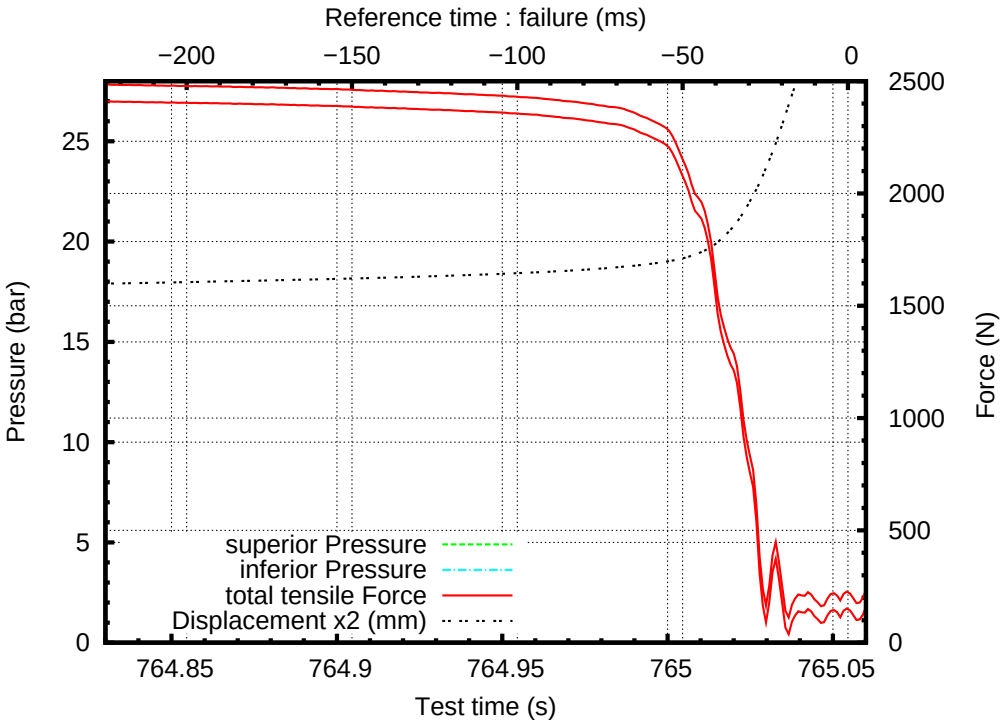


FIG. G.13: Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure

G.5 Contraintes

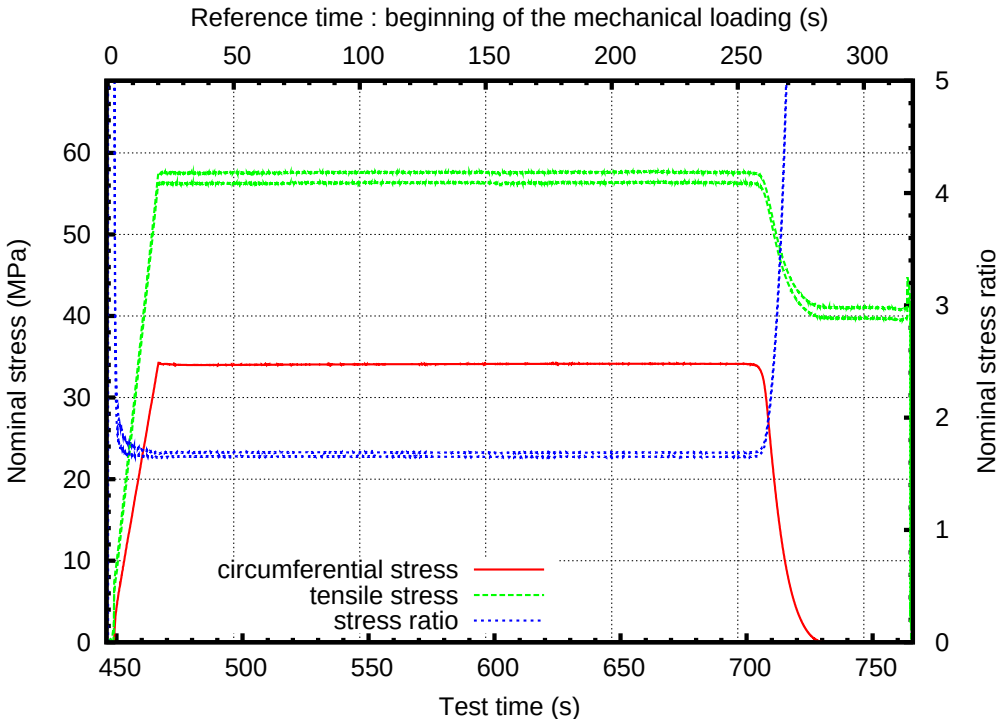


FIG. G.14: Contraintes nominales pendant le chargement mécanique

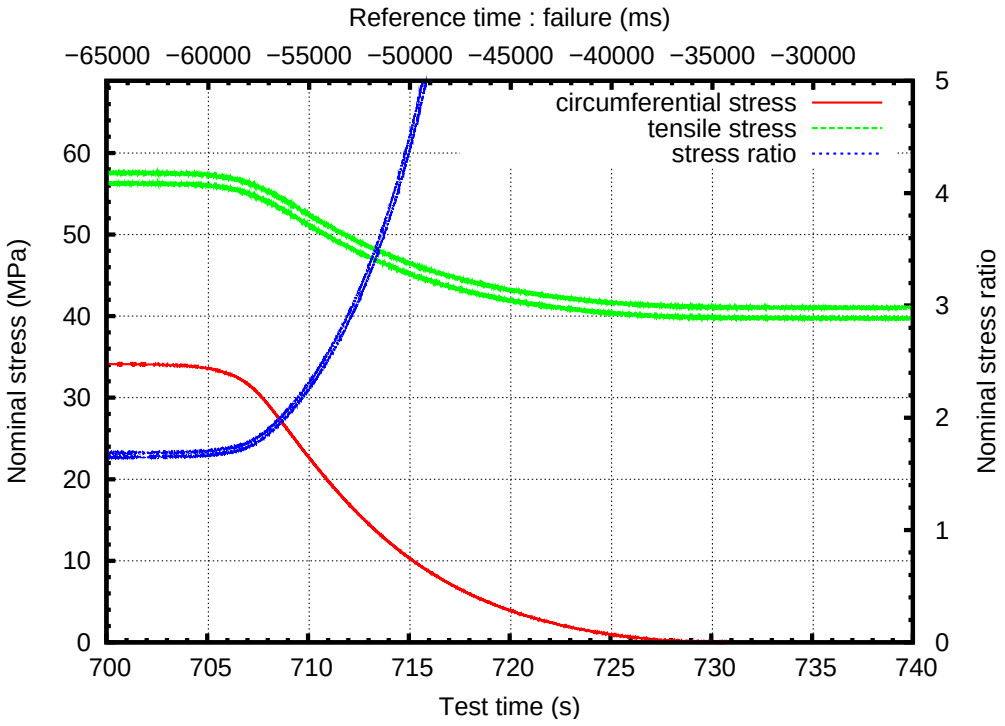


FIG. G.15: Contraintes nominales pendant le dépressurisation

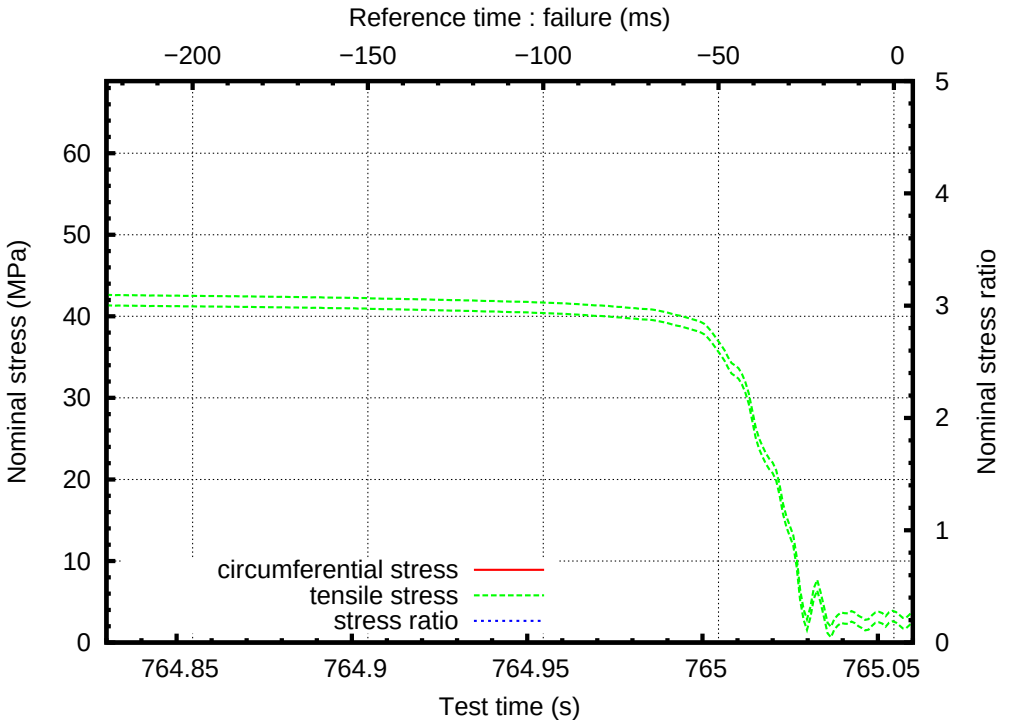


FIG. G.16: Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure

G.6 Propagation circonférentielle de fissure

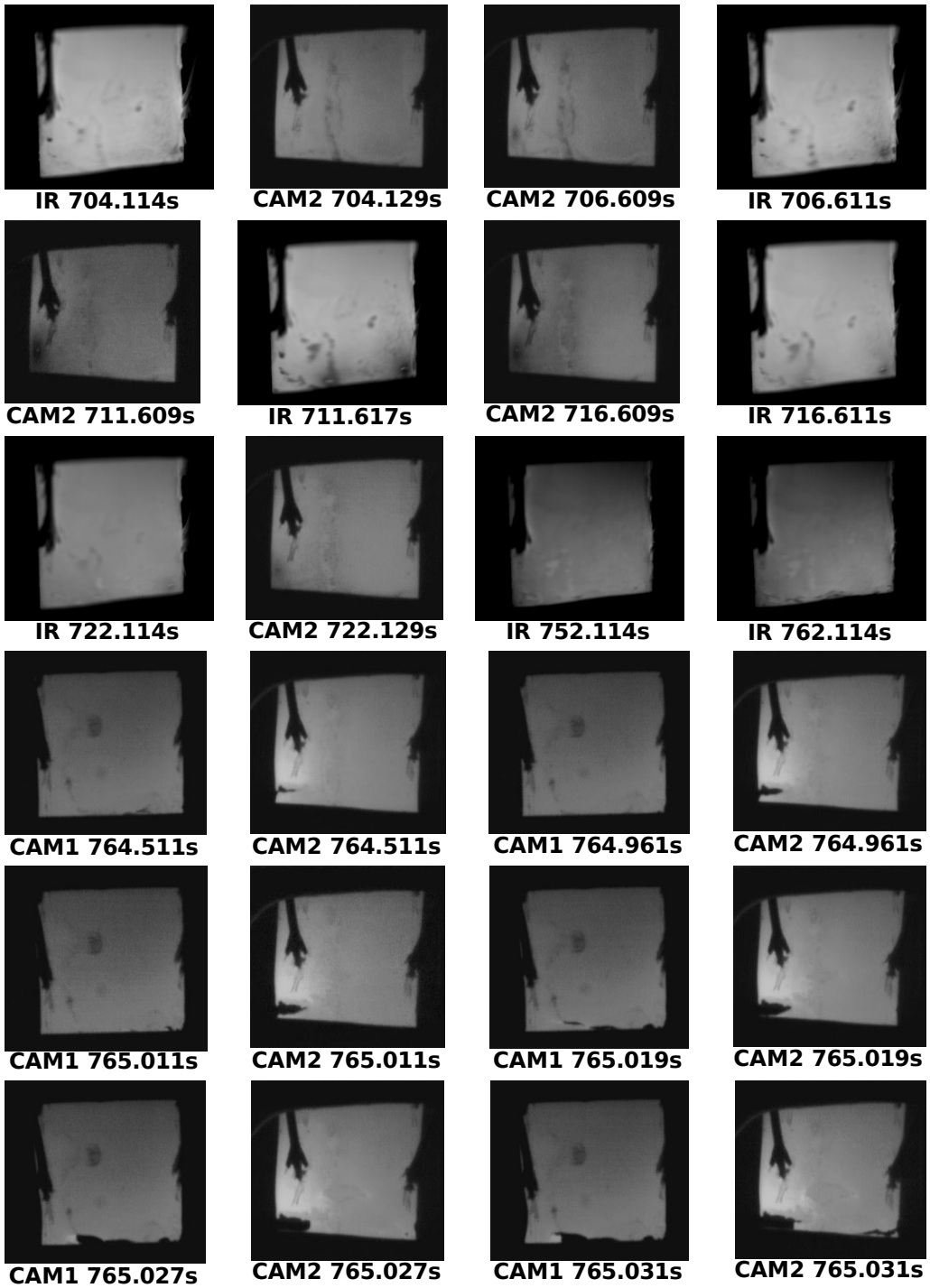


FIG. G.17: Images de la propagation de fissure

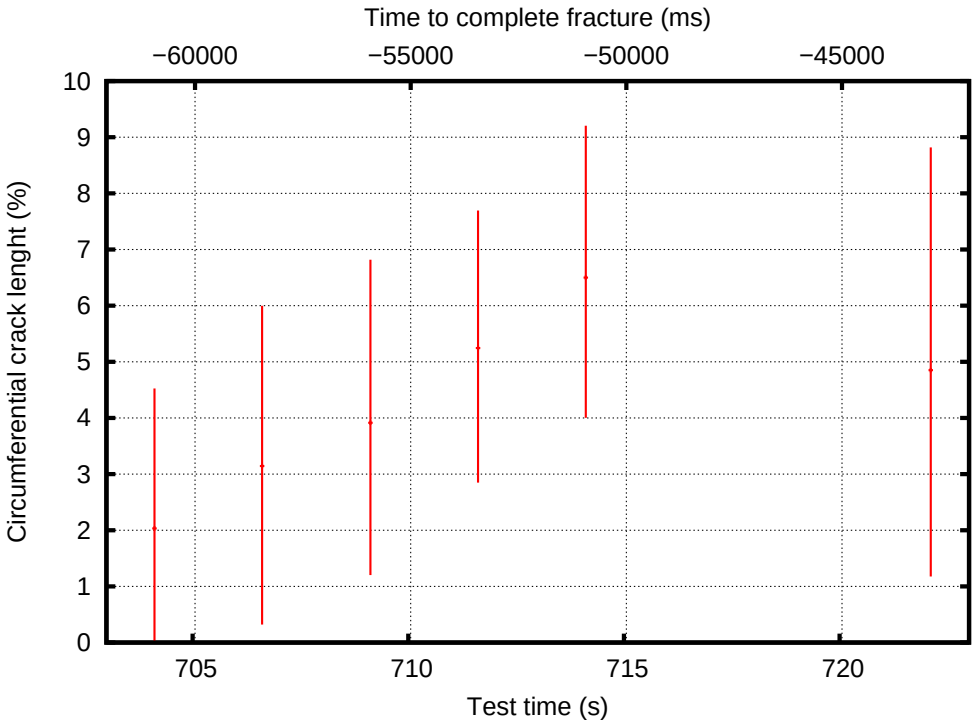


FIG. G.18: Propagation circonférentielle pendant la dépressurisation

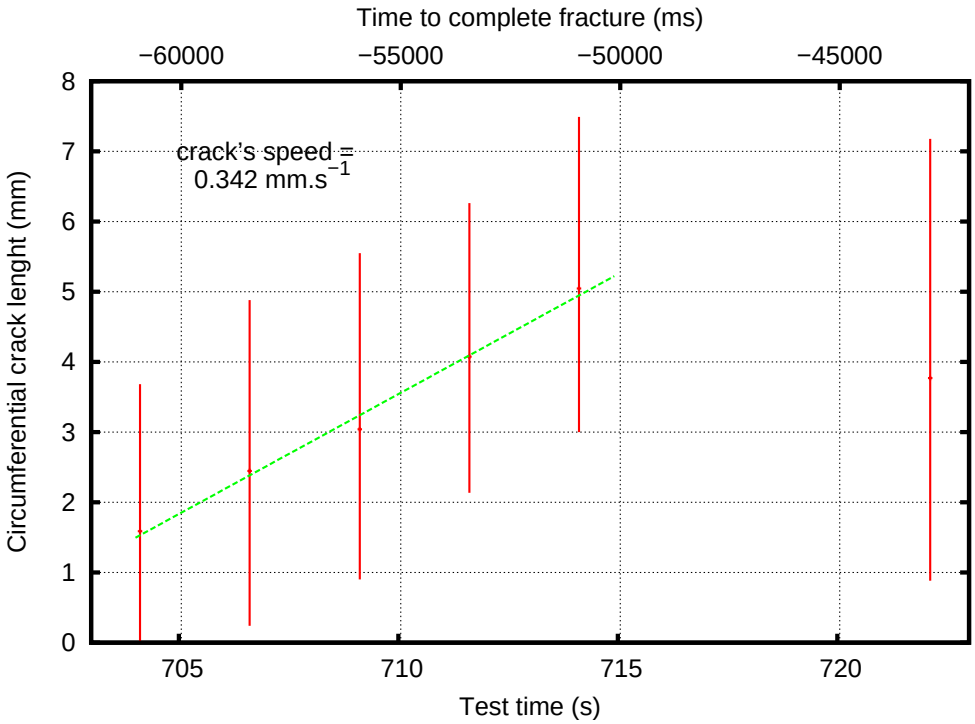


FIG. G.19: Propagation circonférentielle pendant la dépressurisation

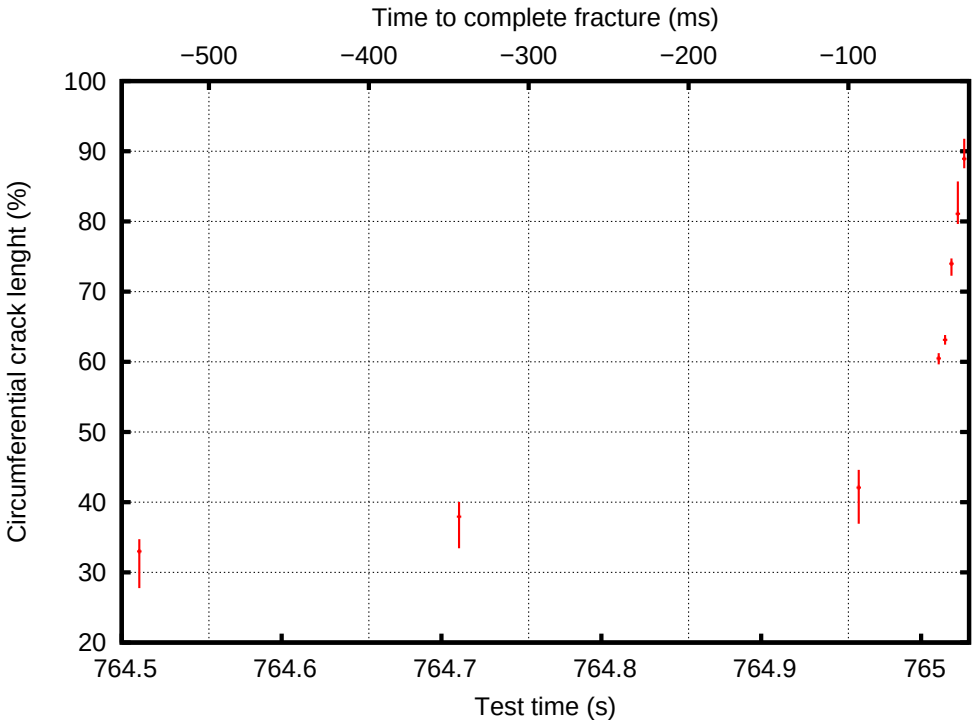


FIG. G.20: Propagation circonférentielle finale

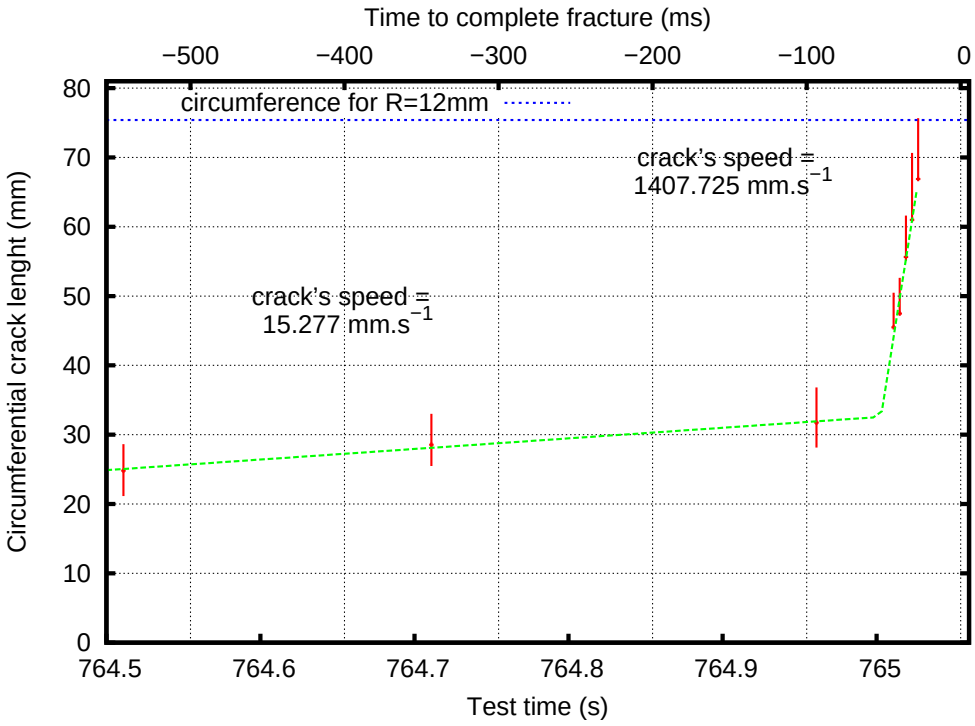


FIG. G.21: Propagation circonférentielle finale

G.7 Loi de dépressurisation

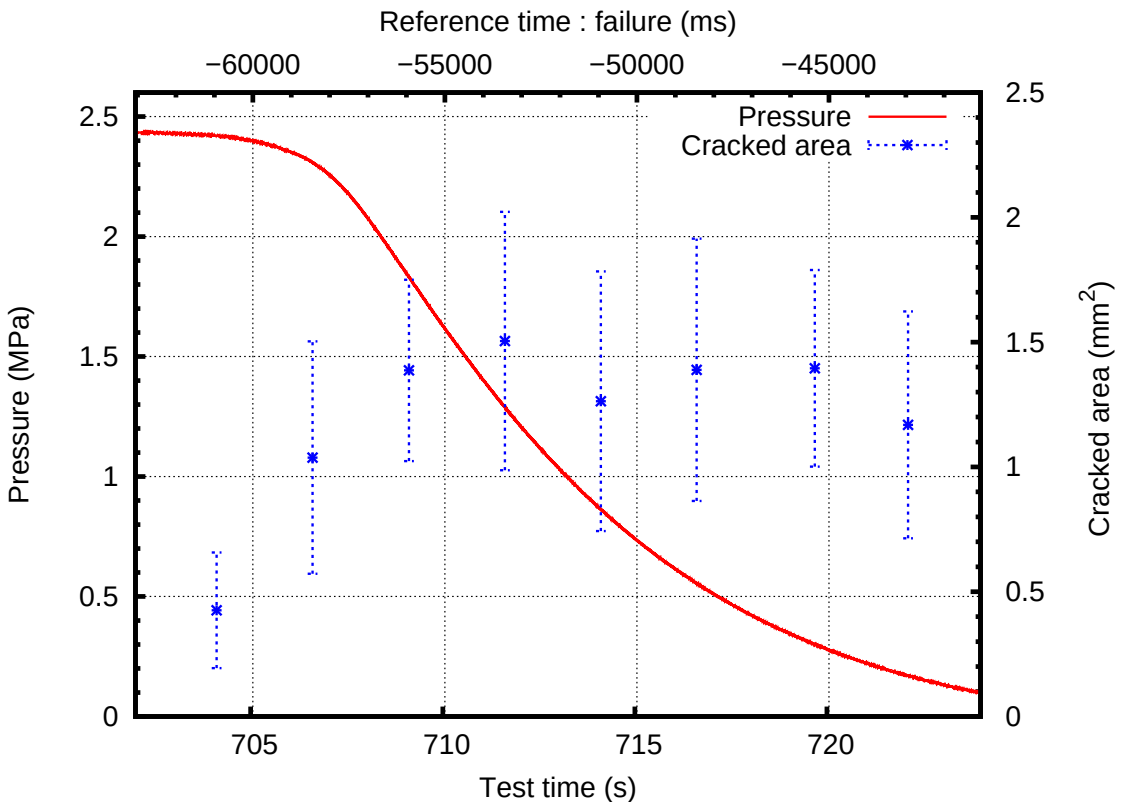


FIG. G.22: Loi de dépressurisation

G.8 Planéité de la trajectoire de la fissure

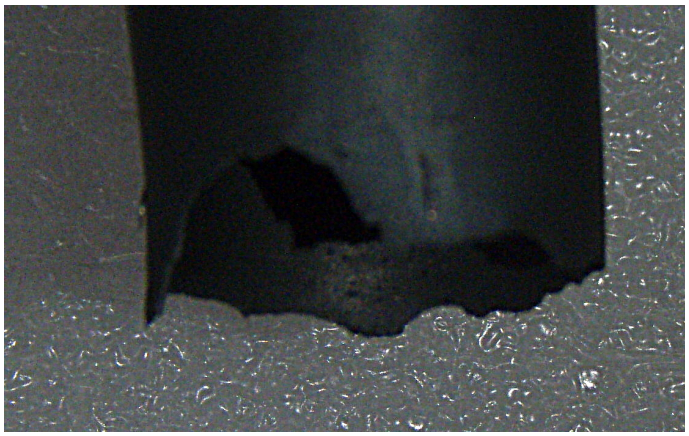


FIG. G.23: Planéité de la trajectoire de la fissure

G.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation

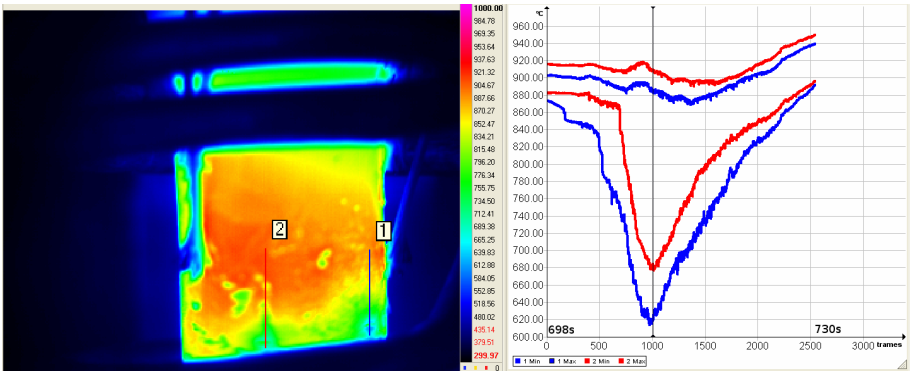


FIG. G.24: Valeurs minimale et maximale de la température mesurées sur un profil coupant la fissure en fonction du temps

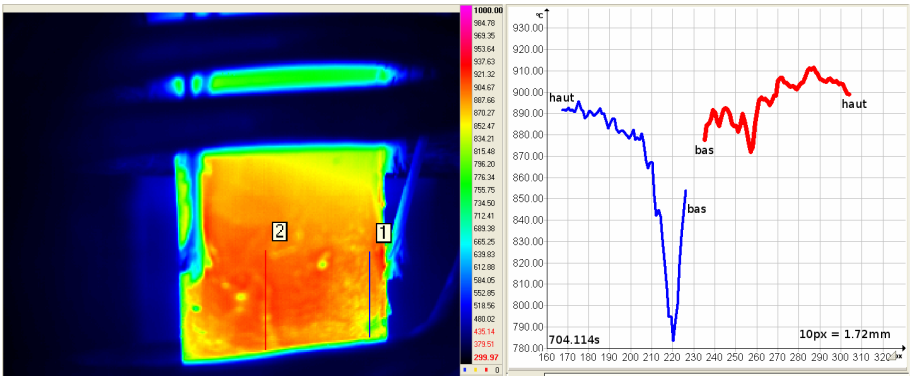


FIG. G.25: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

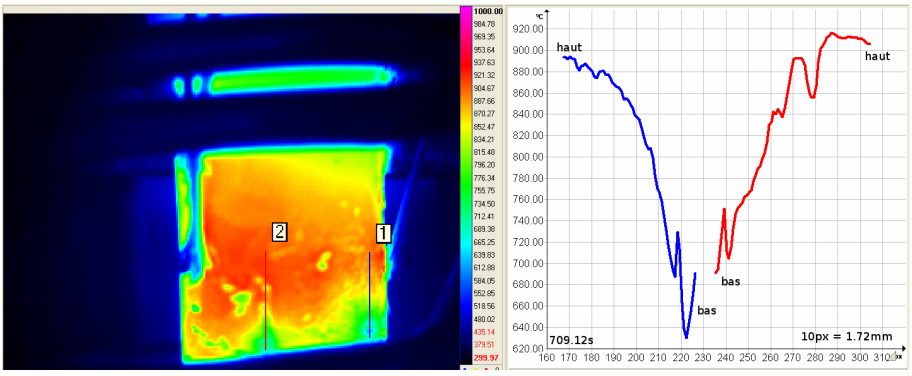


FIG. G.26: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

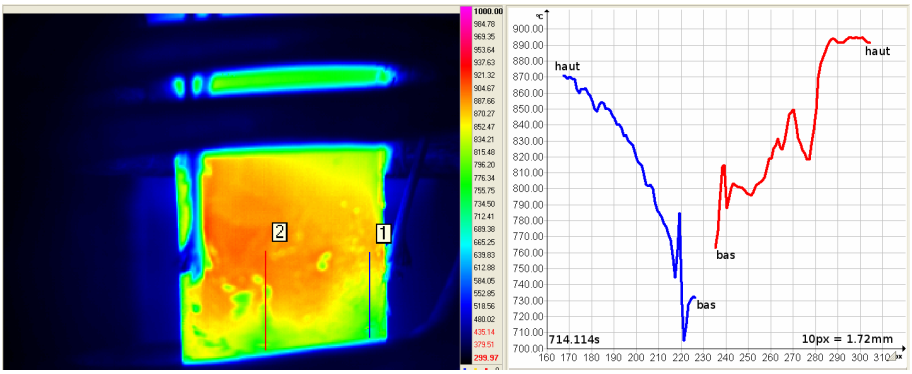


FIG. G.27: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

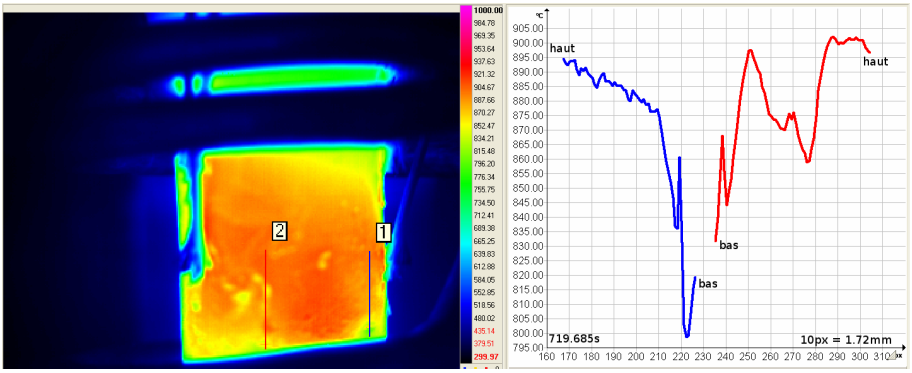


FIG. G.28: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

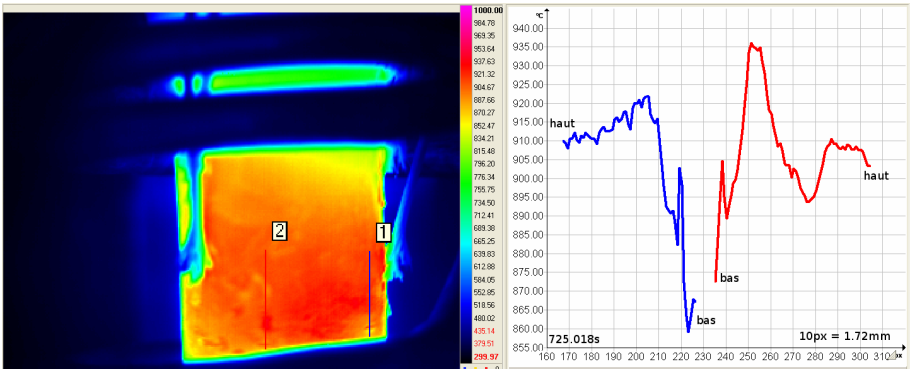


FIG. G.29: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

G.10 Images de microscopie électronique à balayage

G.10.1 Détermination approximative de l'épaisseur résiduelle

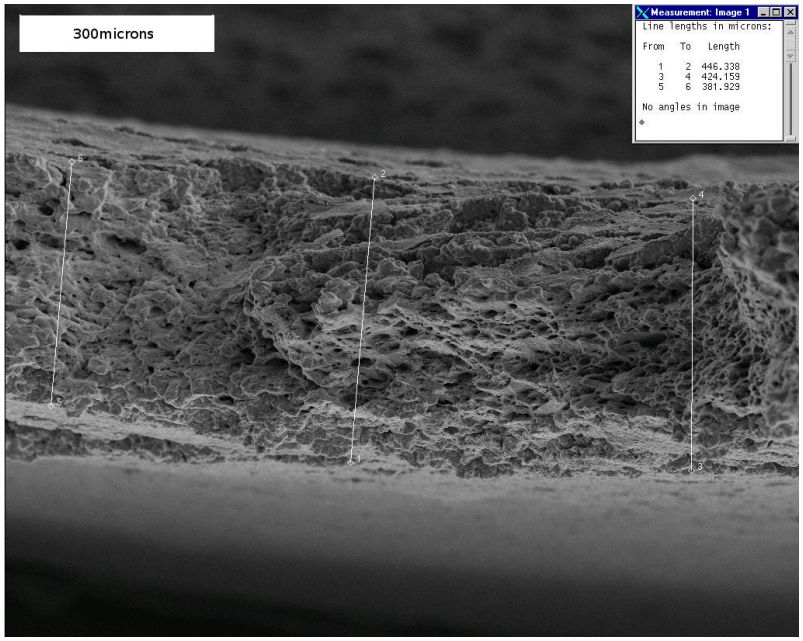


FIG. G.30: Vue de dessus

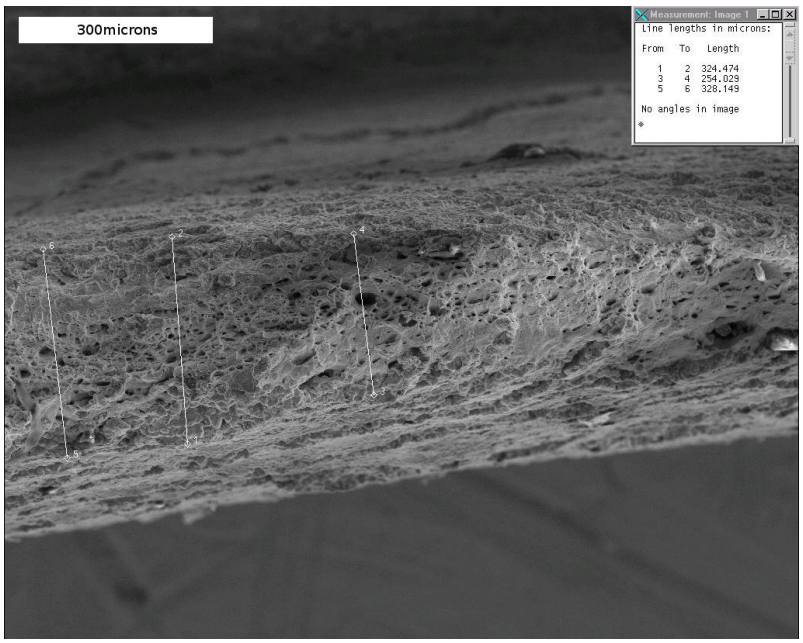


FIG. G.31: Vue de dessus

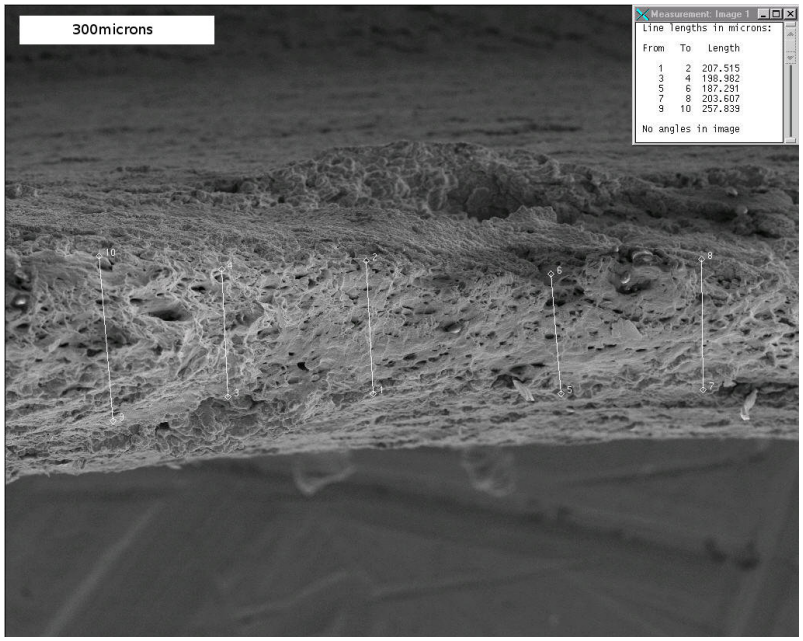


FIG. G.32: Vue de dessus

G.10.2 Faciès de rupture

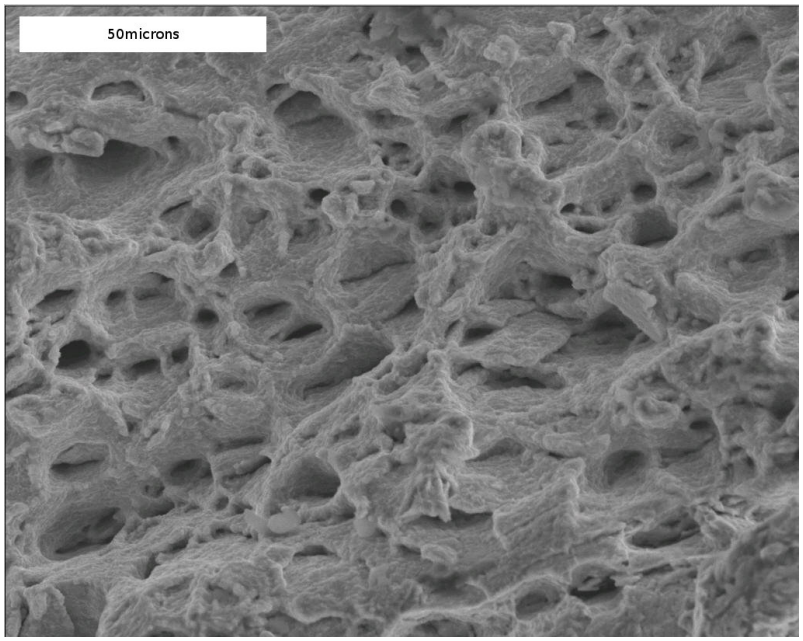


FIG. G.33: Faciès de rupture : vue de dessus

G.10.3 Paroi interne de l'éprouvette

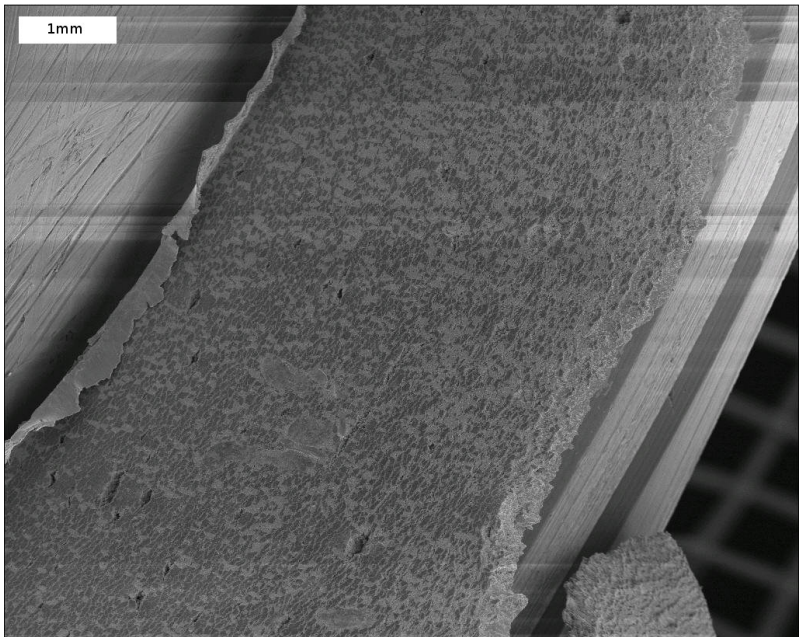


FIG. G.34: Paroi interne : vue de côté

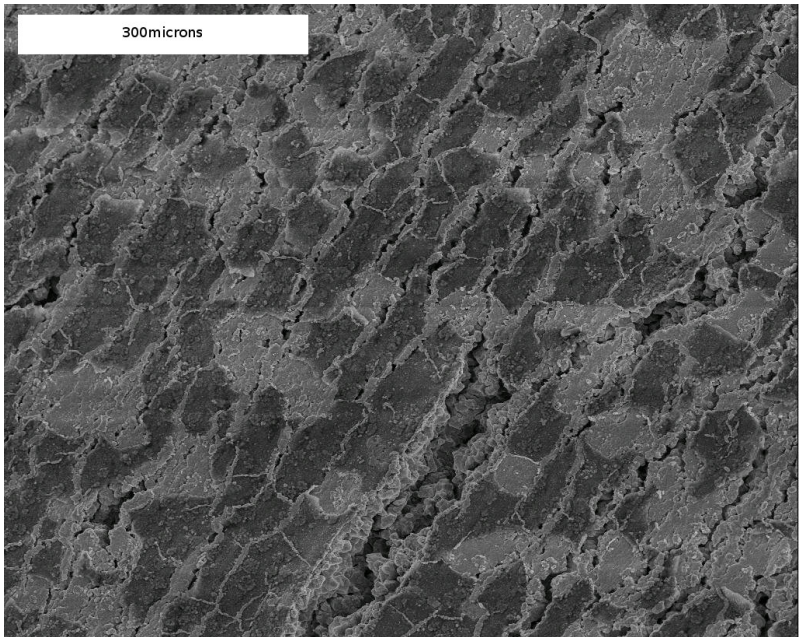


FIG. G.35: Paroi interne : vue de côté loin de la rupture

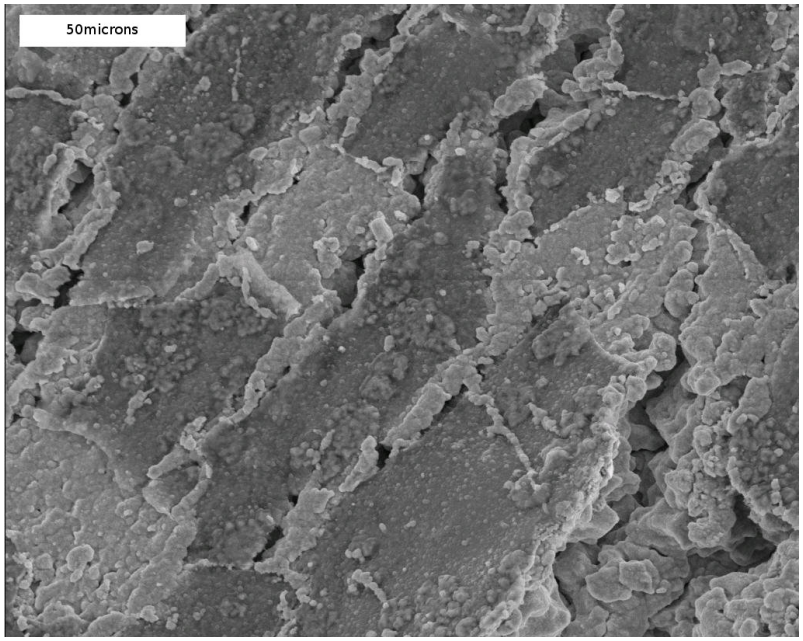


FIG. G.36: Paroi interne : vue de côté loin de la rupture

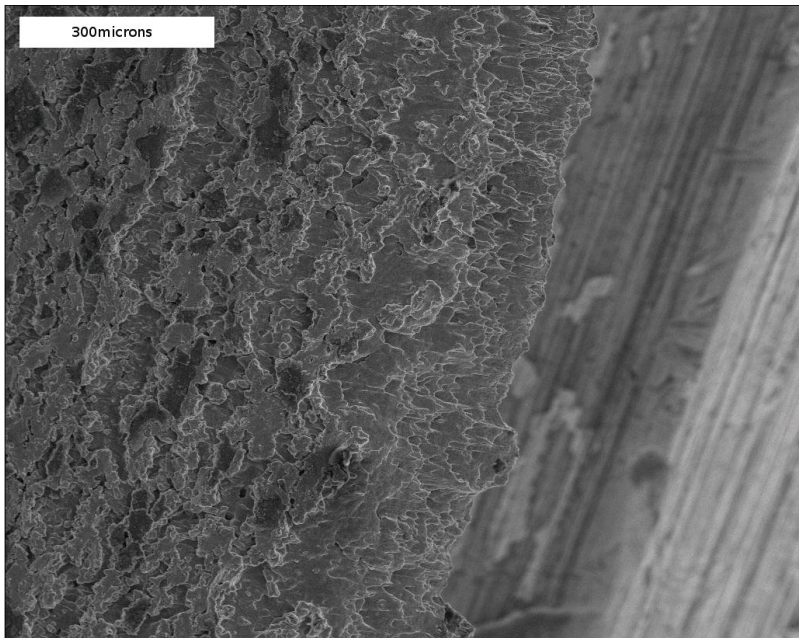


FIG. G.37: Paroi interne : vue de côté au niveau de la fracture process zone

Annexe H

Éprouvette M, Ruptther, 1000°C

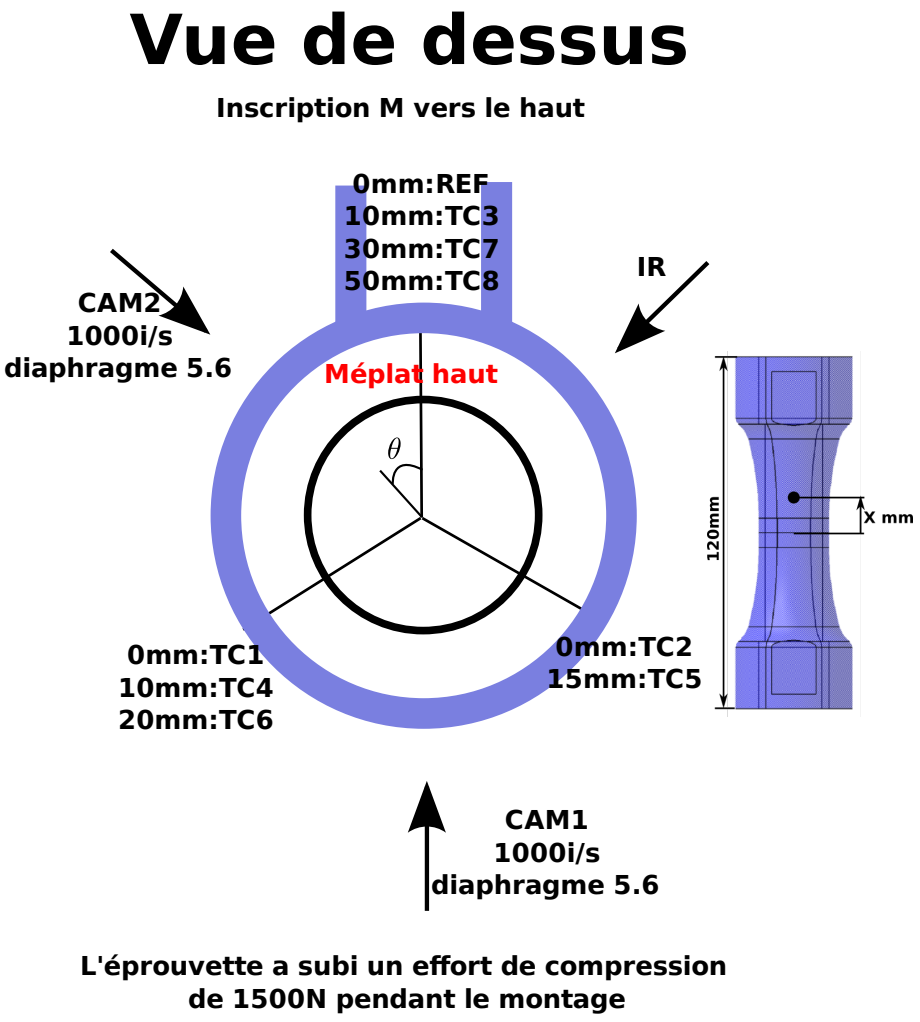


FIG. H.1: Disposition

H.1 Résumé

Initiation : L'initiation de la fissure s'est déroulée du côté de la caméra infrarouge, elle a aussi été observée par la caméra 2. Visuellement, elle est apparue entre $t_1 = 541.978s$ et $t_1 = 542.114s$ ($t_1 = 542.114s \equiv t_2 = 53.119s$, $t_3 = -180ms$) pour un déplacement du vérin de 7.42mm.

Description sommaire : La fissuration était globalement coplanaire avec quelques ondulations. Le décallotage complet de l'éprouvette a été causé par l'initiation et la réunion de multiples fissures qui ont initié dans des plans axialement assez proches. La vitesse circonférentielle moyenne vaut $\bar{V}_{R=12mm} \simeq 420mm.s^{-1}$.

La rigidité globale de l'éprouvette s'est maintenue jusqu'à $t_3 \simeq -30ms$, signe d'une propagation stable de la fissure. A partir de $t_3 \simeq -30ms$ ($\frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta\theta}} \simeq 1.8$ au lieu de 1.65), l'effort et la pression ont chuté brutalement, la fissuration est devenue instable.

Le déplacement du vérin a atteint 10.58mm au moment du décallotage.

Observations issues des caméras : Trois régimes de vitesse ont pu être calculés pour cet essai.
Jusqu'à une longueur de fissure atteignant 10% ($t_3 \simeq -100ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse de propagation est de l'ordre de $31mm.s^{-1}$.
Pour une longueur de fissure allant de 20 ($t_3 \simeq -75ms$) à 30% ($t_3 \simeq -40ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse de propagation de fissure est de l'ordre de $210mm.s^{-1}$.
De 35% ($t_3 \simeq -25ms$) à 90% ($t_3 \simeq -3ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse est de l'ordre de $2m.s^{-1}$.

Le refroidissement des lèvres de la fissure mesuré par la caméra infrarouge vaut environ 40°C lors de la dépressurisation.

H.2 Métrologie

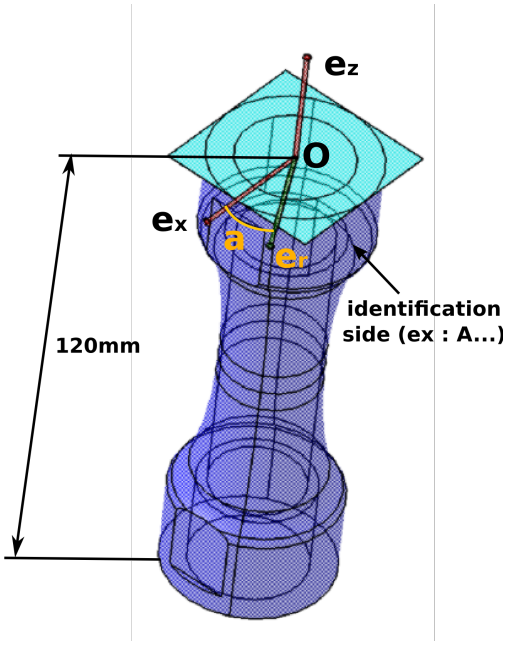


FIG. H.2: Repère de métrologie

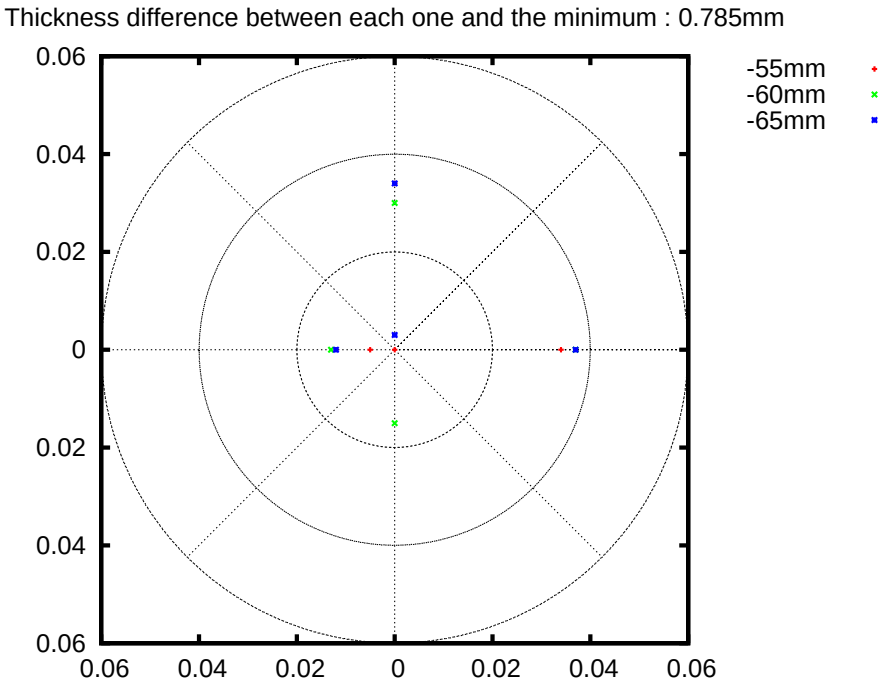


FIG. H.3: Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale)

H.3 Chargement thermique

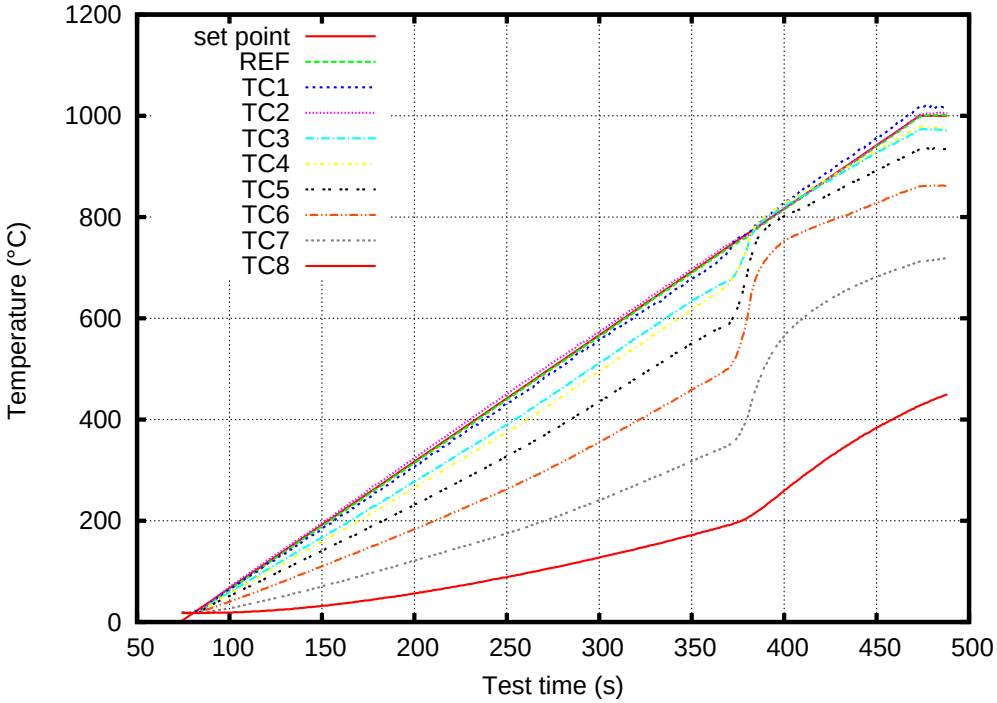


FIG. H.4: Montée en température

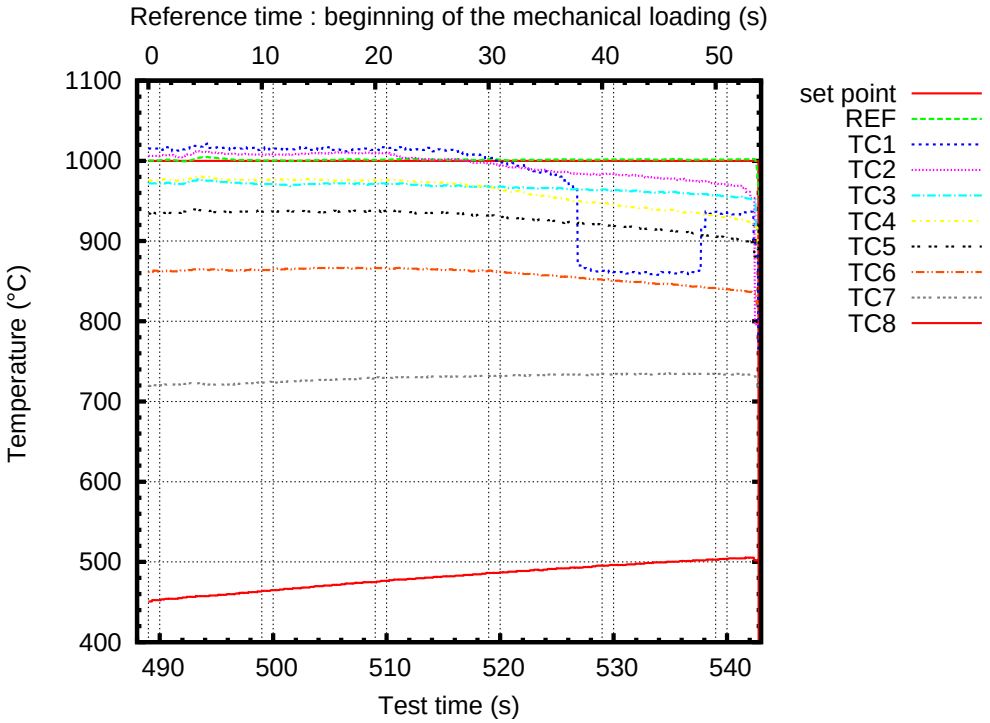


FIG. H.5: Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique

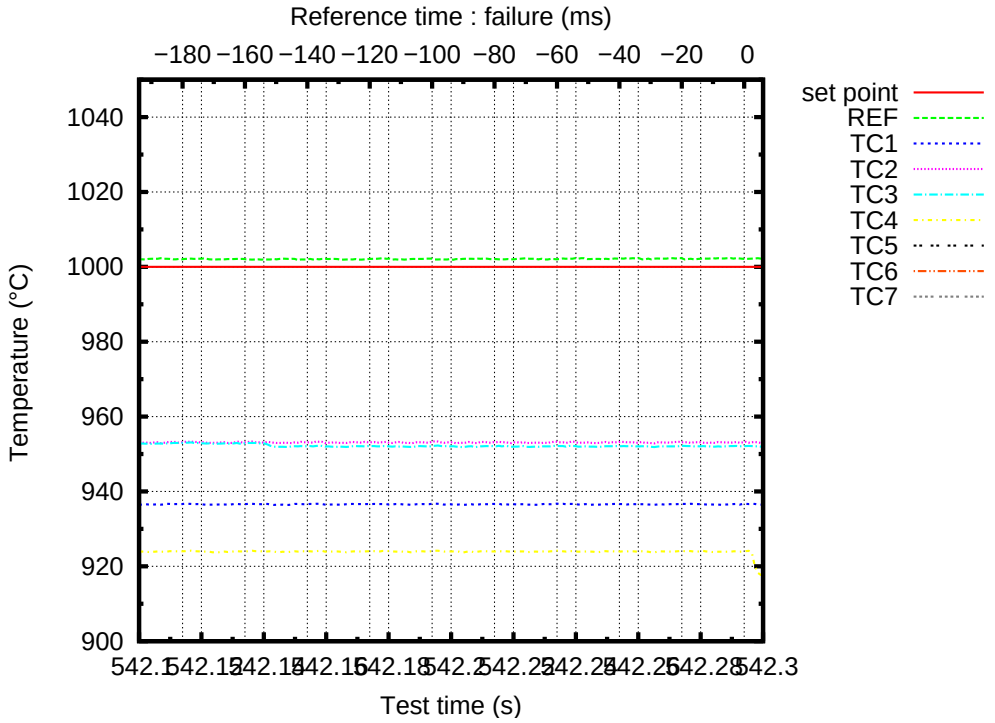


FIG. H.6: Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure

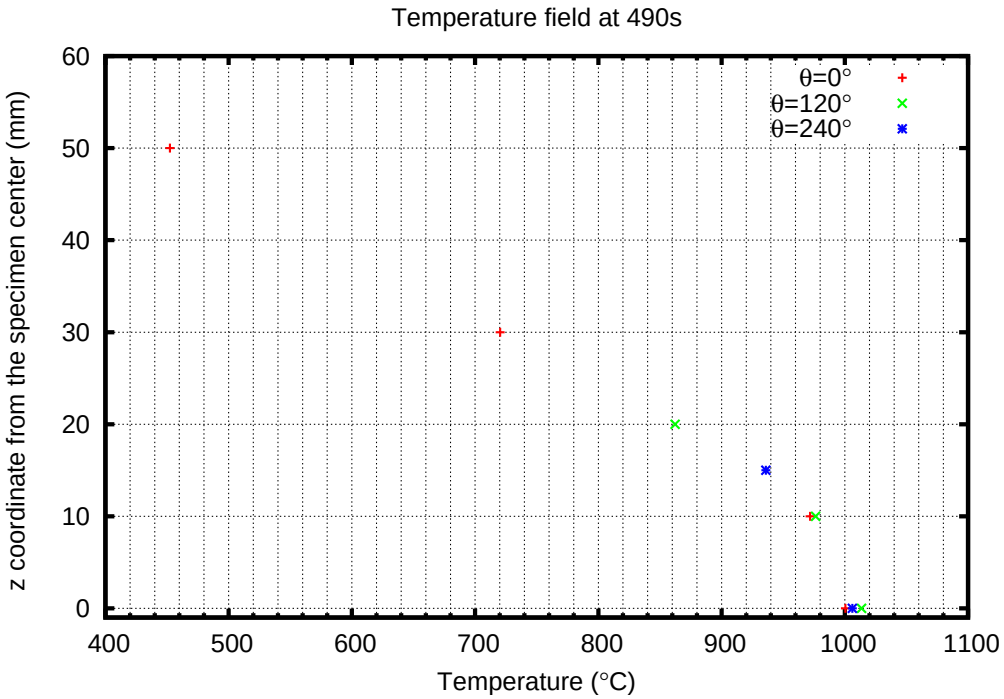


FIG. H.7: Distribution de température au début du chargement mécanique

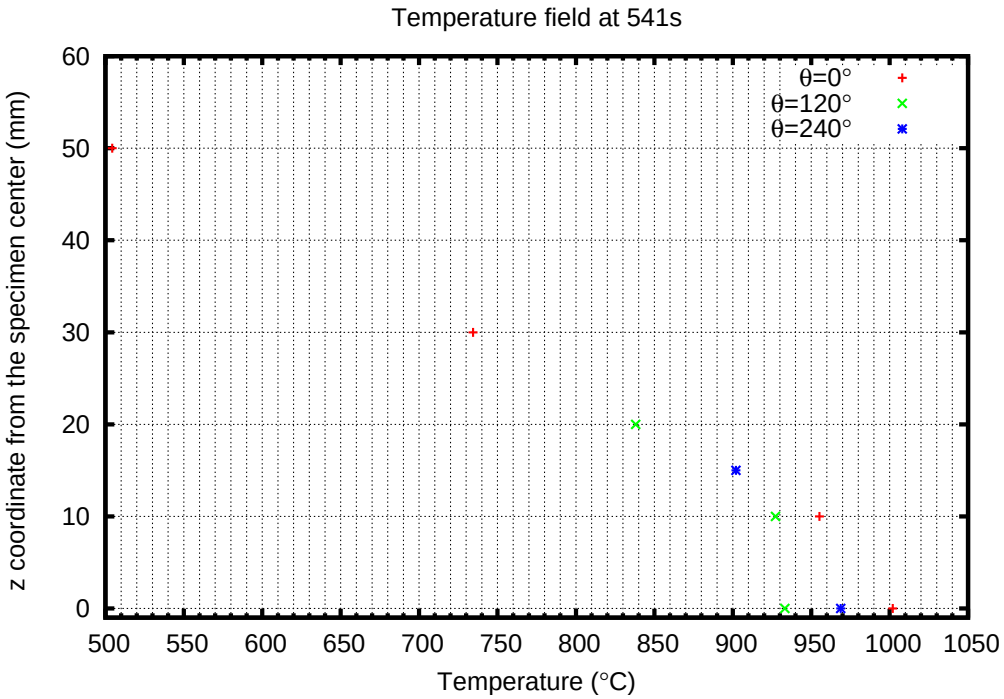


FIG. H.8: Distribution de température au moment de la dépressurisation

H.4 Chargement mécanique

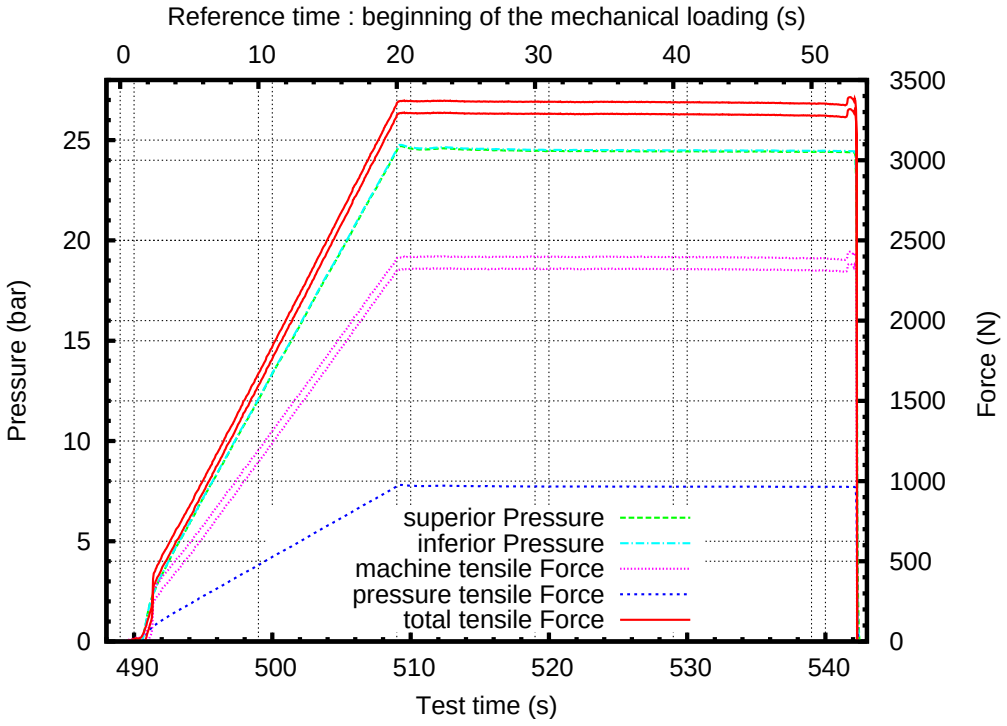


FIG. H.9: Effort et pression pendant le chargement mécanique

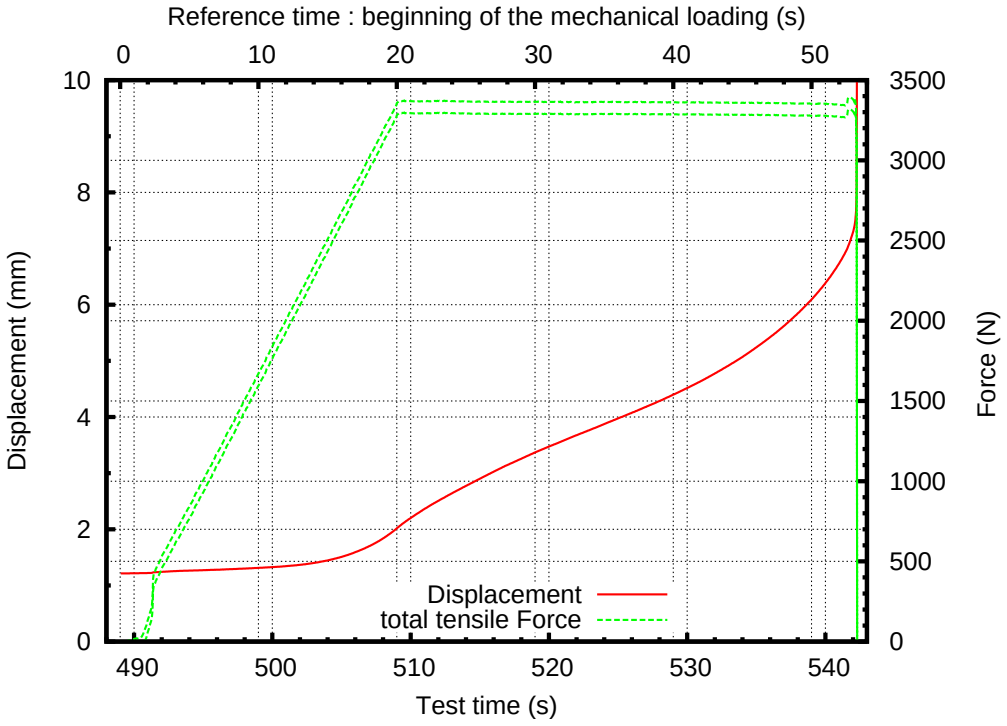


FIG. H.10: Effort et déplacement pendant le chargement mécanique

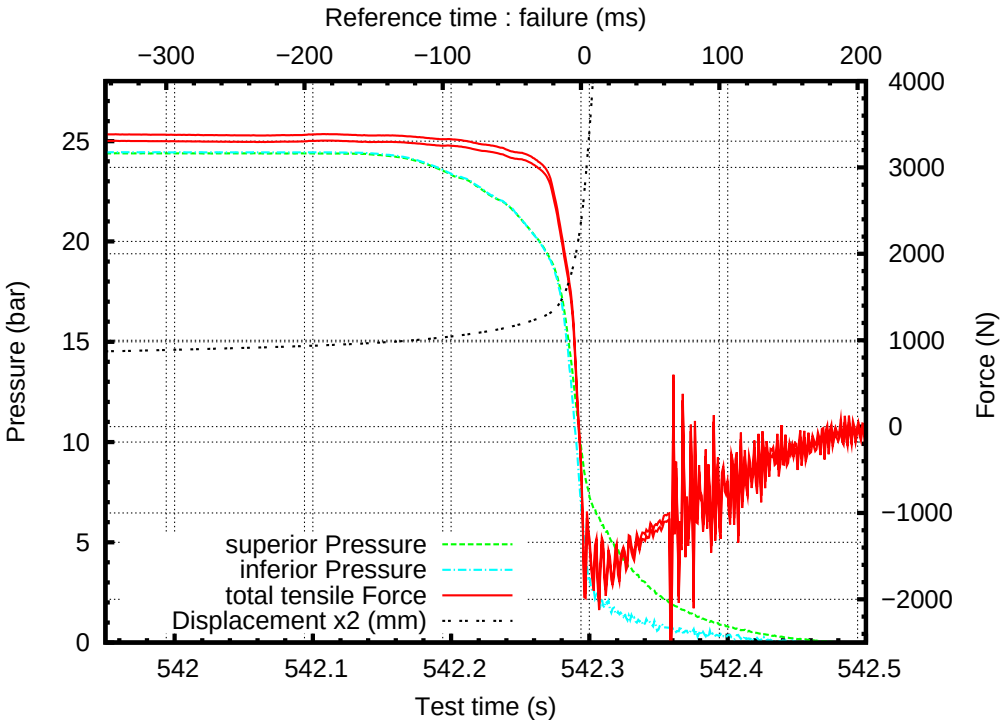


FIG. H.11: Effort et pression pendant la dépressurisation

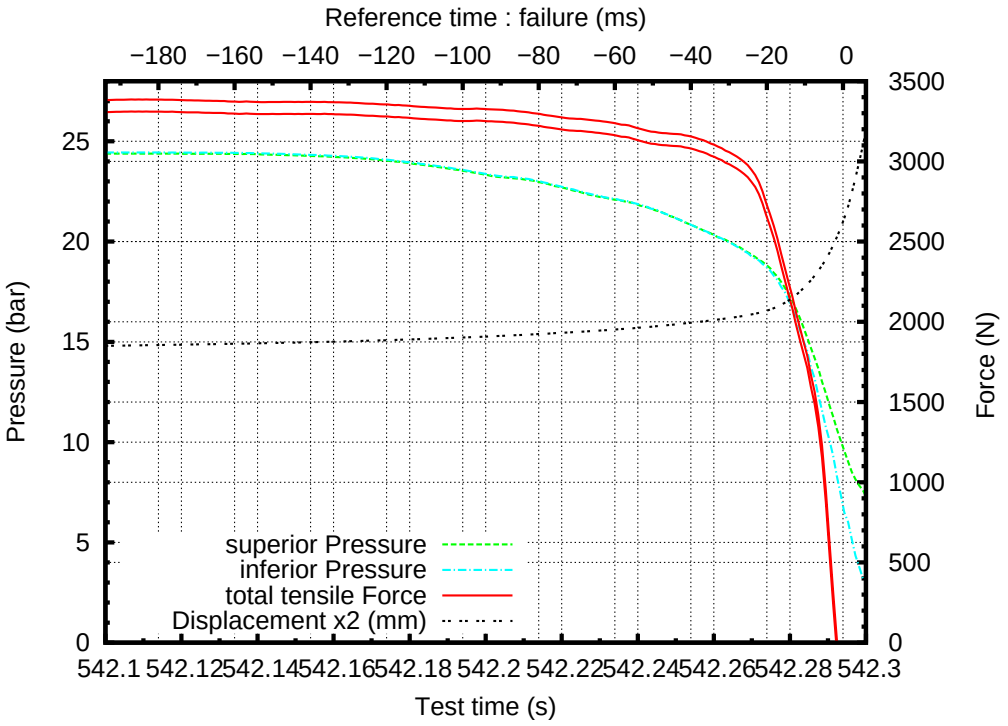


FIG. H.12: Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure

H.5 Contraintes

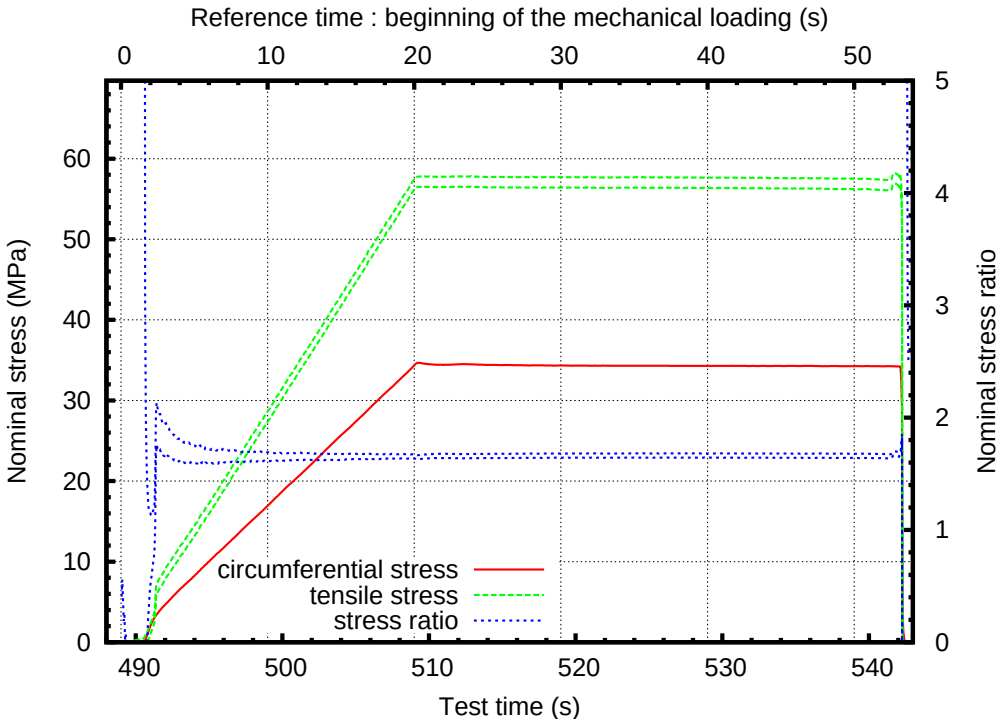


FIG. H.13: Contraintes nominales pendant le chargement mécanique

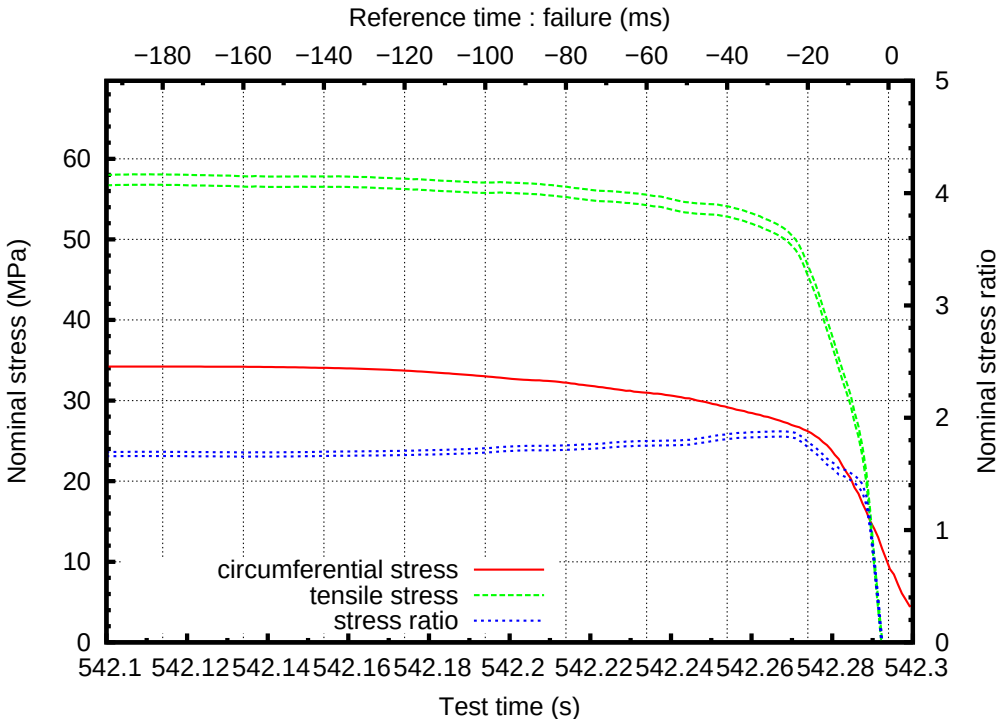


FIG. H.14: Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure

H.6 Propagation circonférentielle de fissure

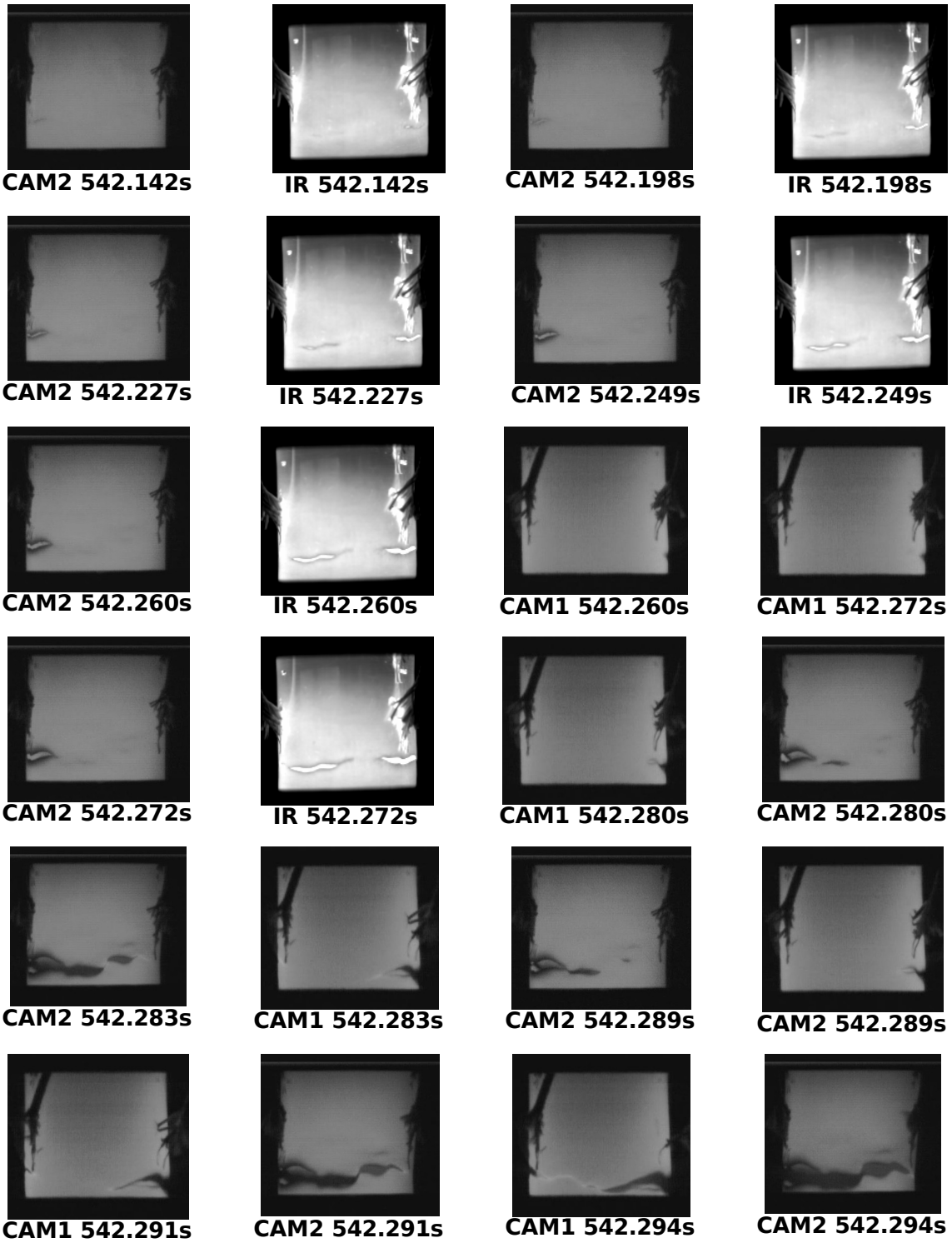


FIG. H.15: Images de la propagation de fissure

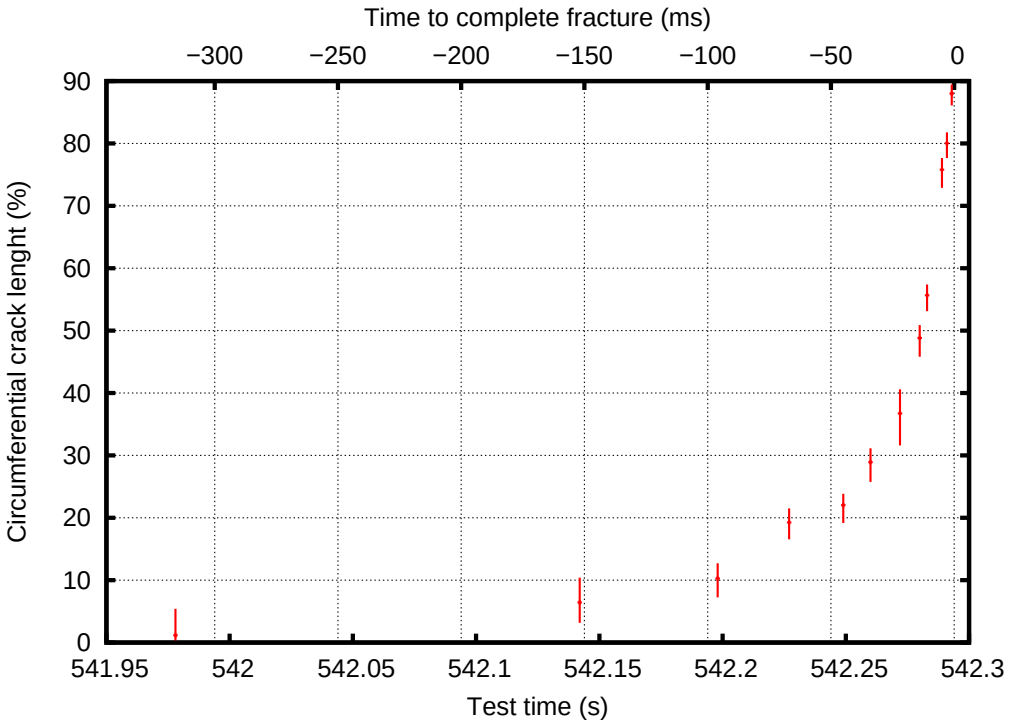


FIG. H.16: Propagation circonférentielle

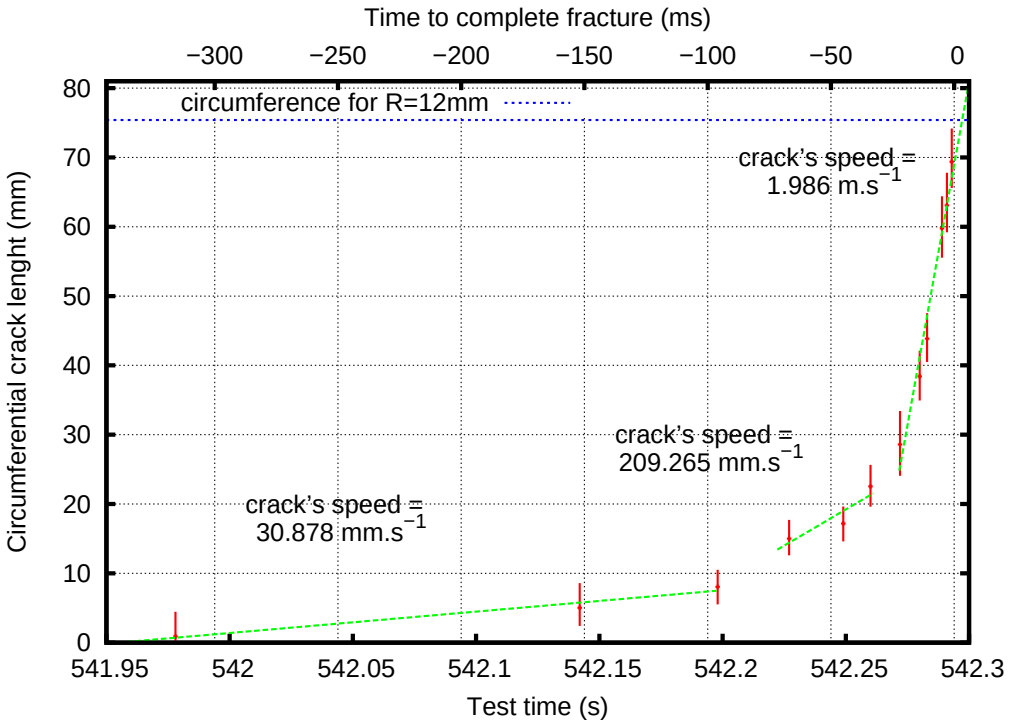


FIG. H.17: Propagation circonférentielle

H.7 Loi de dépressurisation

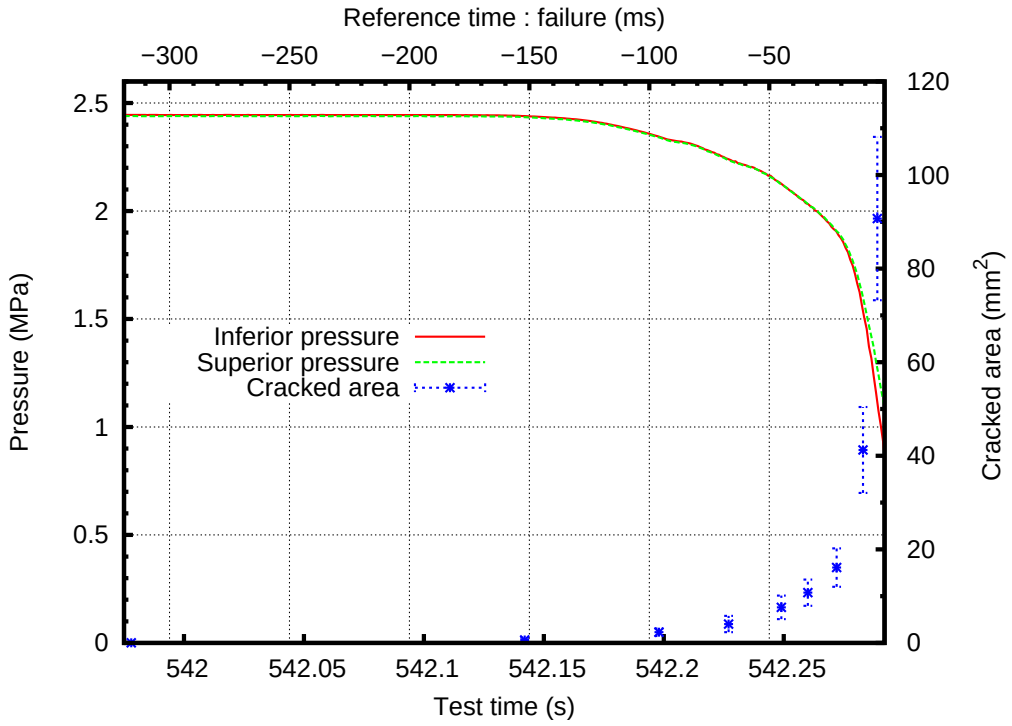


FIG. H.18: Loi de dépressurisation

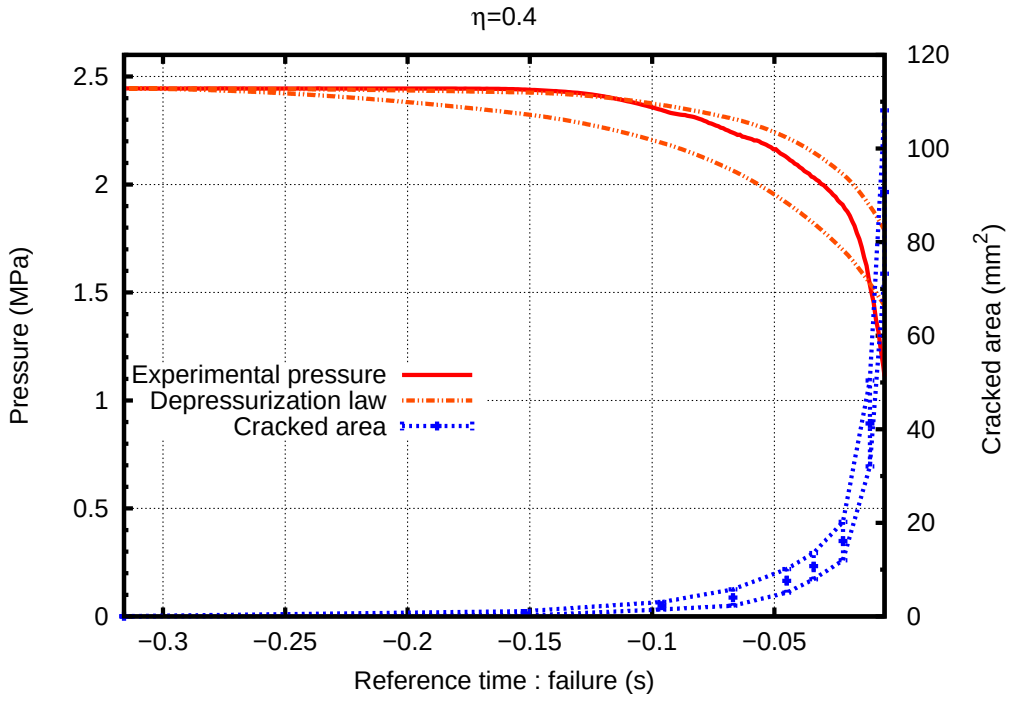


FIG. H.19: Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique)

H.8 Planéité de la trajectoire de la fissure

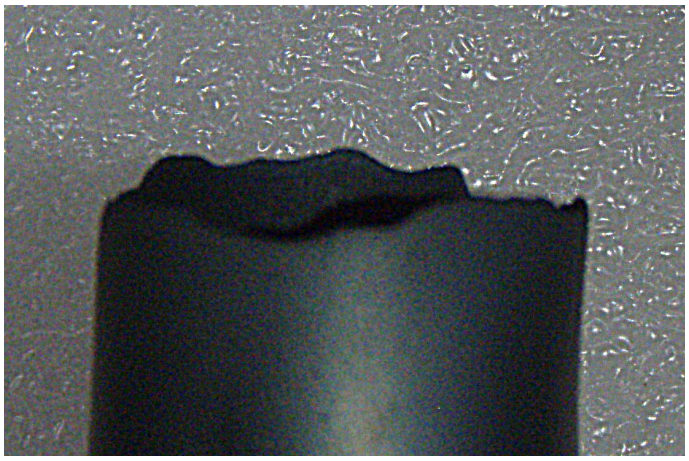


FIG. H.20: Planéité de la trajectoire de la fissure

H.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation

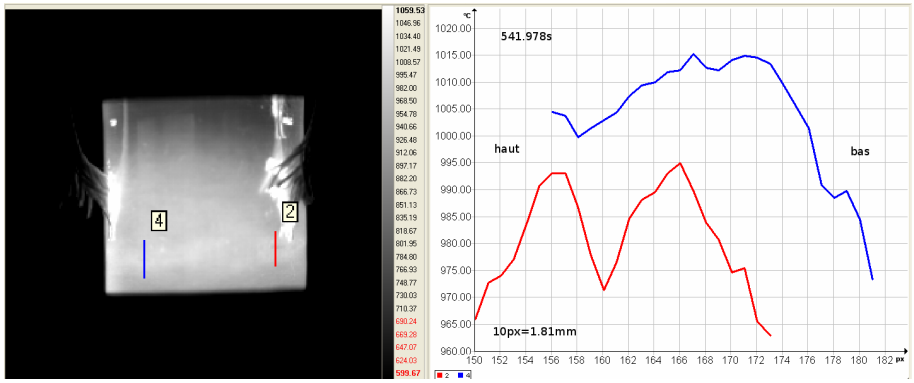


FIG. H.21: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

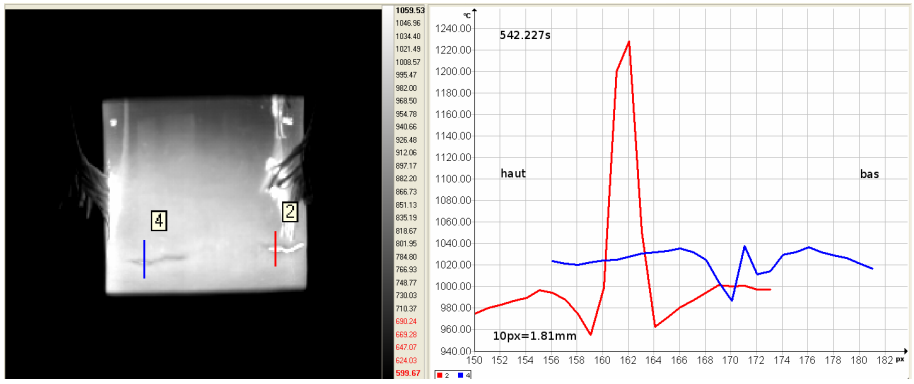


FIG. H.22: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

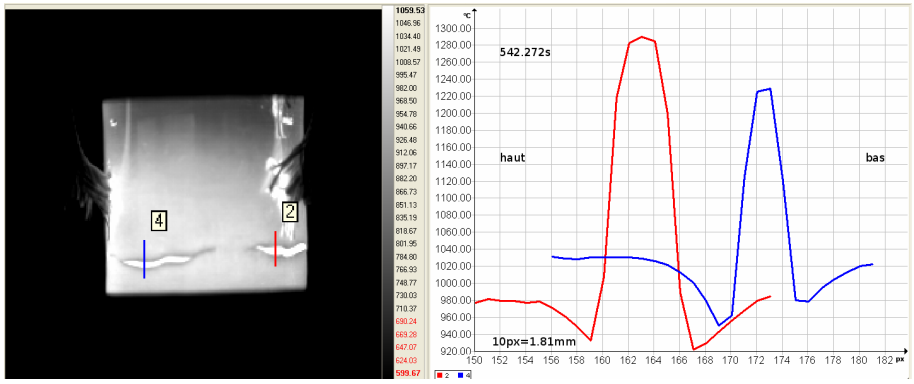


FIG. H.23: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

Annexe I

Éprouvette K, Ruptther, 1000°C

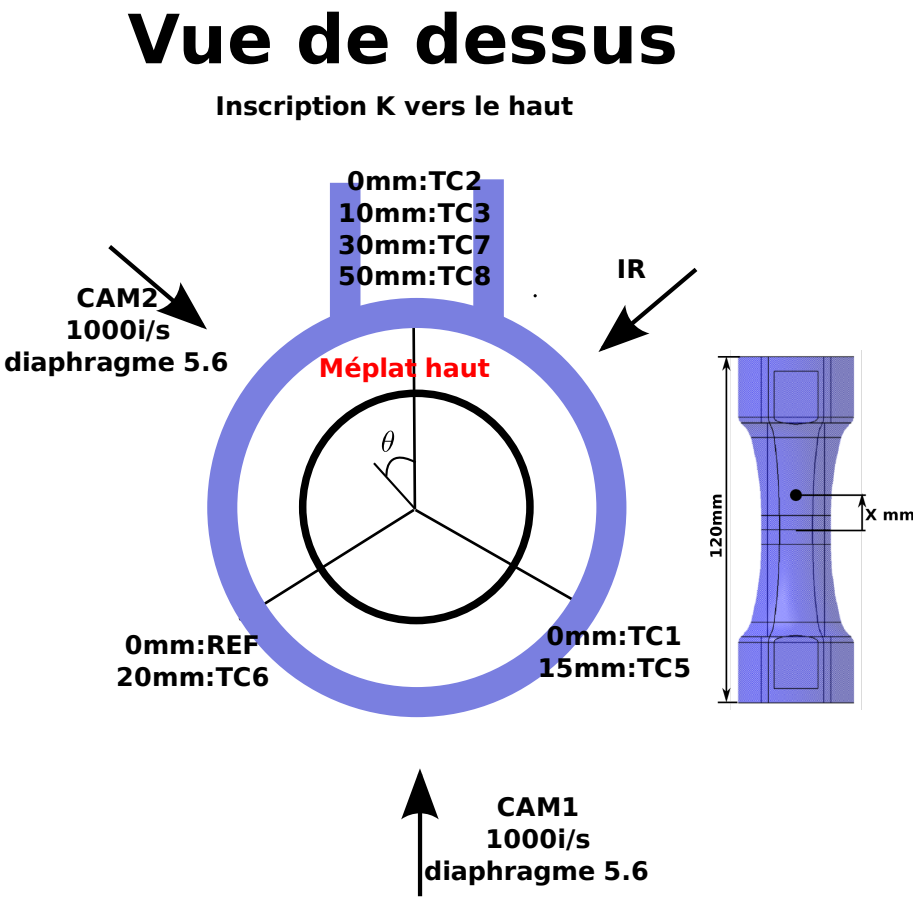


FIG. I.1: Disposition

I.1 Résumé

Initiation : L'initiation de la fissure s'est déroulée du côté de la caméra infrarouge. Visuellement, elle est apparue entre $t_1 = 533.591s$ et $t_1 = 533.653s$ ($t_1 = 533.653s \equiv t_2 = 50.71s$, $t_3 = -99ms$) pour un déplacement du vérin de 7.66mm.

Description sommaire : La première partie de la fissuration était globalement coplanaire. A la fin de la propagation, de multiples amorçages sont apparus. Les amorçages n'étaient pas tous coplanaires. Ainsi la trajectoire du décallotage qui relie toutes les fissures, a tourné en fin de propagation. La vitesse circonférentielle moyenne vaut $\bar{V}_{R=12mm} \simeq 770mm.s^{-1}$.

La rigidité globale de l'éprouvette s'est maintenue jusqu'à $t_3 \simeq -40ms$ ($\frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta\theta}} \simeq 1.6$ au lieu de 1.65), signe d'une propagation stable de la fissure. A partir de $t_3 \simeq -40ms$, l'effort et la pression ont chuté brutalement, la fissuration est devenue instable.

Le déplacement du vérin a atteint 18.12mm au moment du décallotage, valeur expliquée par le fait que la fissure ait tourné en fin de propagation.

Observations issues des caméras : Deux régimes de vitesse ont pu être calculés pour cet essai.
Pour une longueur de fissure allant de 15 ($t_3 \simeq -65ms$) à 40% ($t_3 \simeq -30ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse de propagation de fissure est de l'ordre de $400 - 500mm.s^{-1}$.
De 60% ($t_3 \simeq -20ms$) à 80% ($t_3 \simeq -6ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse est de l'ordre de $6 - 7m.s^{-1}$.

Le refroidissement des lèvres de la fissure mesuré par la caméra infrarouge vaut environ 30°C lors de la dépressurisation.

I.2 Métrologie

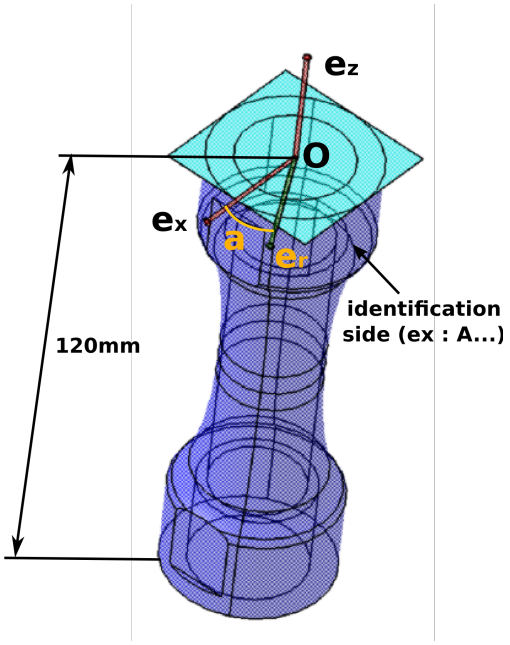


FIG. I.2: Repère de métrologie

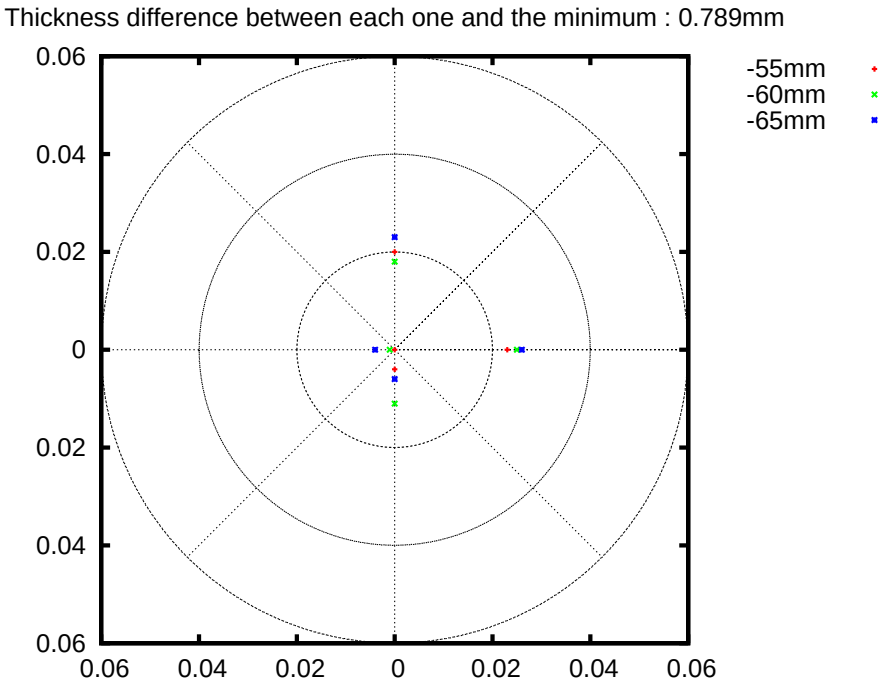


FIG. I.3: Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale)

I.3 Chargement thermique

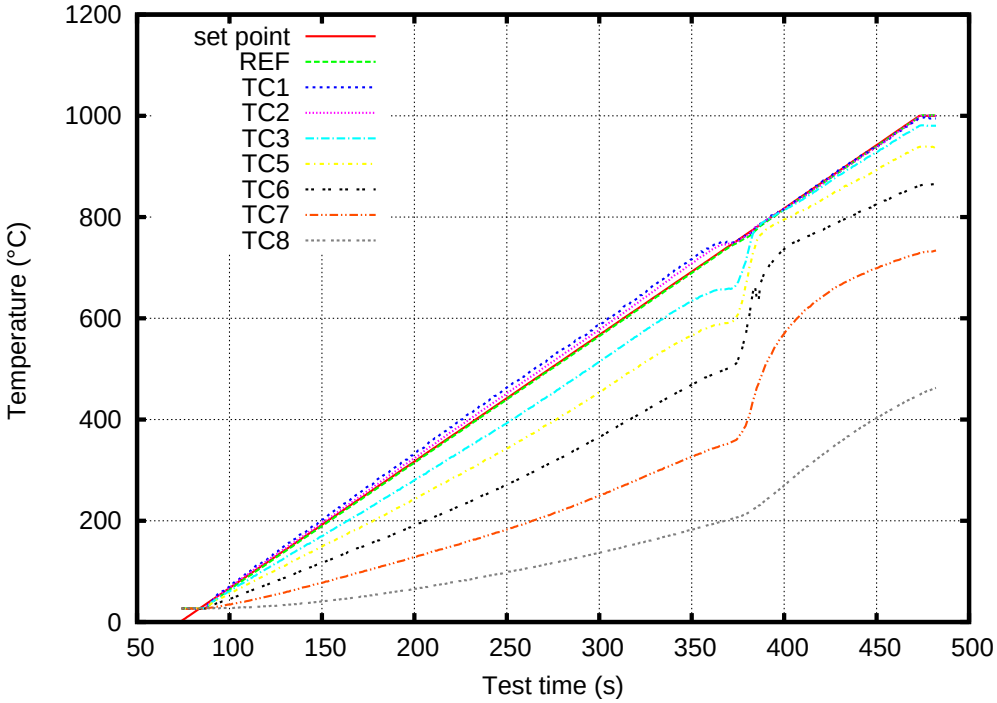


FIG. I.4: Montée en température

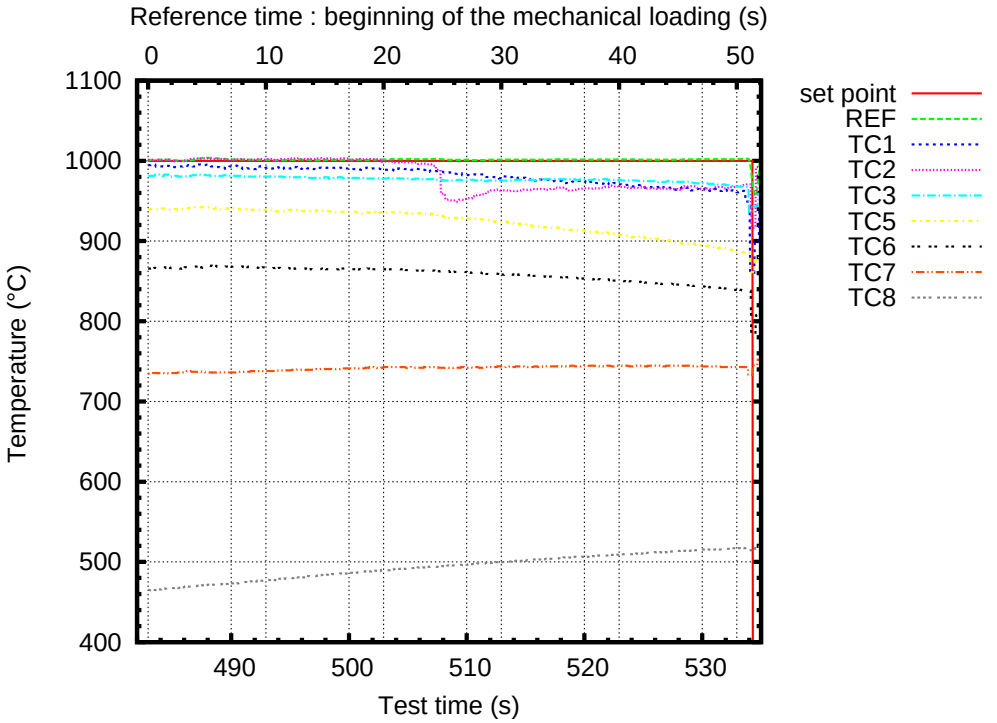


FIG. I.5: Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique

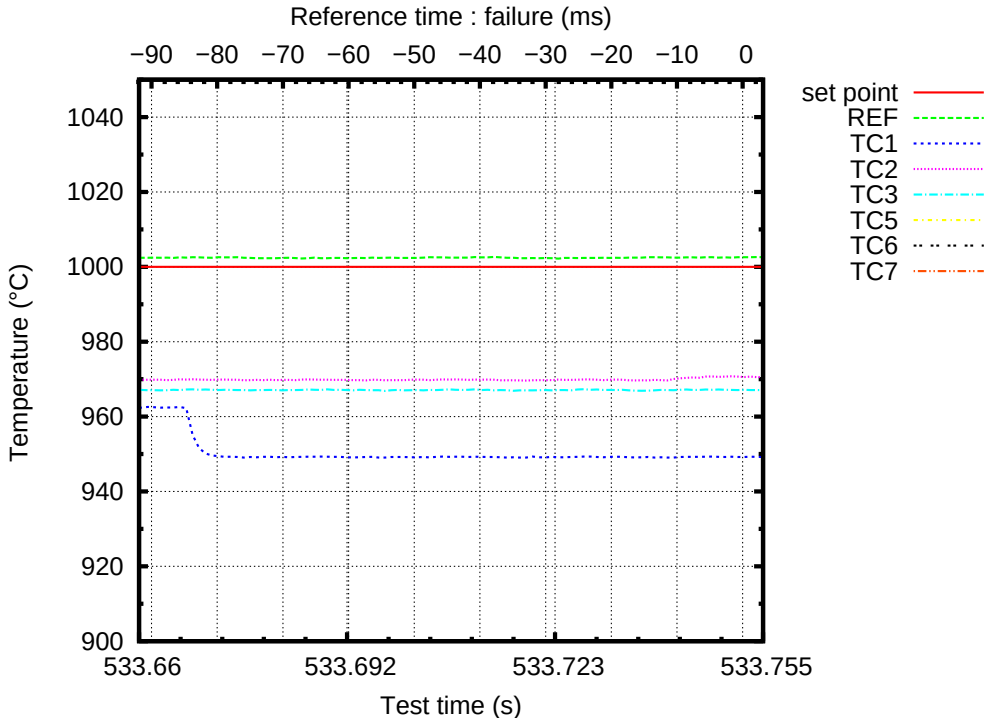


FIG. I.6: Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure

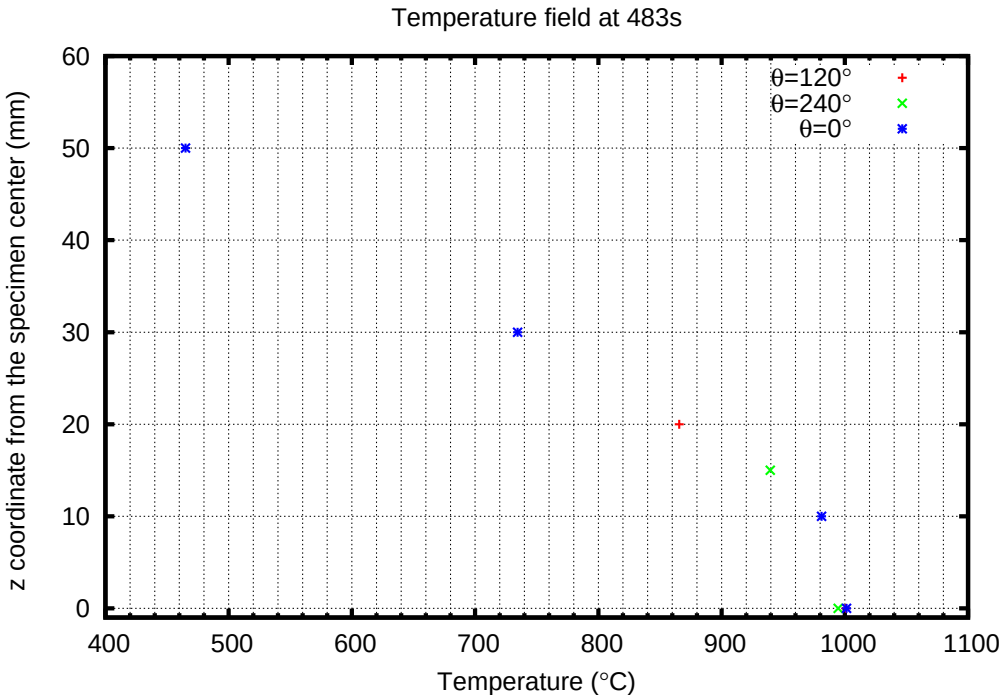


FIG. I.7: Distribution de température au début du chargement mécanique

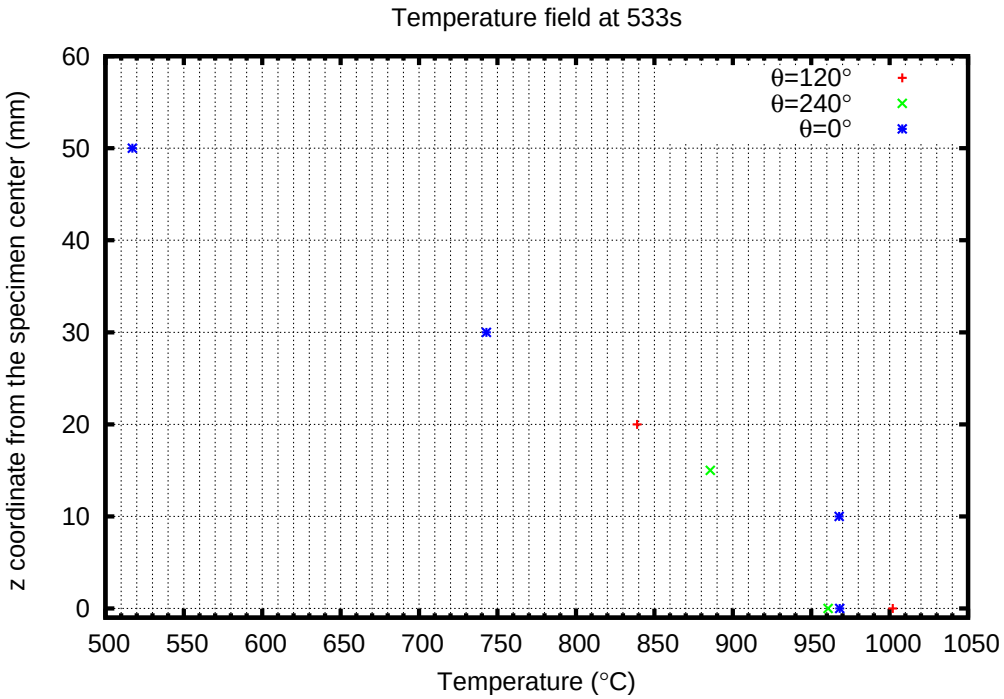


FIG. I.8: Distribution de température au moment de la dépressurisation

I.4 Chargement mécanique

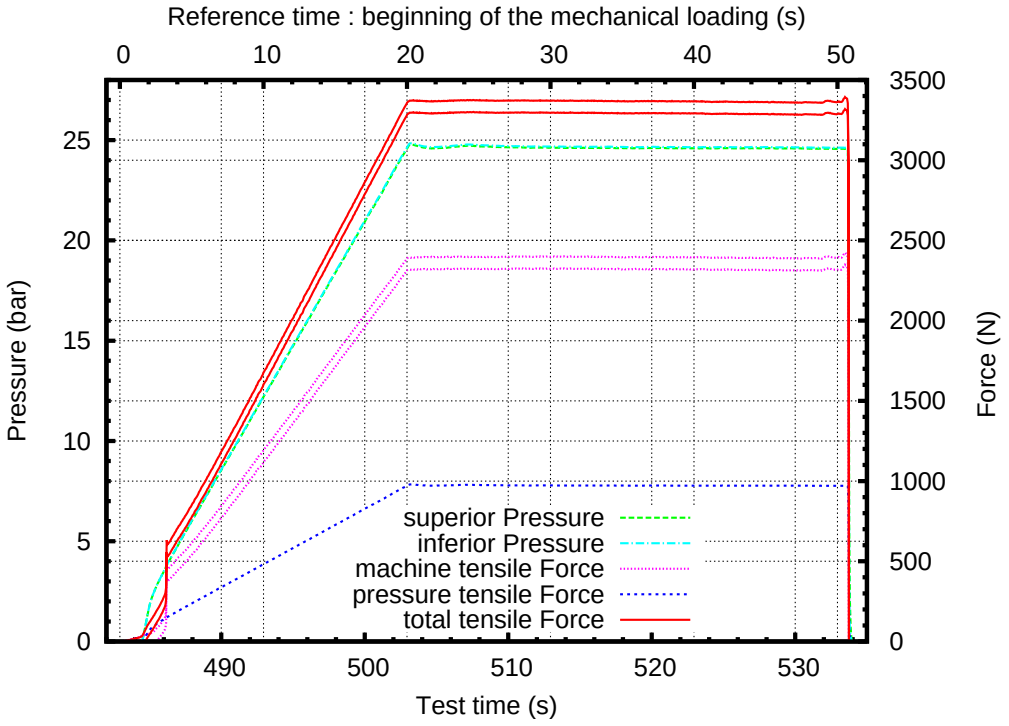


FIG. I.9: Effort et pression pendant le chargement mécanique

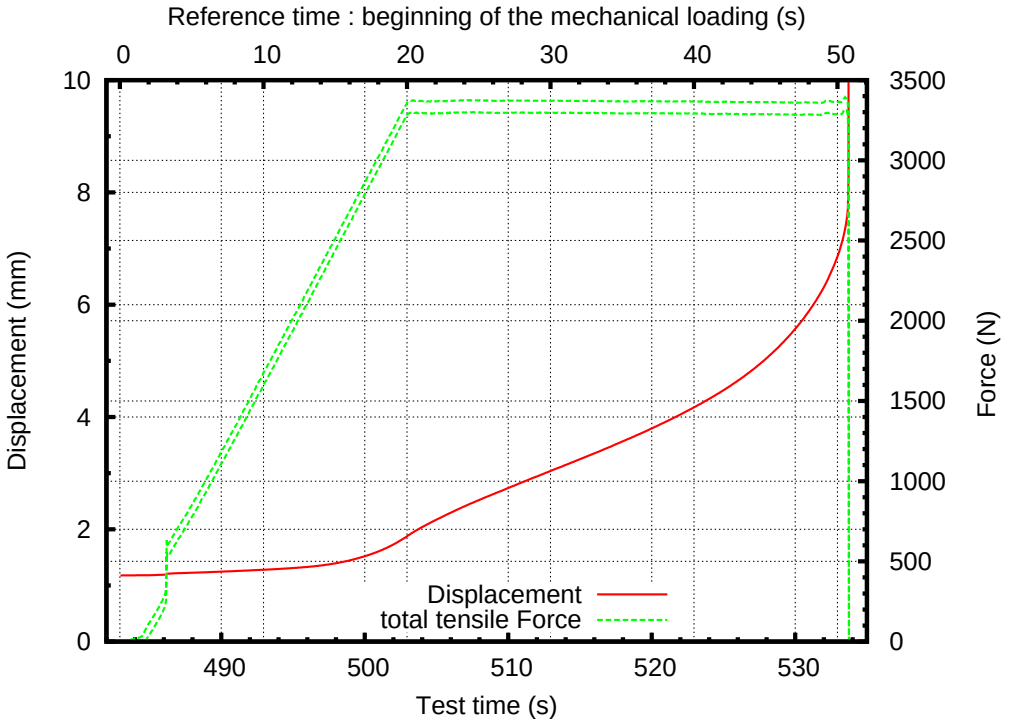


FIG. I.10: Effort et déplacement pendant le chargement mécanique

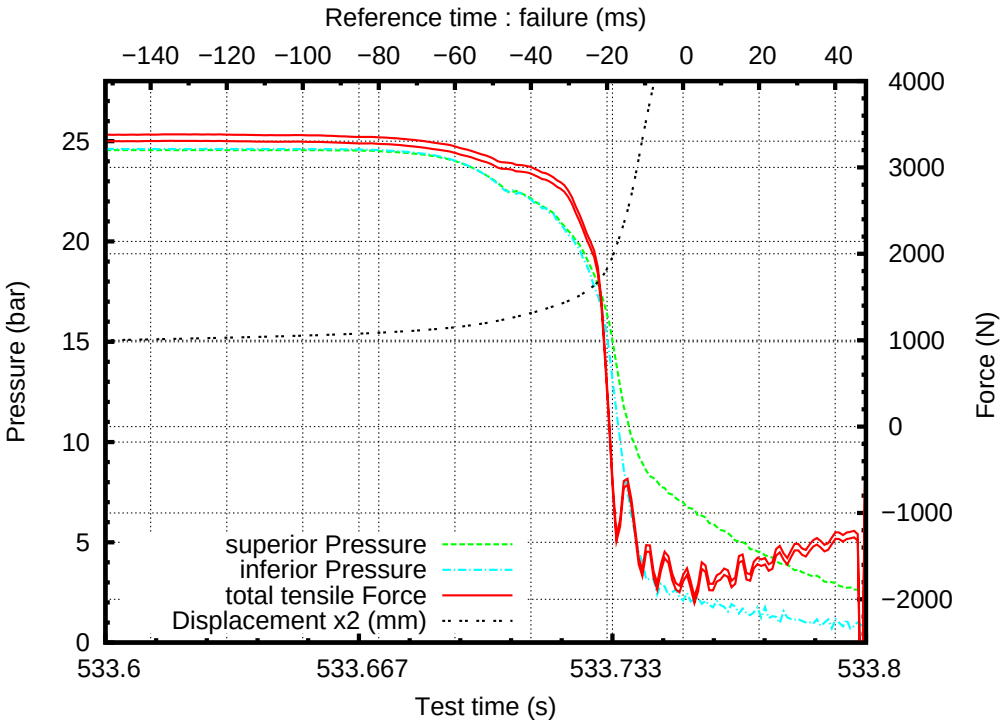


FIG. I.11: Effort et pression pendant la dépressurisation

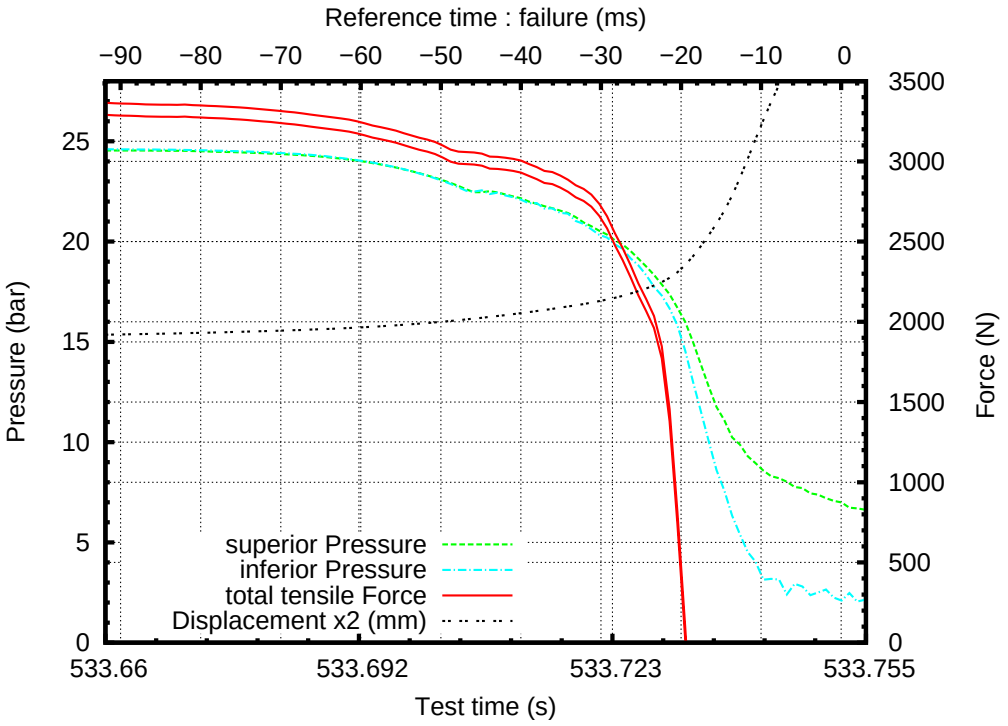


FIG. I.12: Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure

I.5 Contraintes

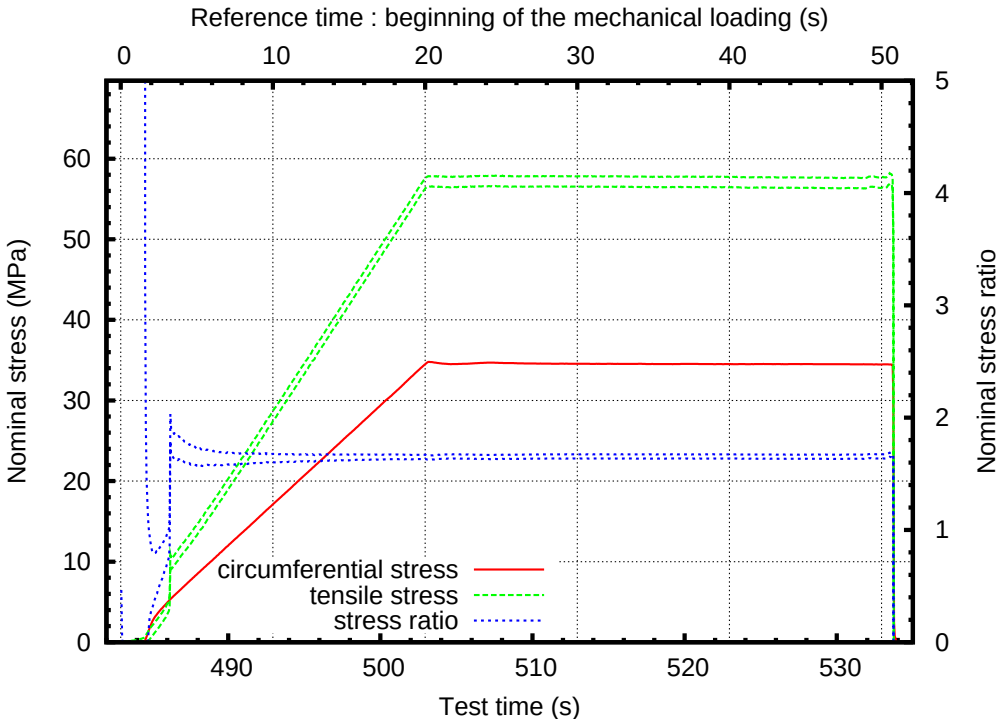


FIG. I.13: Contraintes nominales pendant le chargement mécanique

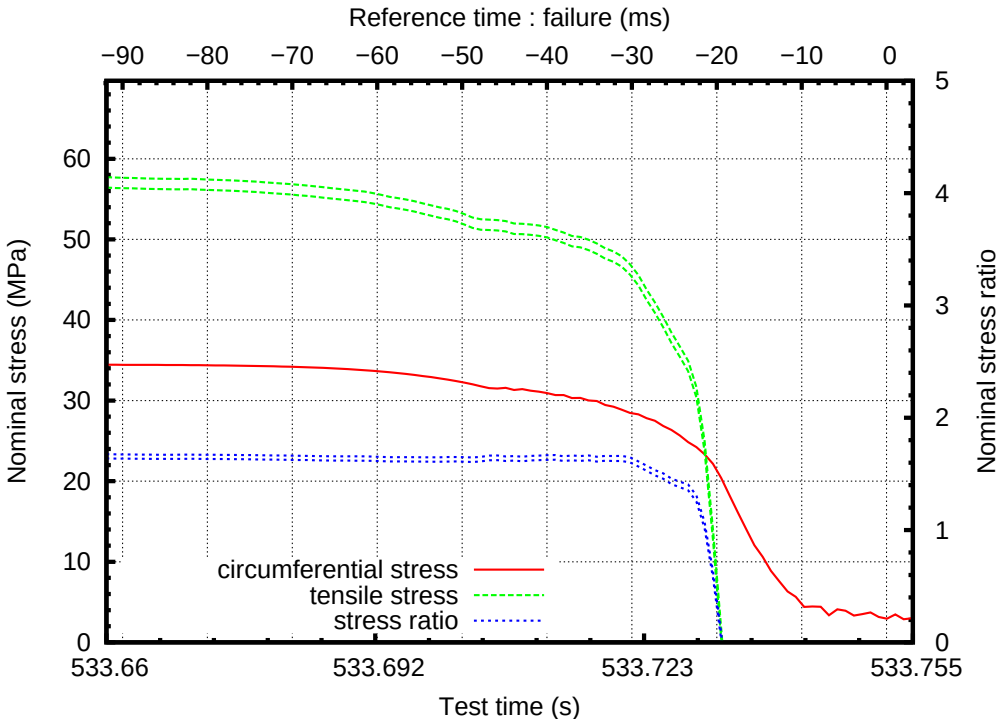


FIG. I.14: Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure

I.6 Propagation circonférentielle de fissure

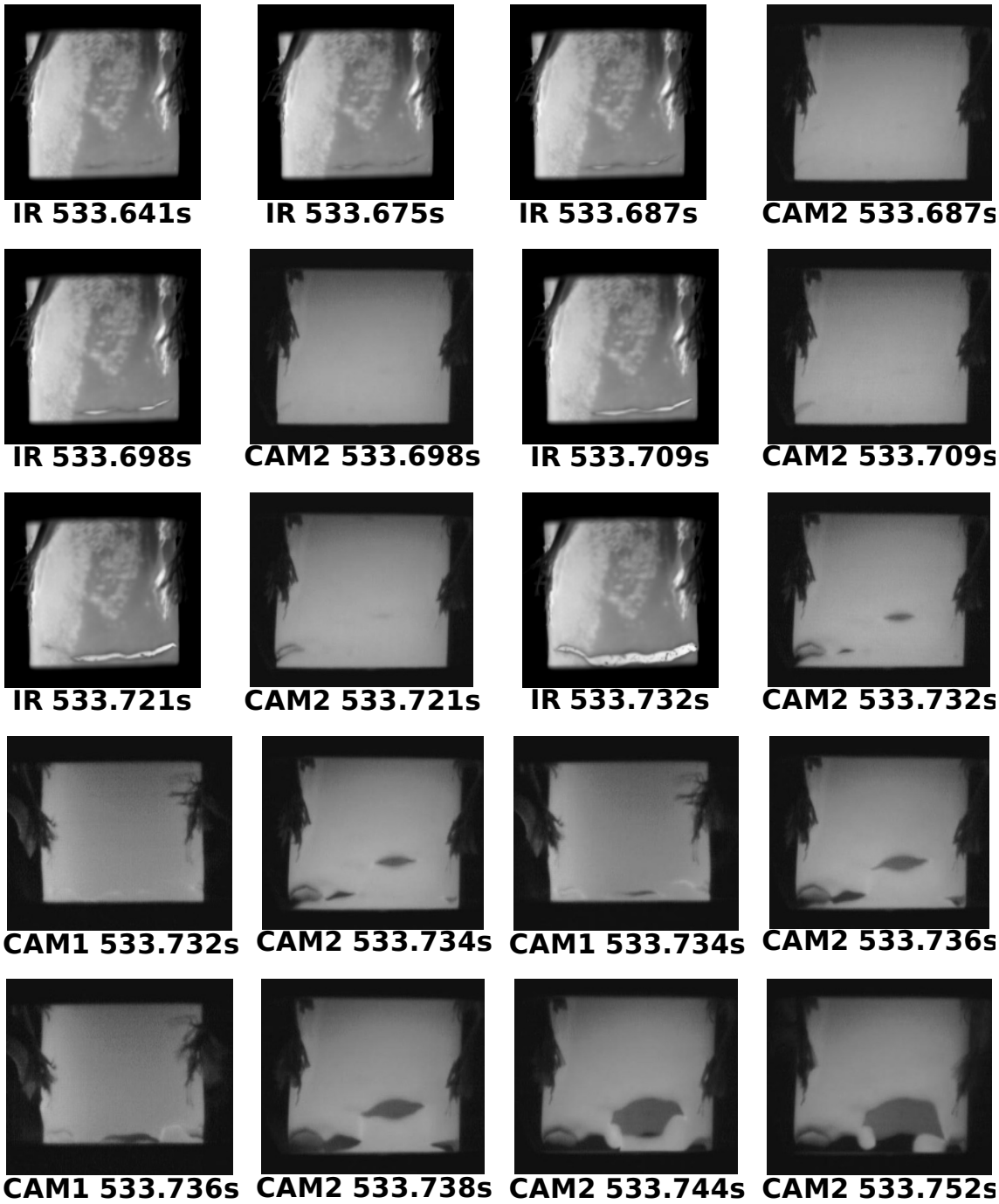


FIG. I.15: Images de la propagation de fissure

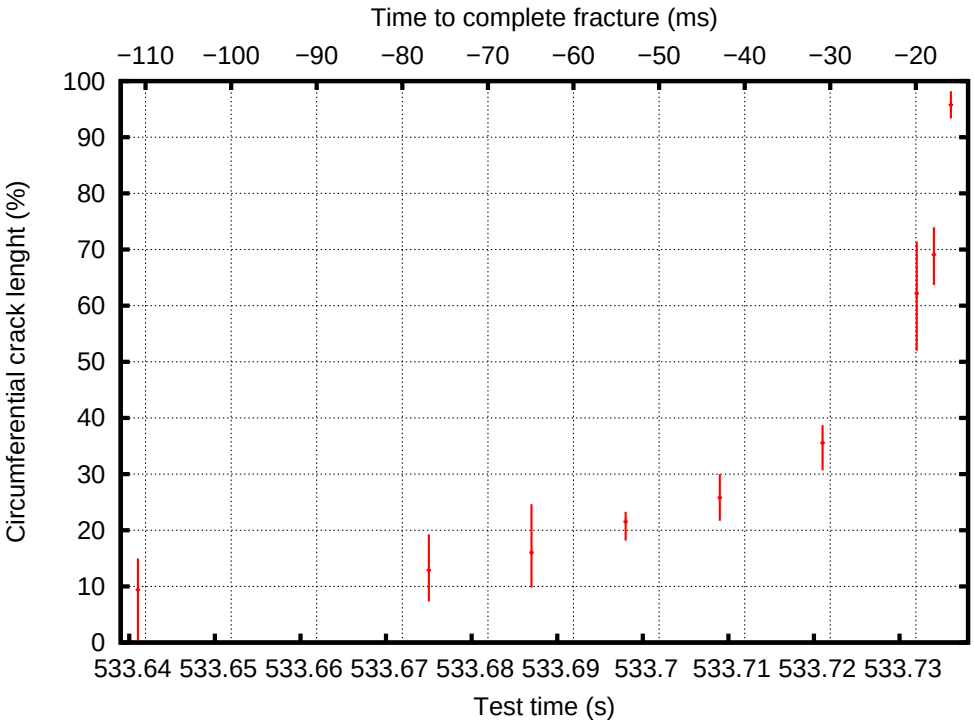


FIG. I.16: Propagation circonférentielle

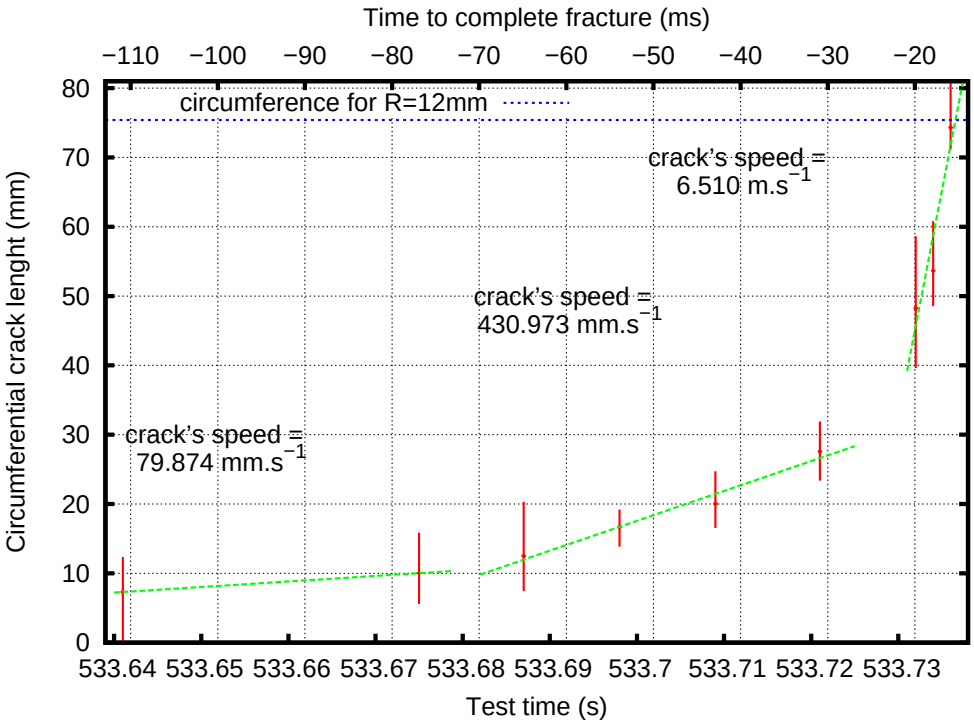


FIG. I.17: Propagation circonférentielle

I.7 Loi de dépressurisation

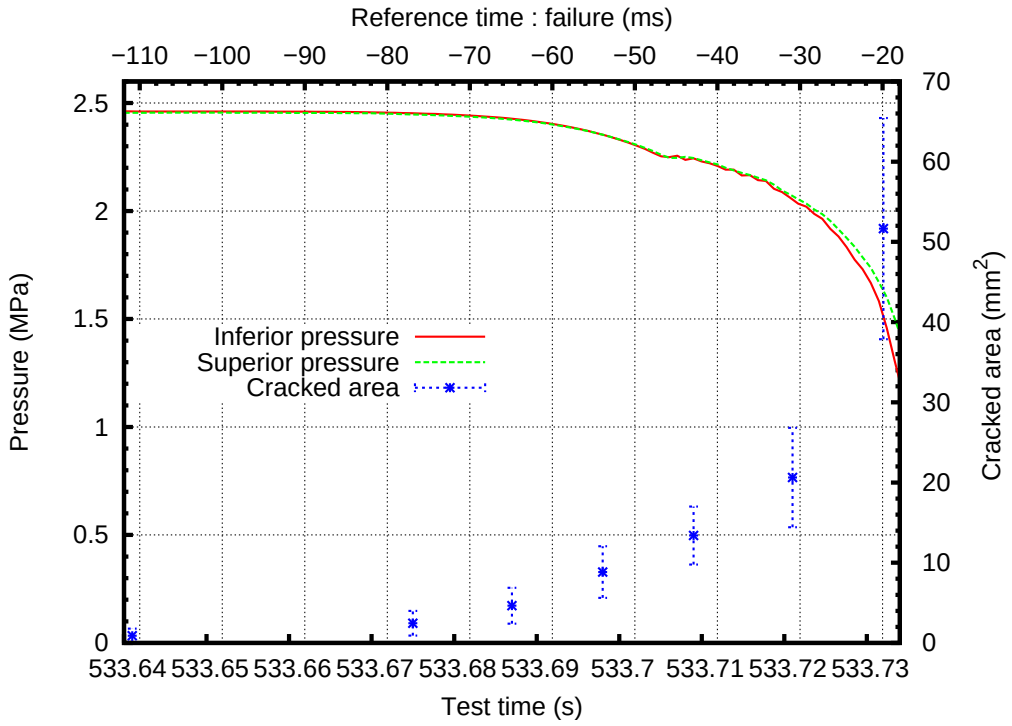


FIG. I.18: Loi de dépressurisation

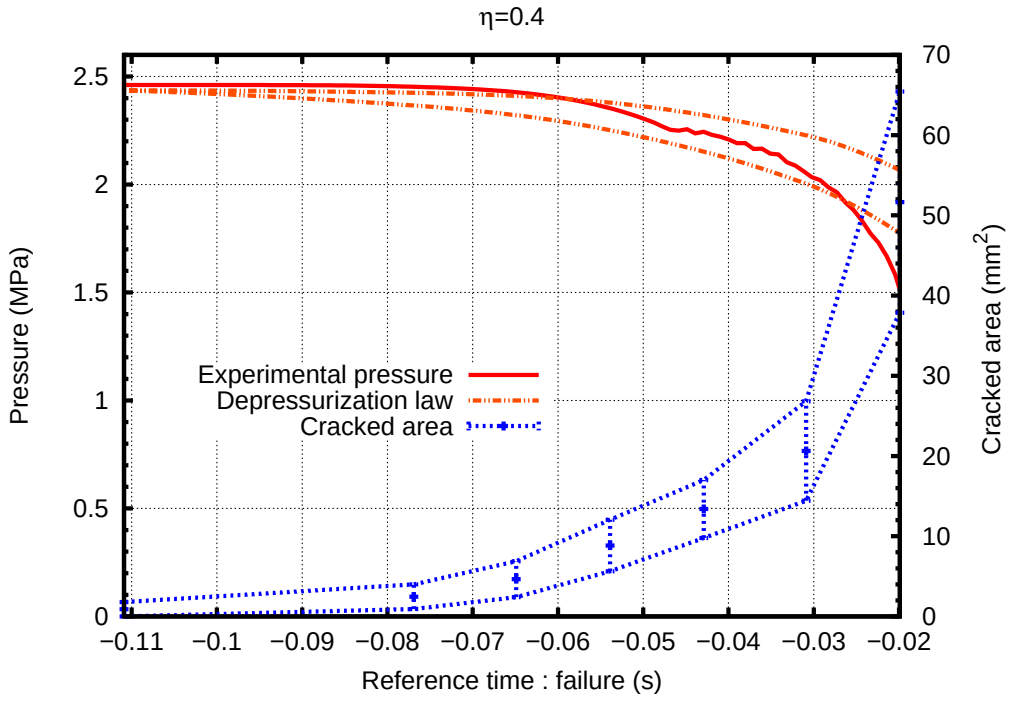


FIG. I.19: Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique)

I.8 Planéité de la trajectoire de la fissure

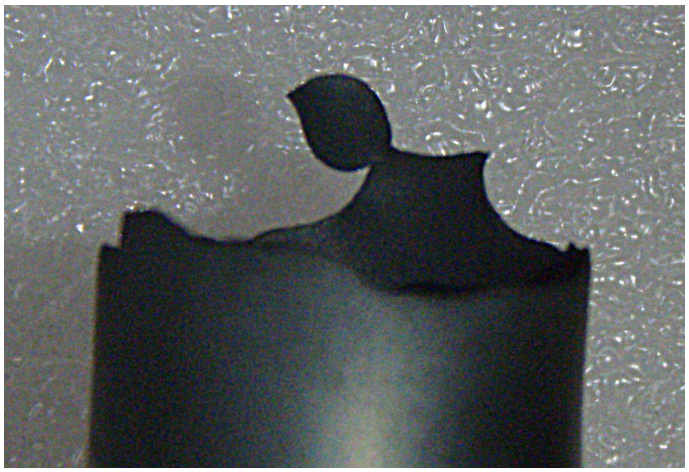


FIG. I.20: Planéité de la trajectoire de la fissure

I.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation

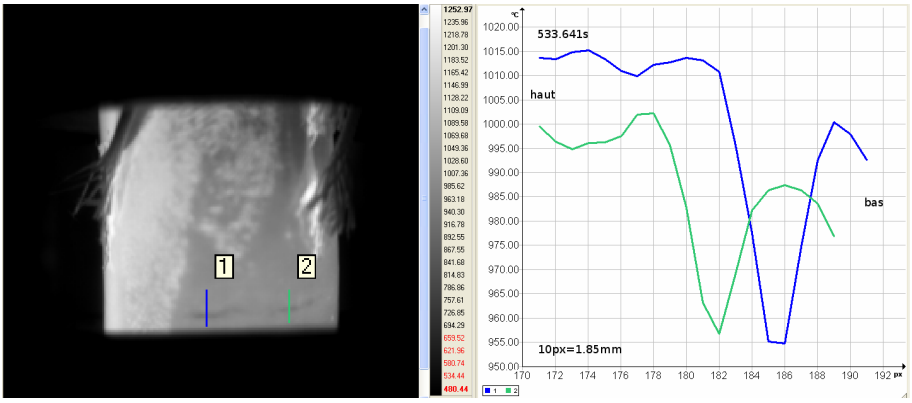


FIG. I.21: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

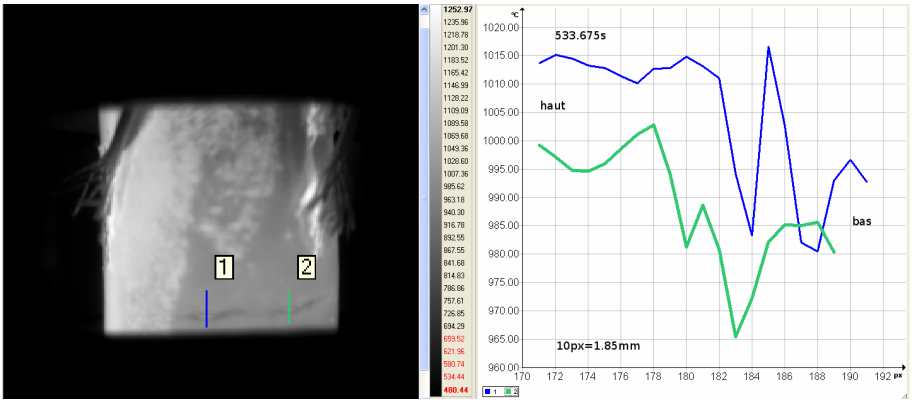


FIG. I.22: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

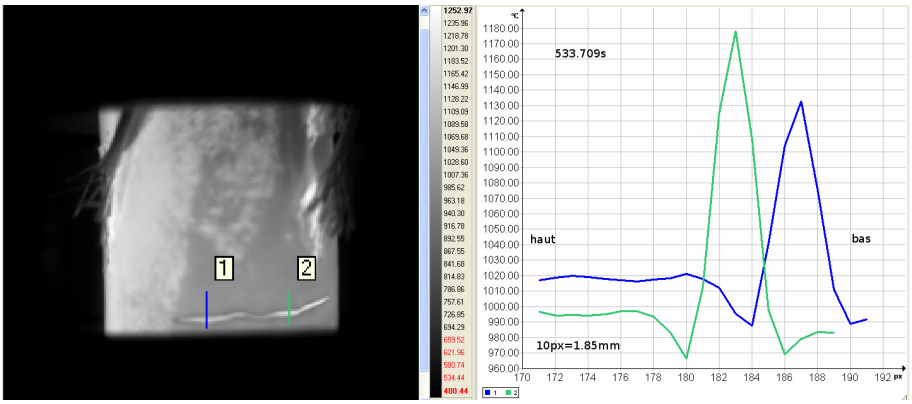


FIG. I.23: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

I.10 Images de microscopie électronique à balayage

I.10.1 Détermination approximative de l'épaisseur résiduelle

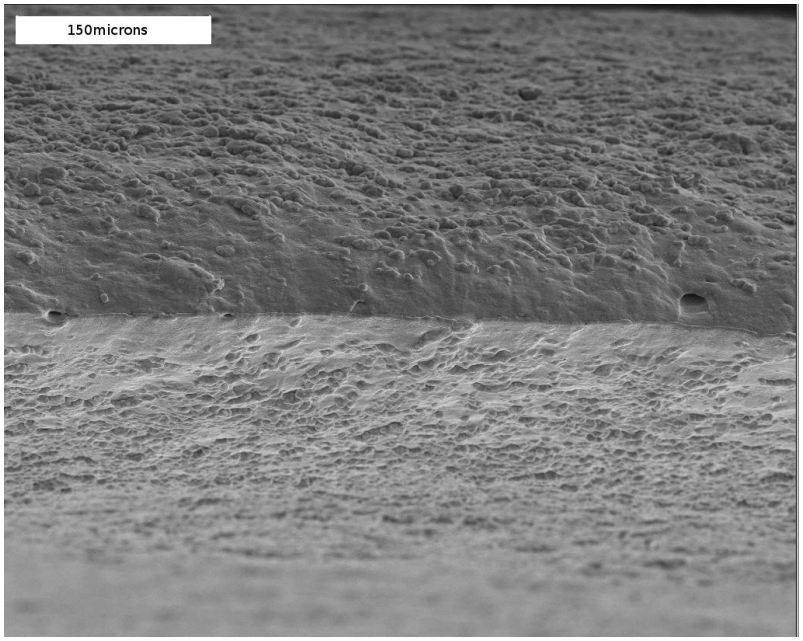


FIG. I.24: Vue de dessus

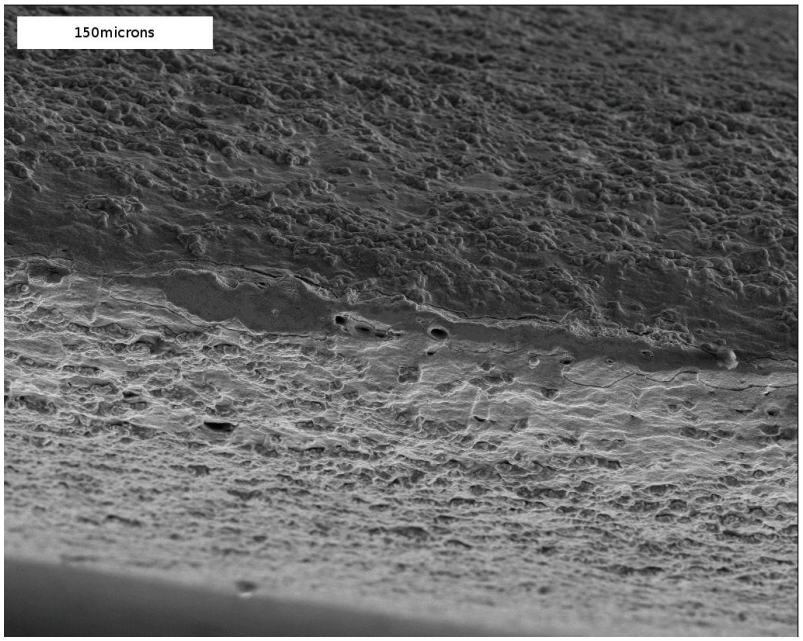


FIG. I.25: Vue de dessus

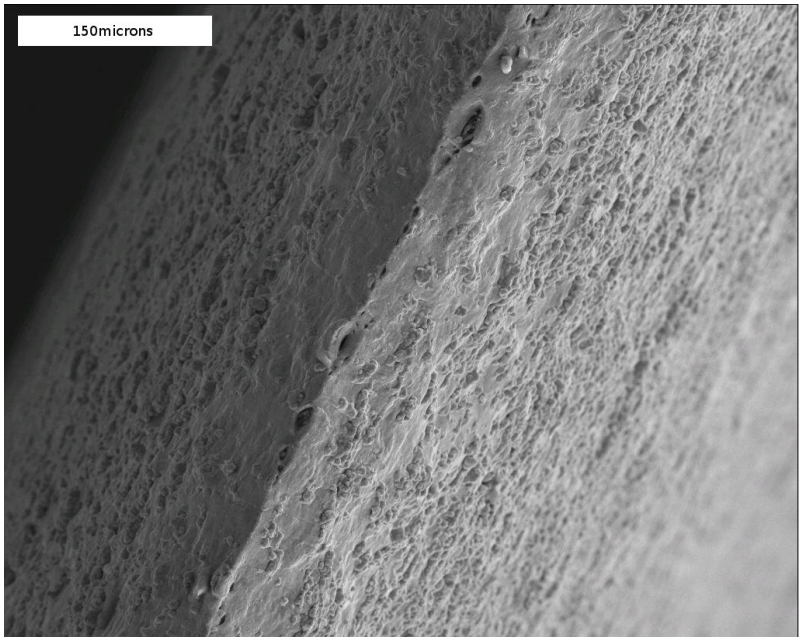


FIG. I.26: Vue de dessus

I.10.2 Faciès de rupture

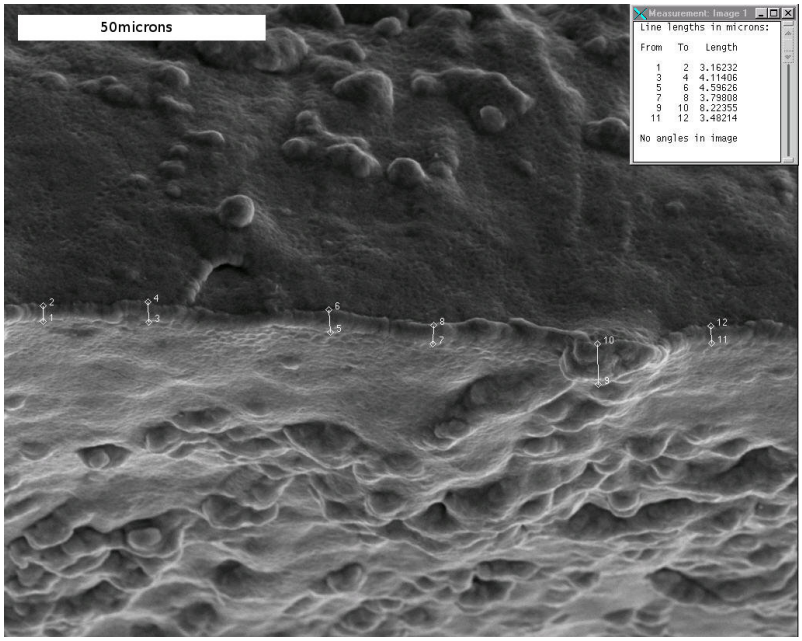


FIG. I.27: Faciès de rupture : vue de dessus

I.10.3 Paroi interne de l'éprouvette

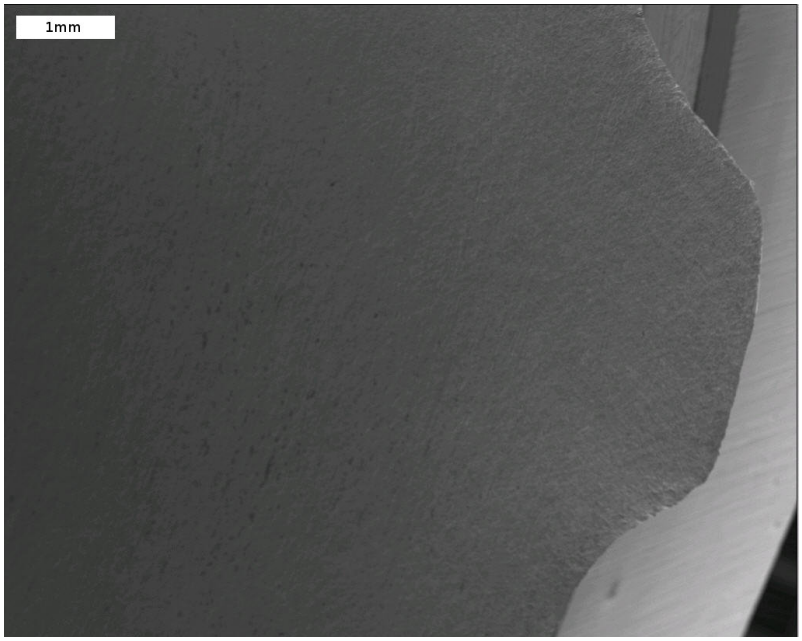


FIG. I.28: Paroi interne : vue de côté

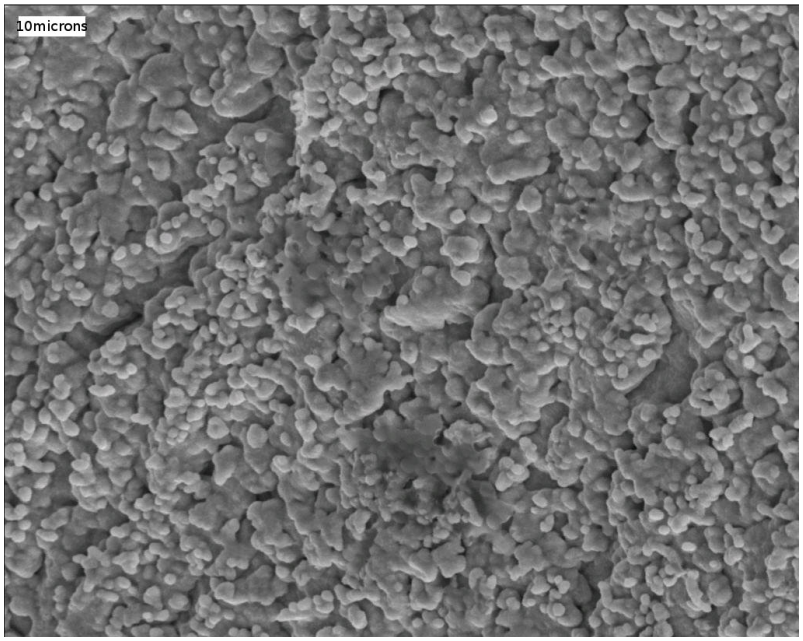


FIG. I.29: Paroi interne : vue de côté loin de la rupture

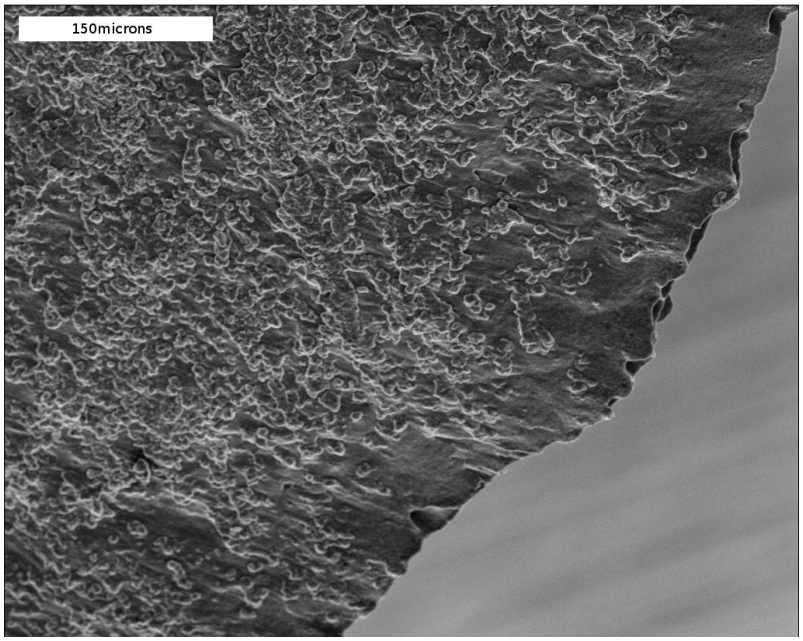


FIG. I.30: Paroi interne : vue de côté au niveau de la fracture process zone

Annexe J

Éprouvette I, Krakatoa, 1000°C

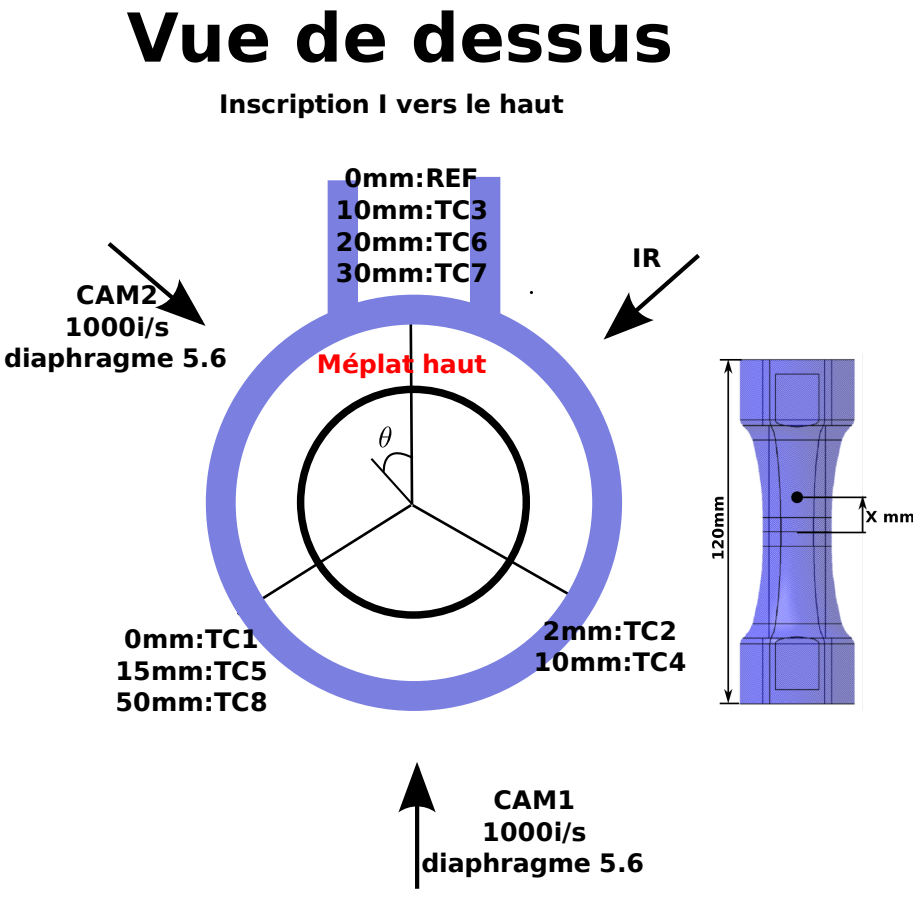


FIG. J.1: Disposition

J.1 Résumé

Initiation : L'initiation de la fissure s'est déroulée du côté de la caméra 1. Visuellement, elle est apparue à environ $t_1 \simeq 540.770s$ ($\equiv t_2 = 52.038s$, $t_3 = -116ms$) pour un déplacement du vérin de 7.33mm.

Description sommaire : La fissuration était globalement coplanaire avec quelques ondulations. Le décallotage complet de l'éprouvette résulte de l'initiation et de la réunion de multiples fissures qui ont initié dans des plans axialement assez proches. La vitesse circonférentielle moyenne vaut $\bar{V}_{R=12mm} \simeq 650mm.s^{-1}$.

La rigidité globale de l'éprouvette s'est maintenue jusqu'à $t_3 \simeq -30ms$ ($\frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta\theta}} \simeq 1.65$ au lieu de 1.65), signe d'une propagation stable de la fissure. A partir de $t_3 \simeq -30ms$ l'effort et la pression ont chuté brutalement, la fissuration est devenue instable.

Le déplacement du vérin a atteint 9.70mm au moment du décallotage.

Observations issues des caméras : Deux régimes de vitesse ont pu être calculés pour cet essai.
Pour une longueur de fissure allant de 25 ($t_3 \simeq -25ms$) à 35% ($t_3 \simeq -13ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse de propagation de fissure est de l'ordre de $460mm.s^{-1}$. De 50% ($t_3 \simeq -8ms$) à 85% ($t_3 \simeq -3ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse est de l'ordre de $5-6m.s^{-1}$.

Le refroidissement des lèvres de la fissure mesuré par la caméra infrarouge est compris de 30°C à 110°C lors de la dépressurisation.

J.2 Métrologie

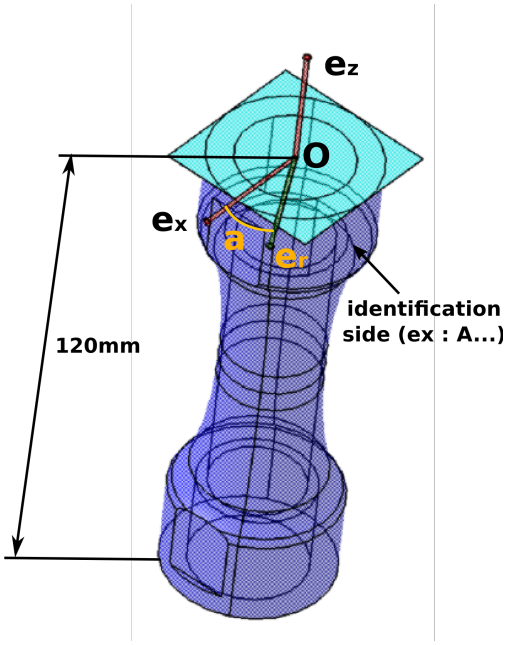


FIG. J.2: Repère de métrologie

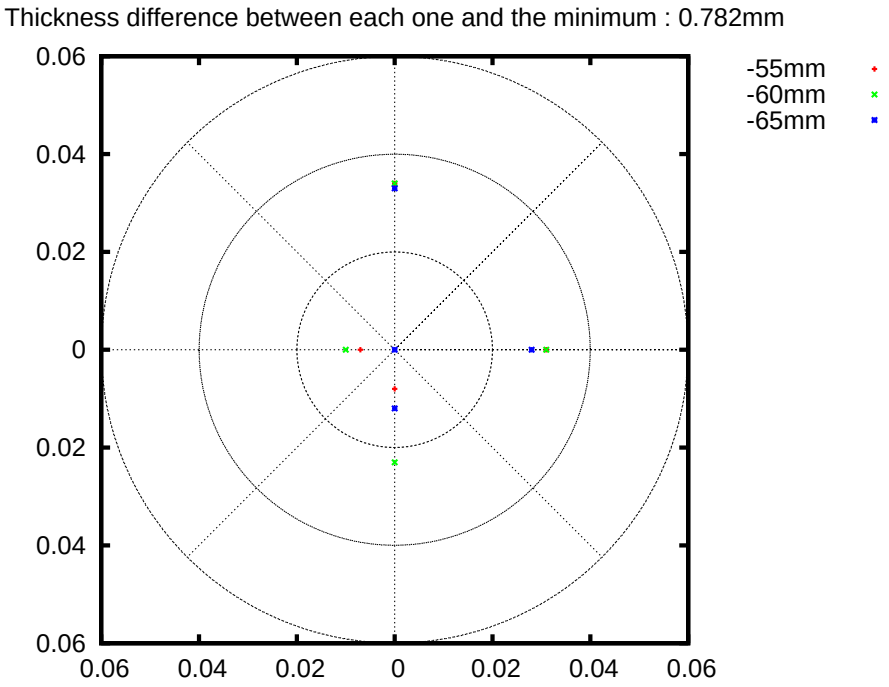


FIG. J.3: Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale)

J.3 Chargement thermique

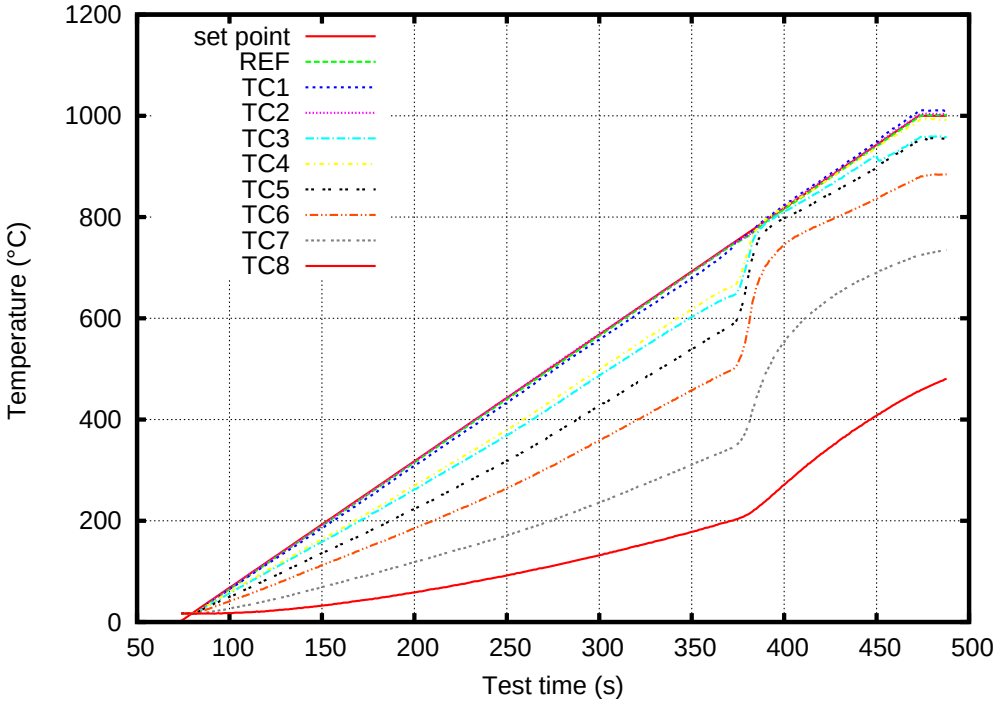


FIG. J.4: Montée en température

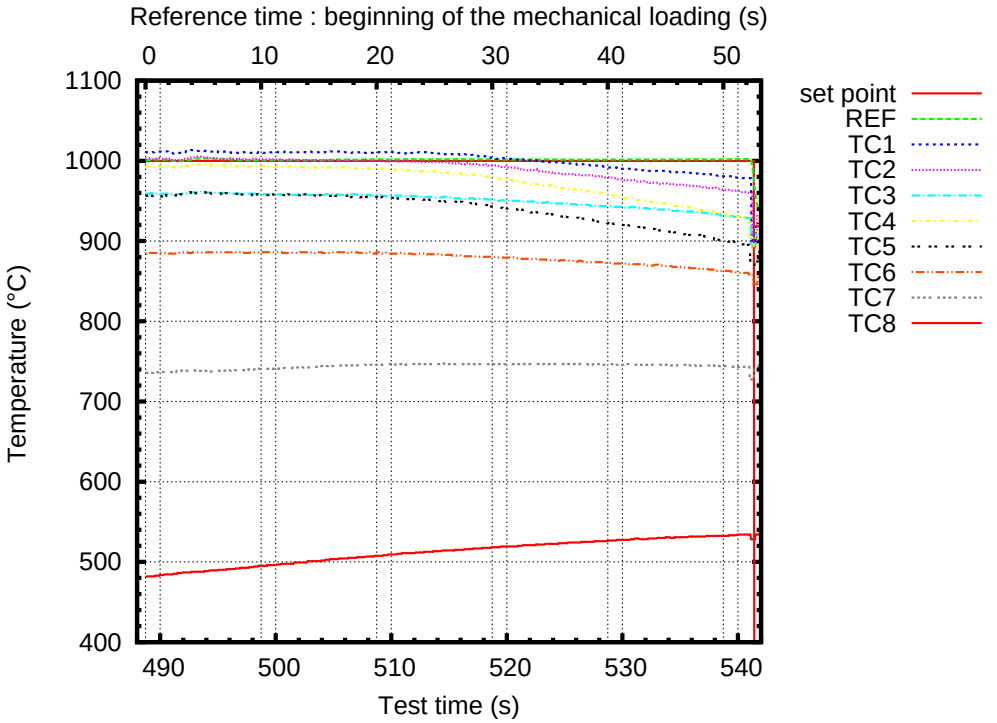


FIG. J.5: Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique

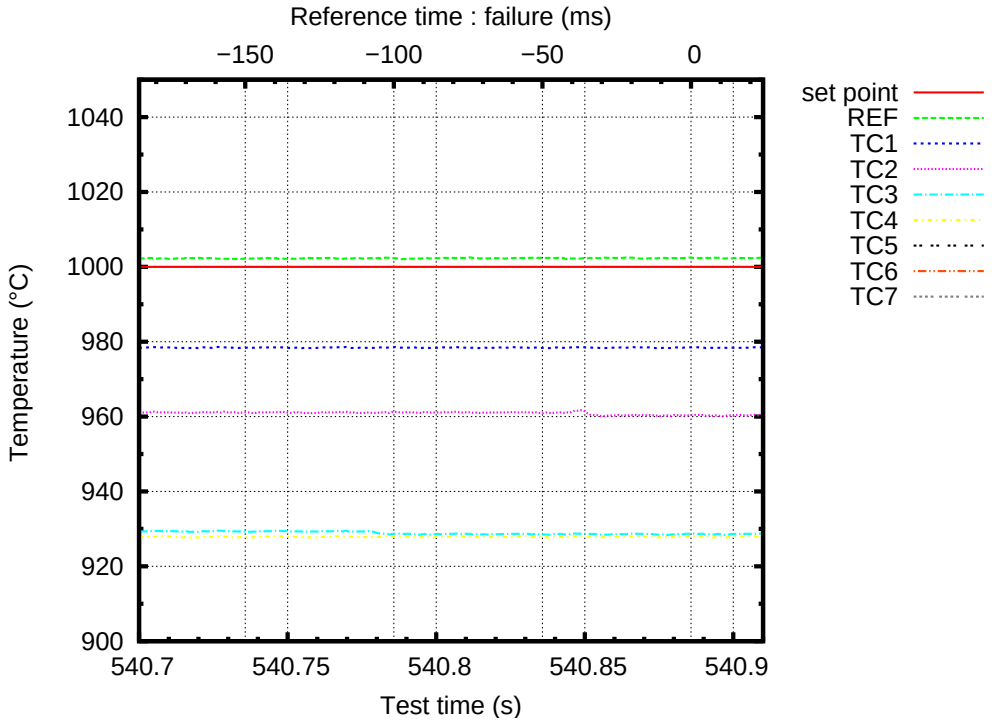


FIG. J.6: Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure

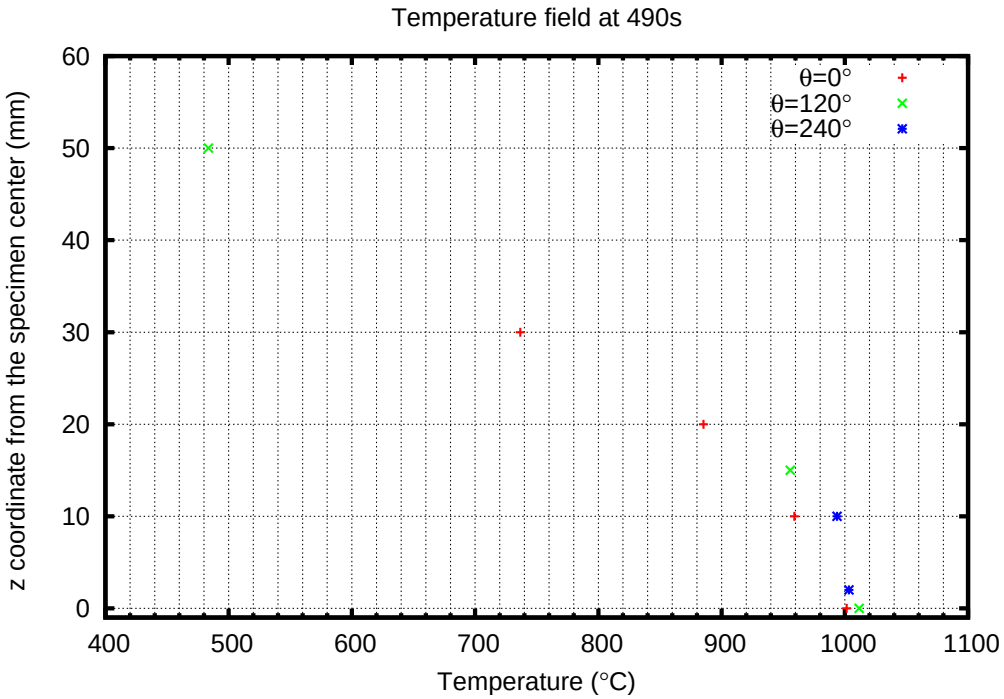


FIG. J.7: Distribution de température au début du chargement mécanique

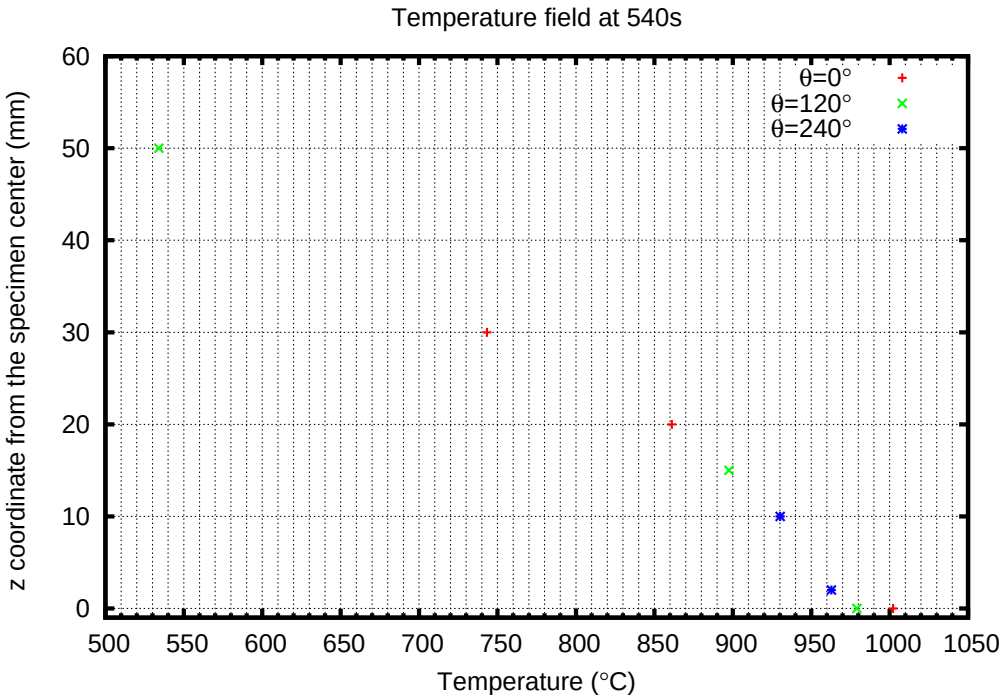


FIG. J.8: Distribution de température au moment de la dépressurisation

J.4 Chargement mécanique

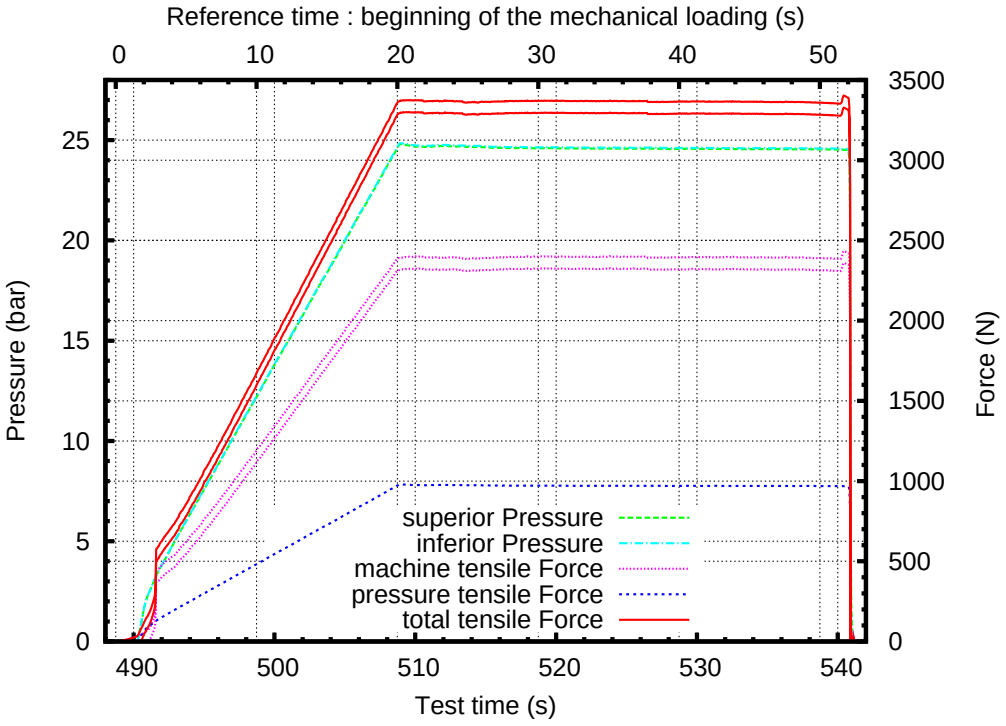


FIG. J.9: Effort et pression pendant le chargement mécanique

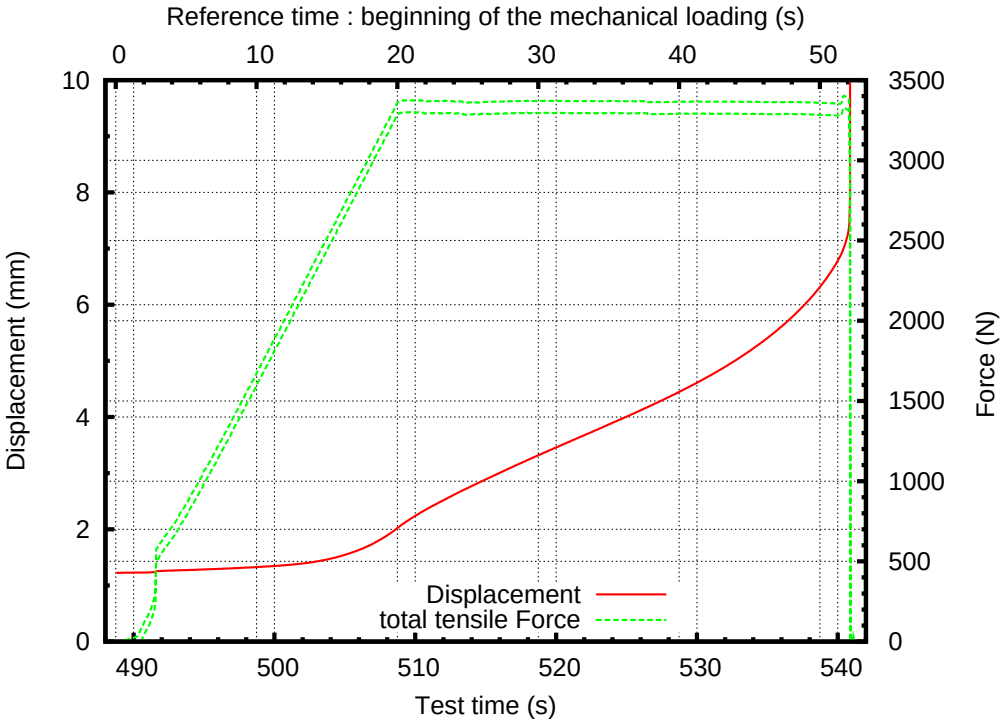


FIG. J.10: Effort et déplacement pendant le chargement mécanique

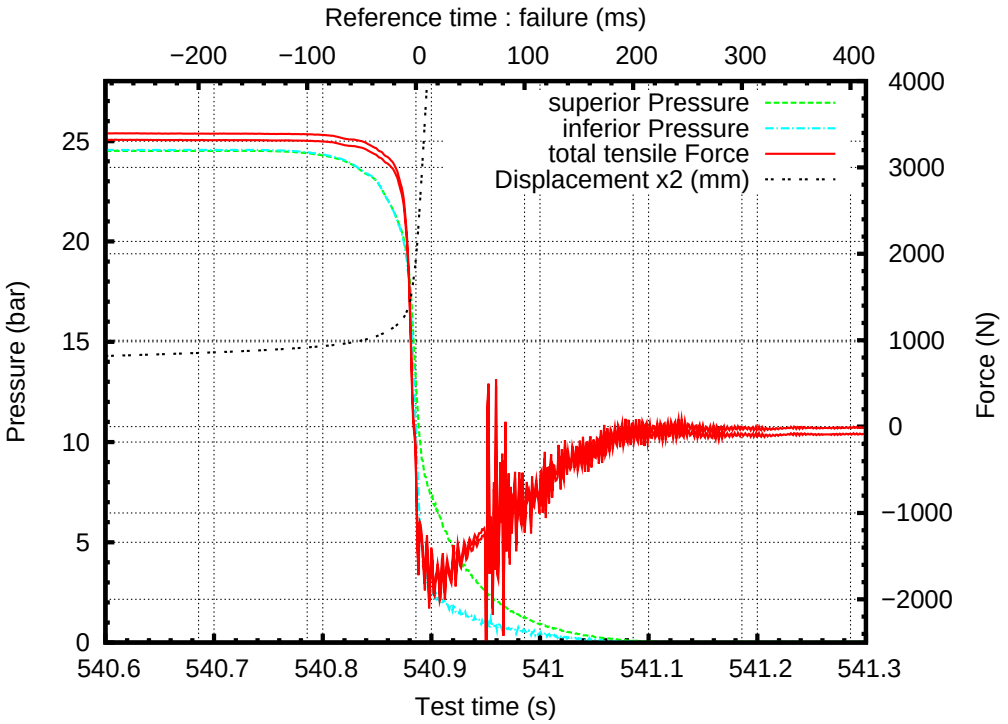


FIG. J.11: Effort et pression pendant la dépressurisation

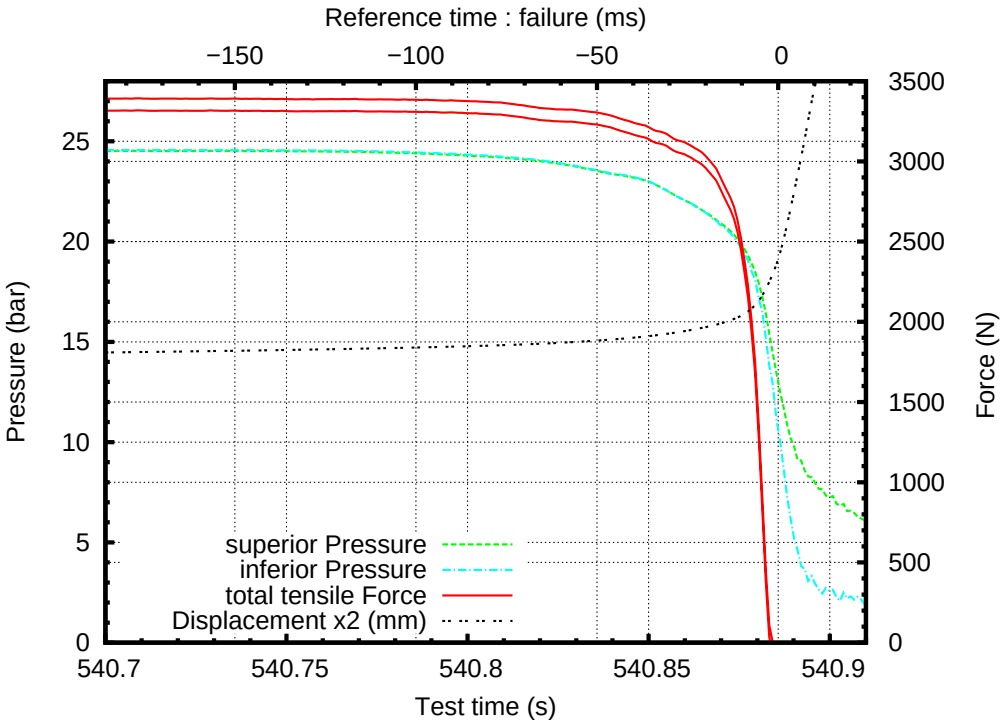


FIG. J.12: Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure

J.5 Contraintes

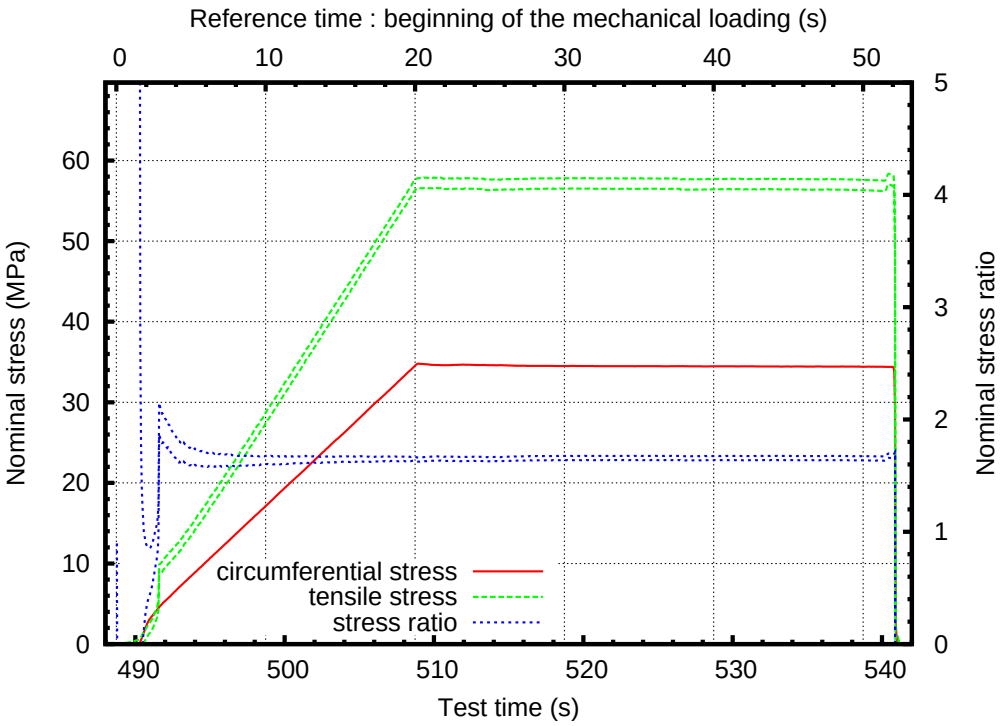


FIG. J.13: Contraintes nominales pendant le chargement mécanique

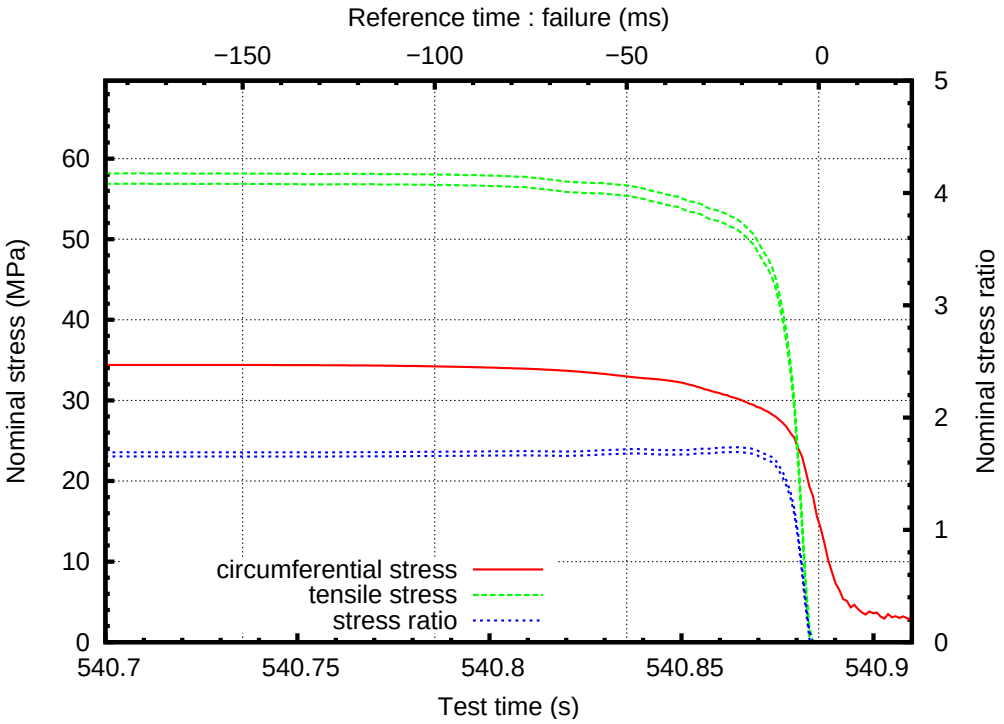


FIG. J.14: Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure

J.6 Propagation circonférentielle de fissure

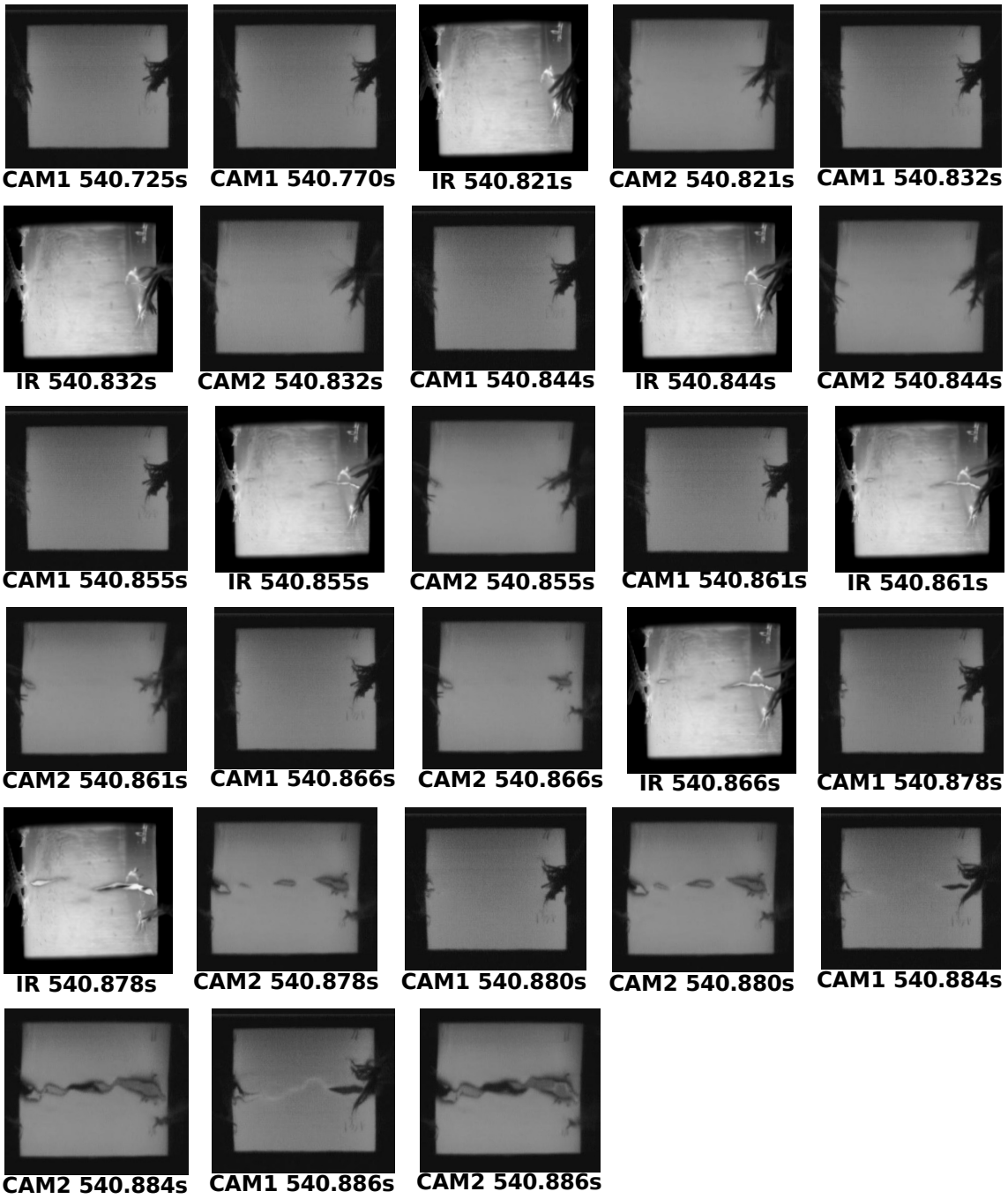


FIG. J.15: Images de la propagation de fissure

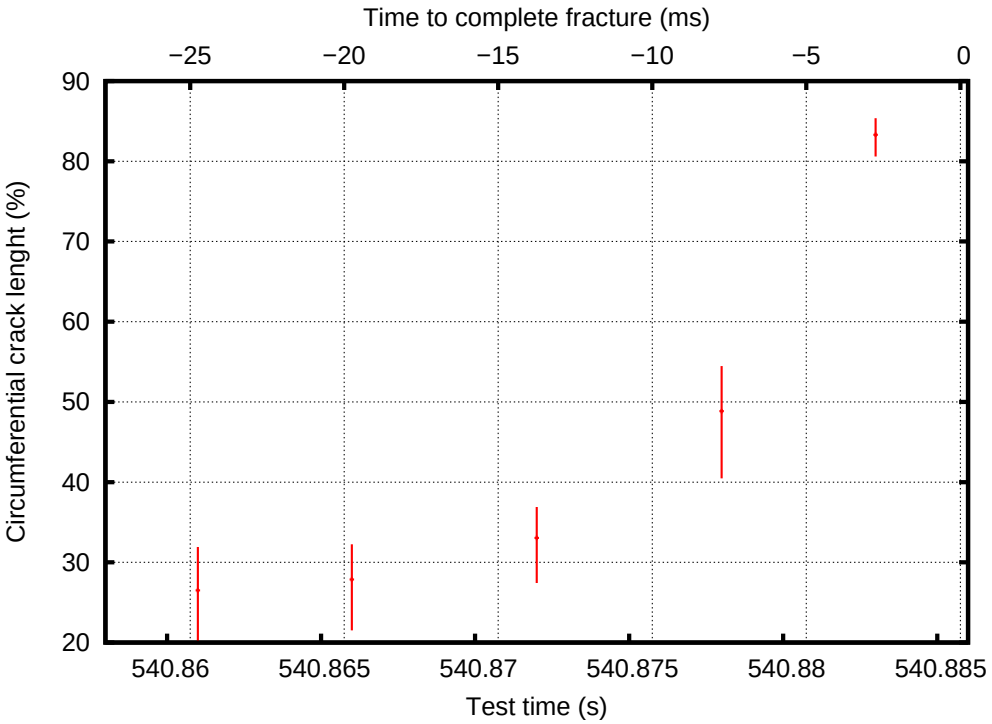


FIG. J.16: Propagation circonférentielle

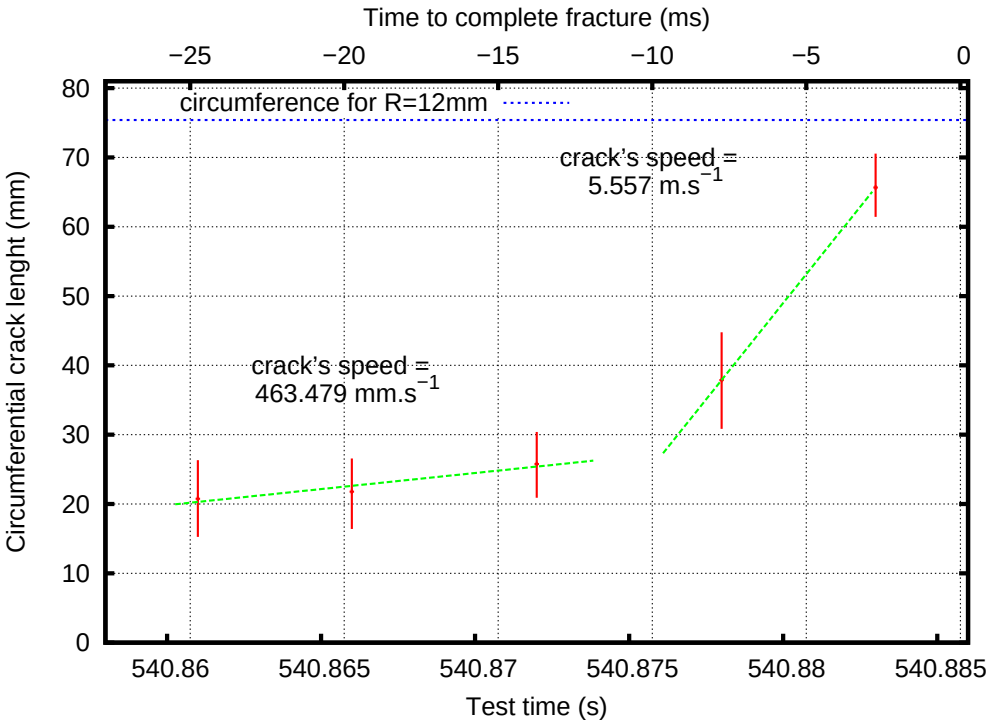


FIG. J.17: Propagation circonférentielle

J.7 Loi de dépressurisation

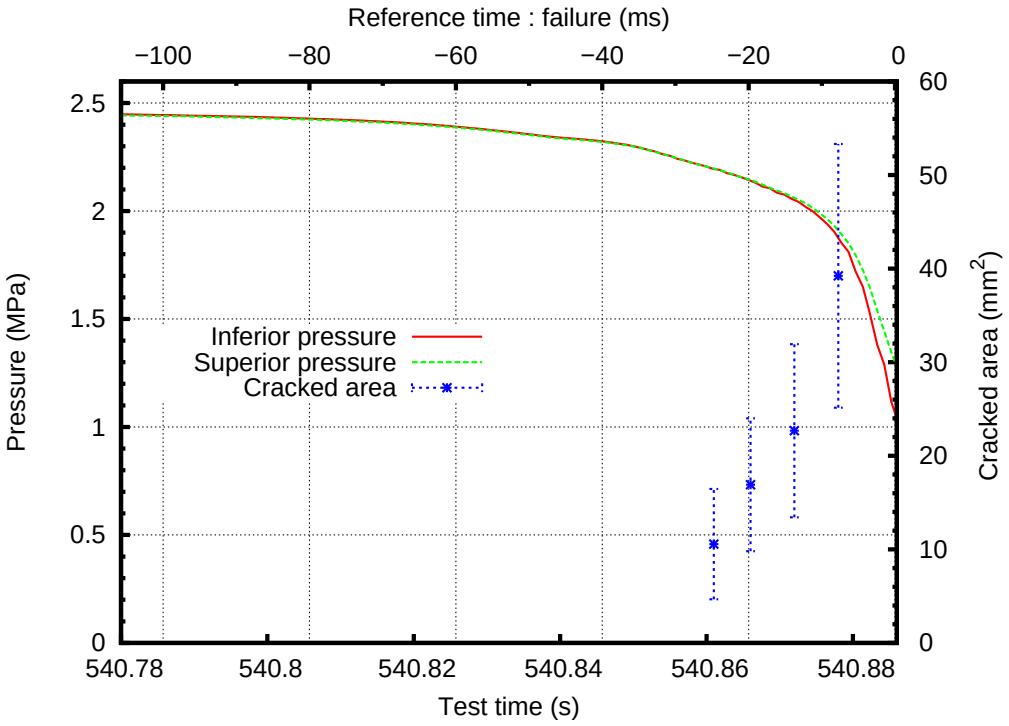


FIG. J.18: Loi de dépressurisation

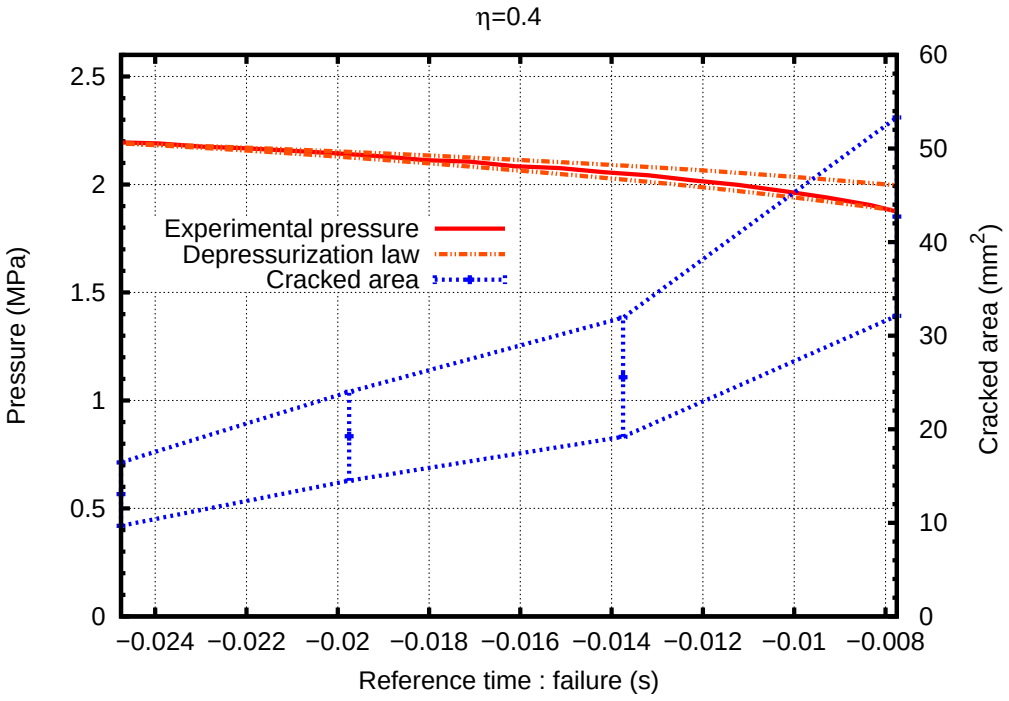


FIG. J.19: Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique)

J.8 Planéité de la trajectoire de la fissure

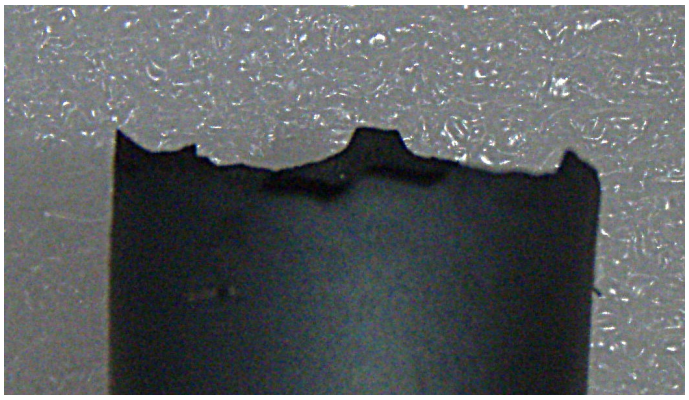


FIG. J.20: Planéité de la trajectoire de la fissure

J.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation

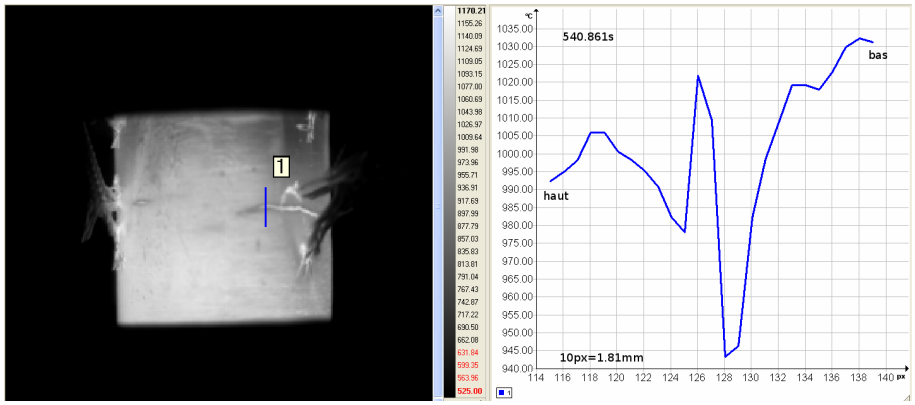


FIG. J.21: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

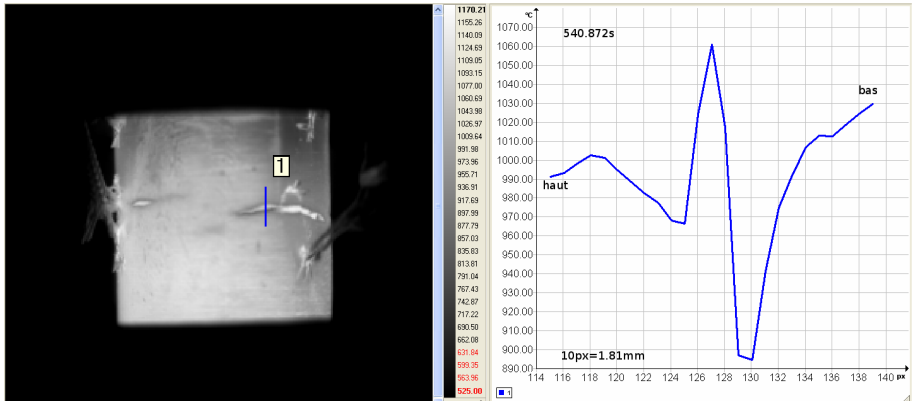


FIG. J.22: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

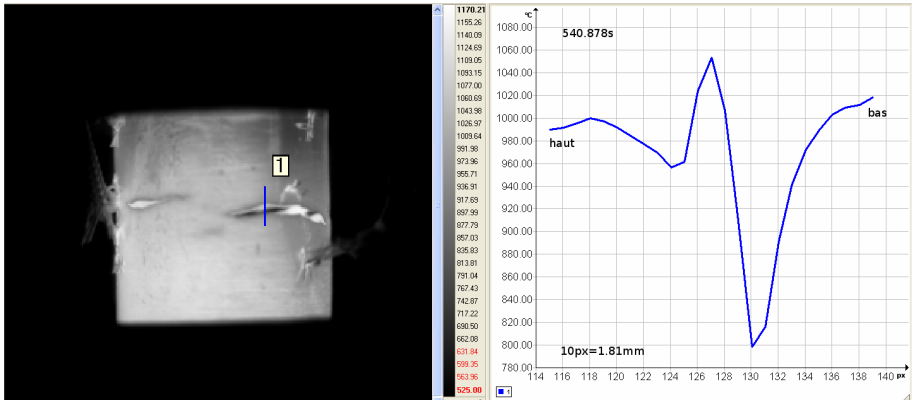


FIG. J.23: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

J.10 Images de microscopie électronique à balayage

J.10.1 Détermination approximative de l'épaisseur résiduelle

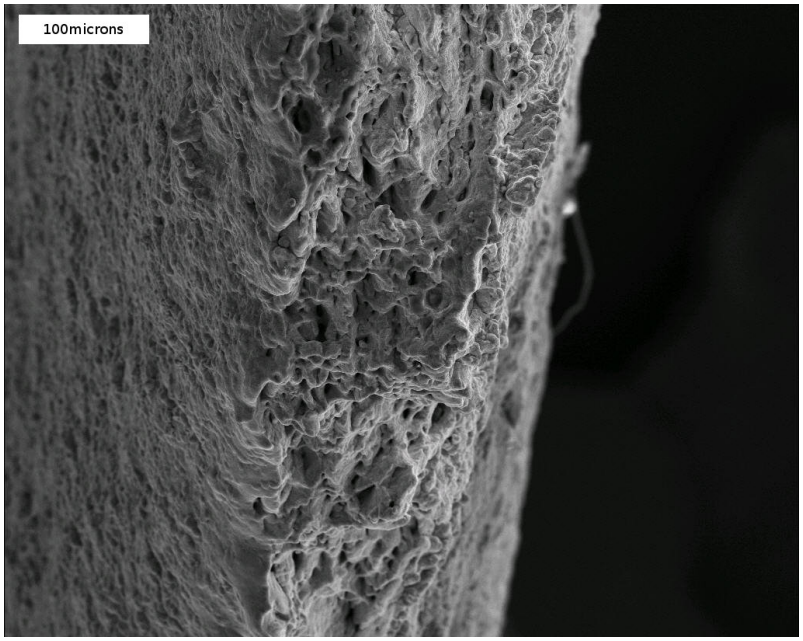


FIG. J.24: Vue de dessus

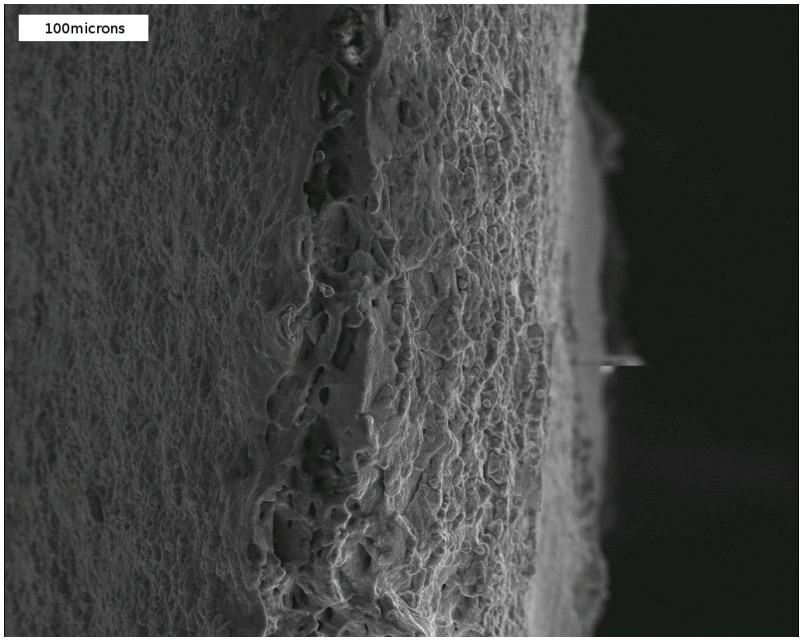


FIG. J.25: Vue de dessus

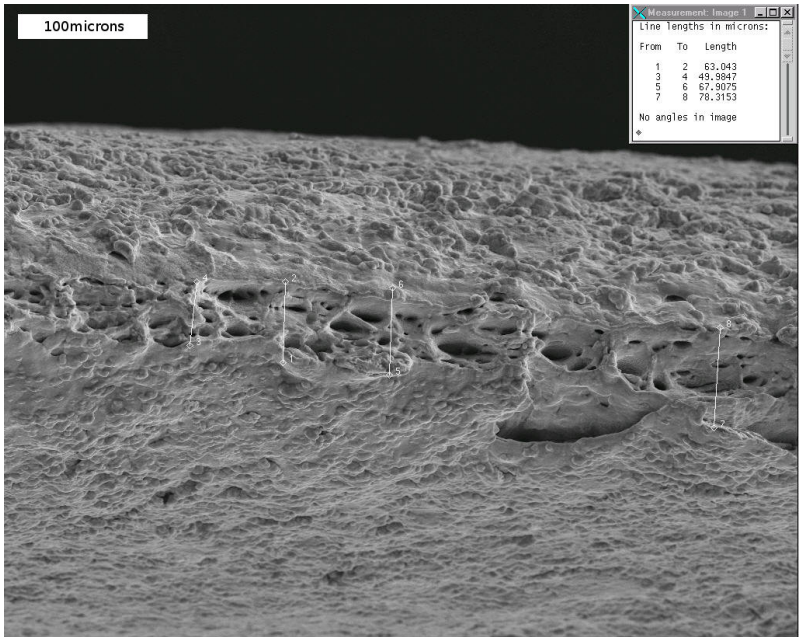


FIG. J.26: Vue de dessus

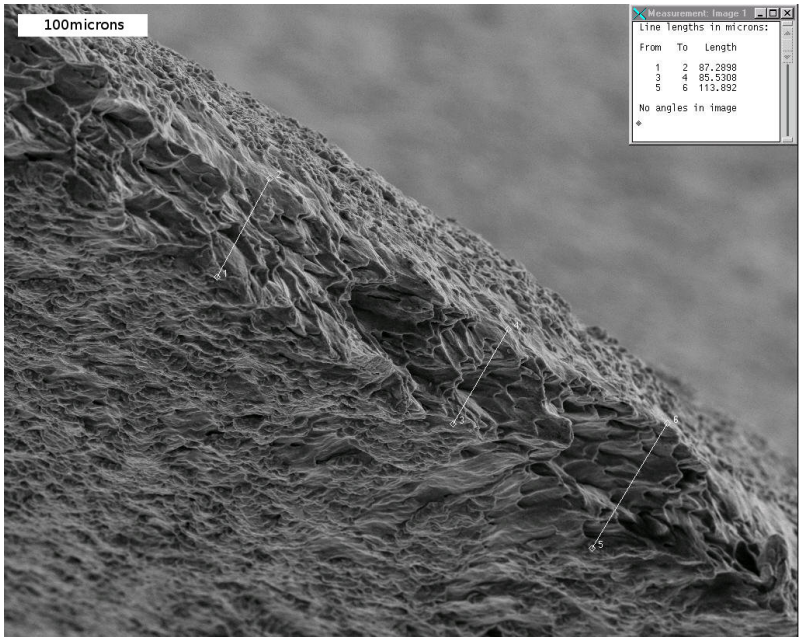


FIG. J.27: Vue de dessus

J.10.2 Faciès de rupture

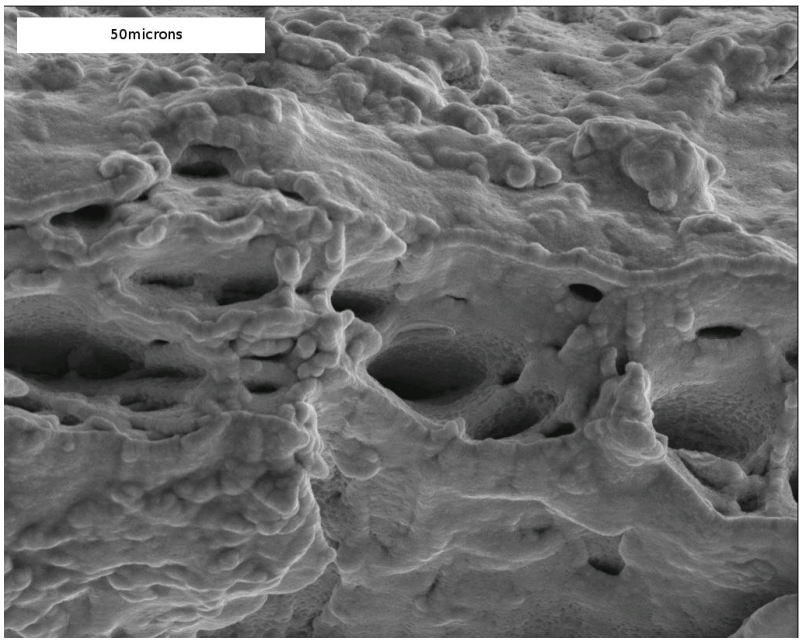


FIG. J.28: Faciès de rupture : vue de dessus

J.10.3 Paroi interne de l'éprouvette

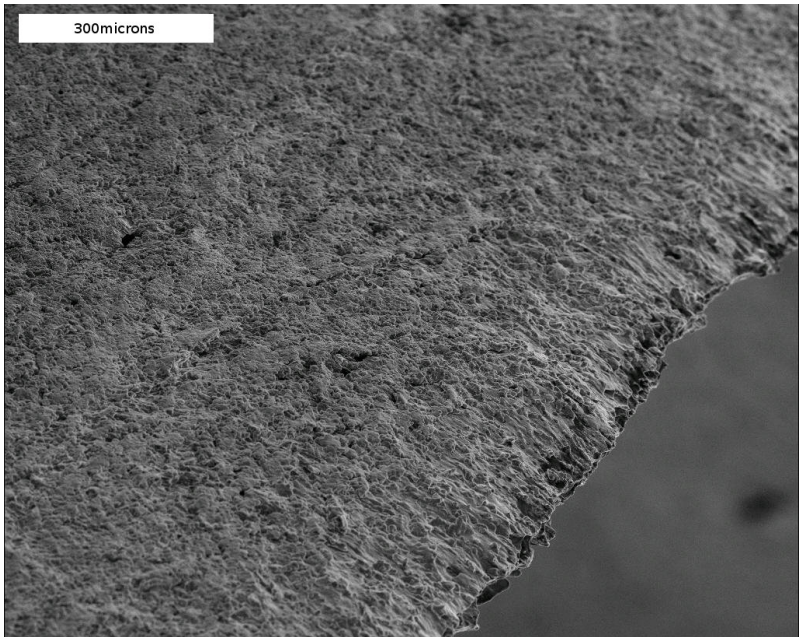


FIG. J.29: Paroi interne : vue de côté

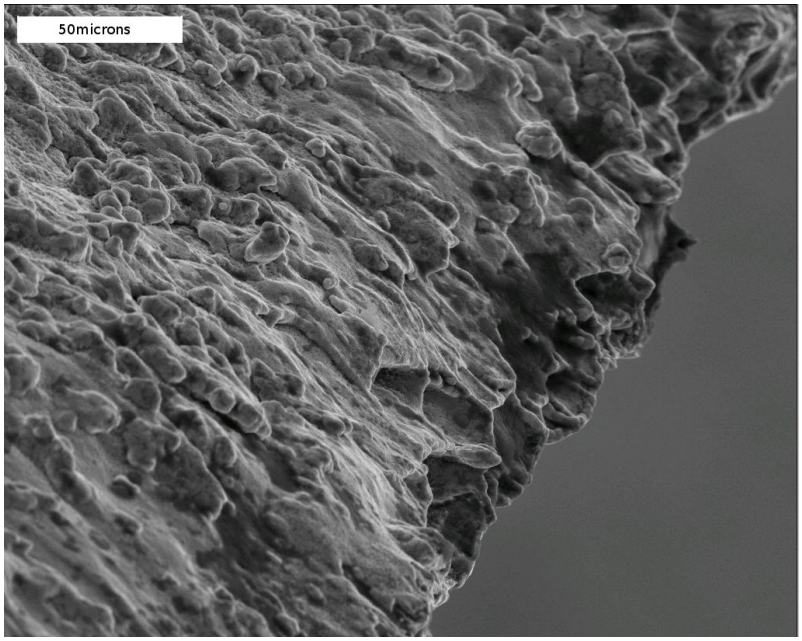


FIG. J.30: Paroi interne : vue de côté au niveau de la fracture process zone

Annexe K

Éprouvette E, Krakatoa, 1000°C

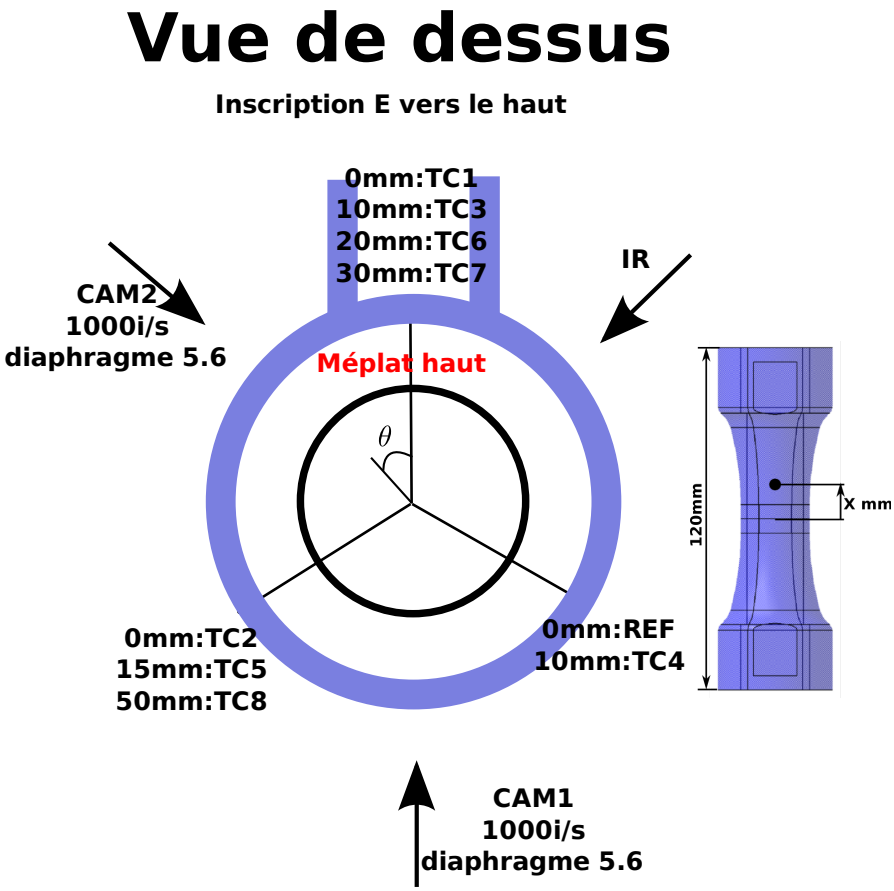


FIG. K.1: Disposition

K.1 Résumé

Remarque préliminaire : L'éprouvette a subi une chute d'un mètre après préparation (thermocouples soudés, rallonges éprouvettes montées). Il est possible que cette chute l'ait endommagée. Ceci pourrait expliquer la différence au niveau des résultats.

Initiation : L'initiation de la fissure s'est déroulée du côté de la caméra infrarouge. Visuellement, elle est apparue à $t_1 \simeq 526.382s$ voir quelques dixièmes de seconde avant ($\equiv t_2 = 31.467s$, $t_3 = -1170ms$) pour un déplacement du vérin de 6.02mm.

Description sommaire : La fissuration était globalement coplanaire avec quelques ondulations. Le décallotage complet de l'éprouvette a été causé par l'initiation et la réunion de multiples fissures qui ont initié dans des plans axialement assez proches. La vitesse circonférentielle moyenne vaut $\bar{V}_{R=12mm} \simeq 64mm.s^{-1}$.

La rigidité globale de l'éprouvette s'est maintenue jusqu'à $t_3 \simeq -20ms$ ($\frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta\theta}} > 5$ au lieu de 1.65), signe d'une propagation stable de la fissure. A partir de $t_3 \simeq -20ms$, l'effort et la pression ont chuté brutalement, la fissuration est devenue instable.

Le déplacement du vérin a atteint 8.85mm au moment du décallotage.

Observations issues des caméras : Trois régimes de vitesse ont pu être calculés pour cet essai :
Jusqu'à une longueur de fissure atteignant 3% ($t_3 \simeq -900ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse de propagation est de l'ordre de $6mm.s^{-1}$.
Pour une longueur de fissure allant de 5 ($t_3 \simeq -600ms$) à 18% ($t_3 \simeq -50ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse de propagation de fissure est de l'ordre de $24mm.s^{-1}$.
De 20% ($t_3 \simeq -45ms$) à 50% ($t_3 \simeq -6ms$) de la circonférence de l'éprouvette, la vitesse est de l'ordre de $2.5m.s^{-1}$.

Le refroidissement des lèvres de la fissure mesuré par la caméra infrarouge est compris entre 60°C et 100°C lors de la dépressurisation.

K.2 Métrologie

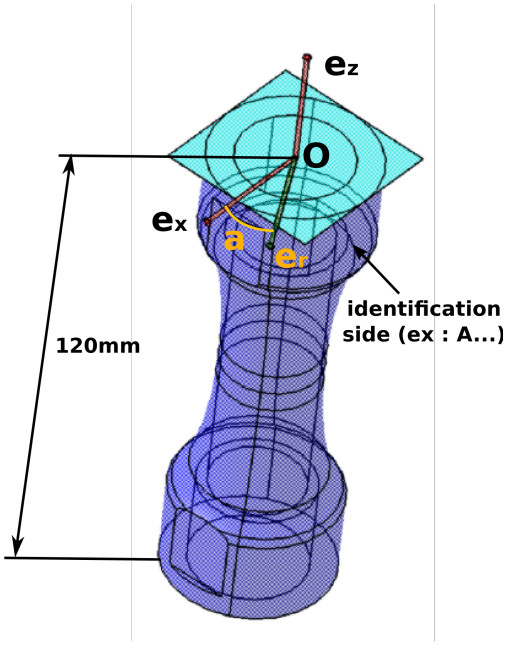


FIG. K.2: Repère de métrologie

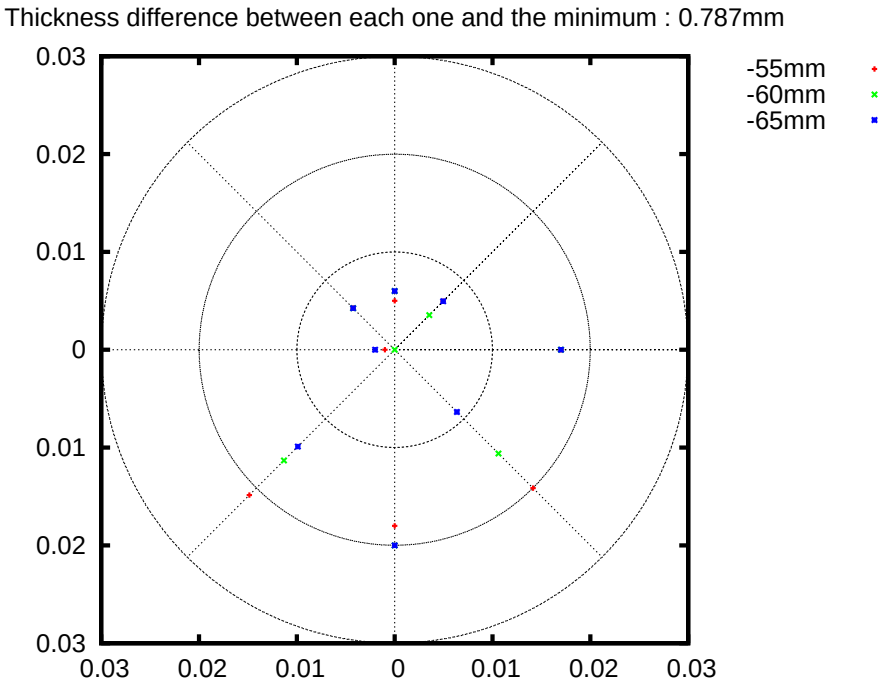


FIG. K.3: Mesure de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone utile (écart à la valeur minimale)

K.3 Chargement thermique

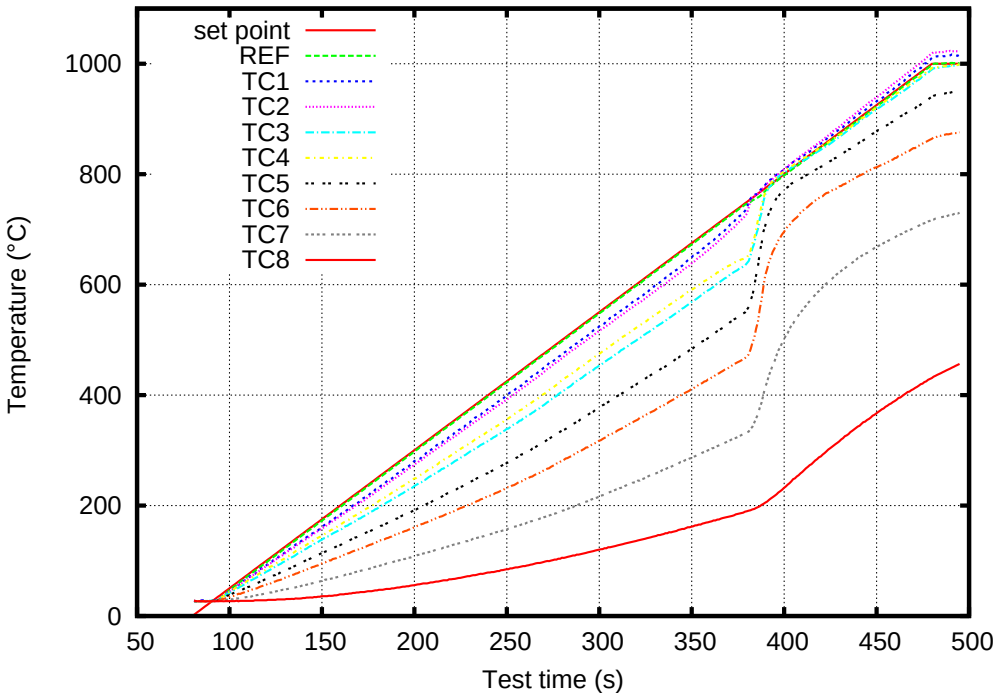


FIG. K.4: Montée en température

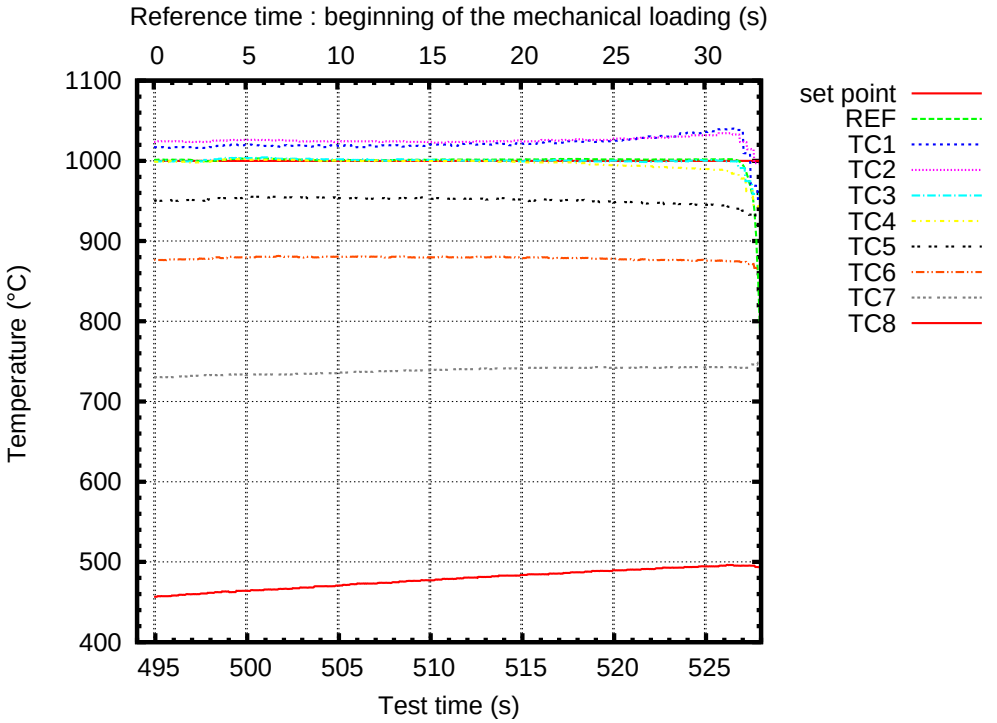


FIG. K.5: Mesure locale de la température pendant le chargement mécanique

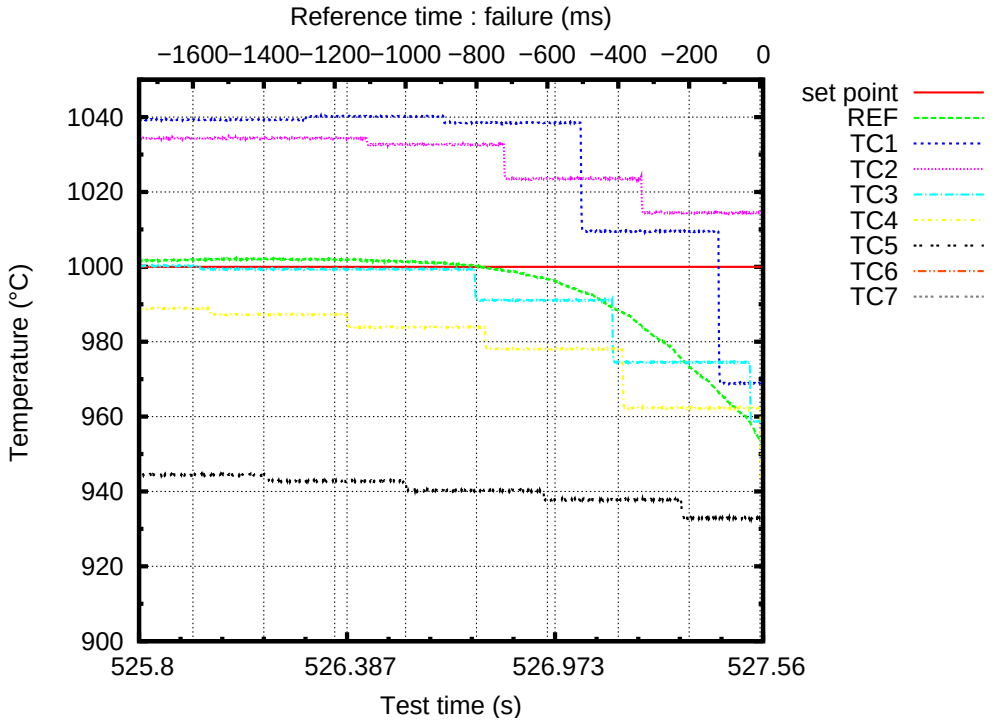


FIG. K.6: Mesure locale de la température pendant la propagation instable de la fissure

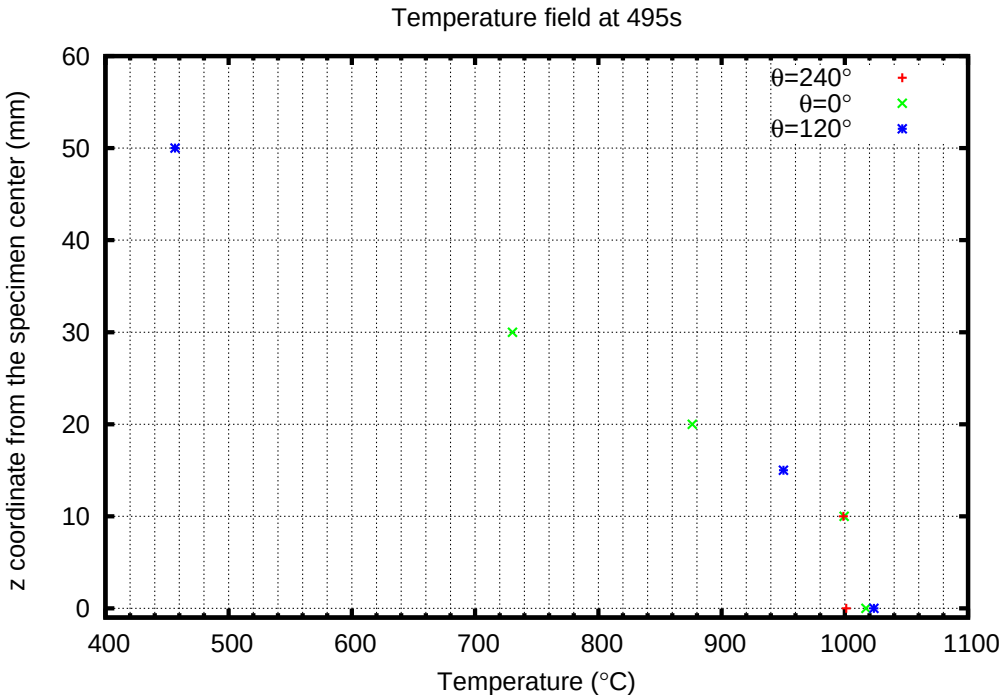


FIG. K.7: Distribution de température au début du chargement mécanique

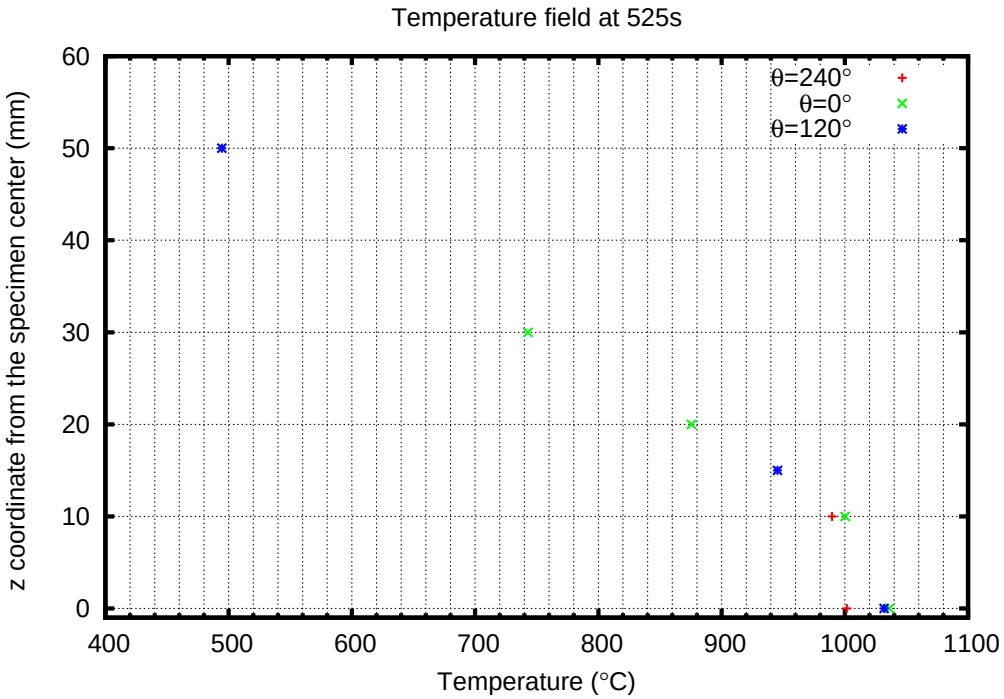


FIG. K.8: Distribution de température au moment de la dépressurisation

K.4 Chargement mécanique

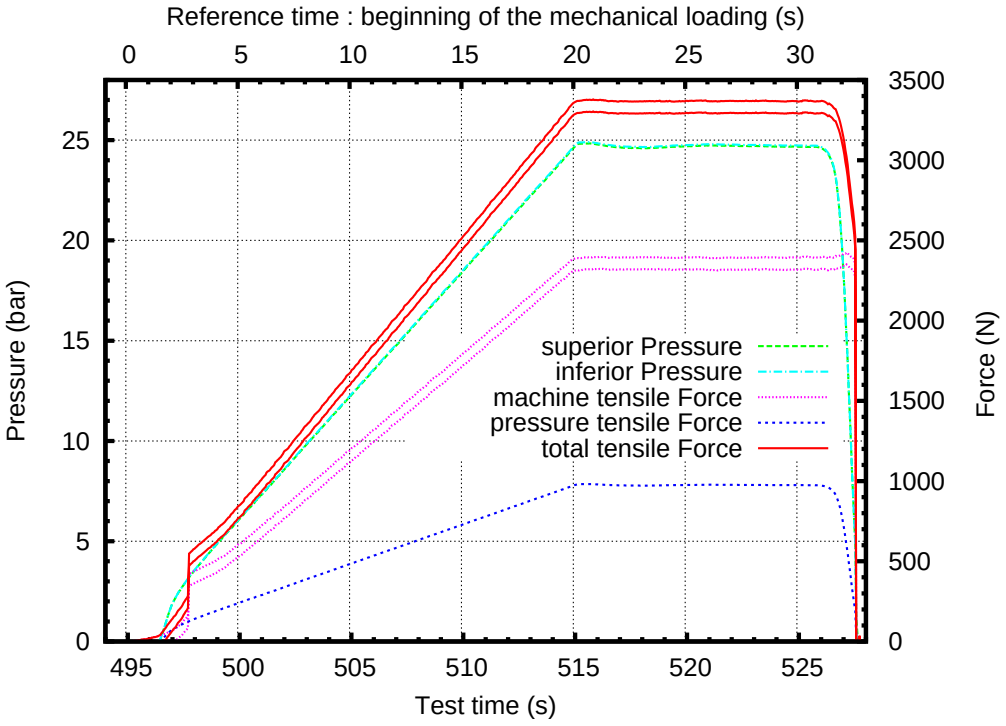


FIG. K.9: Effort et pression pendant le chargement mécanique

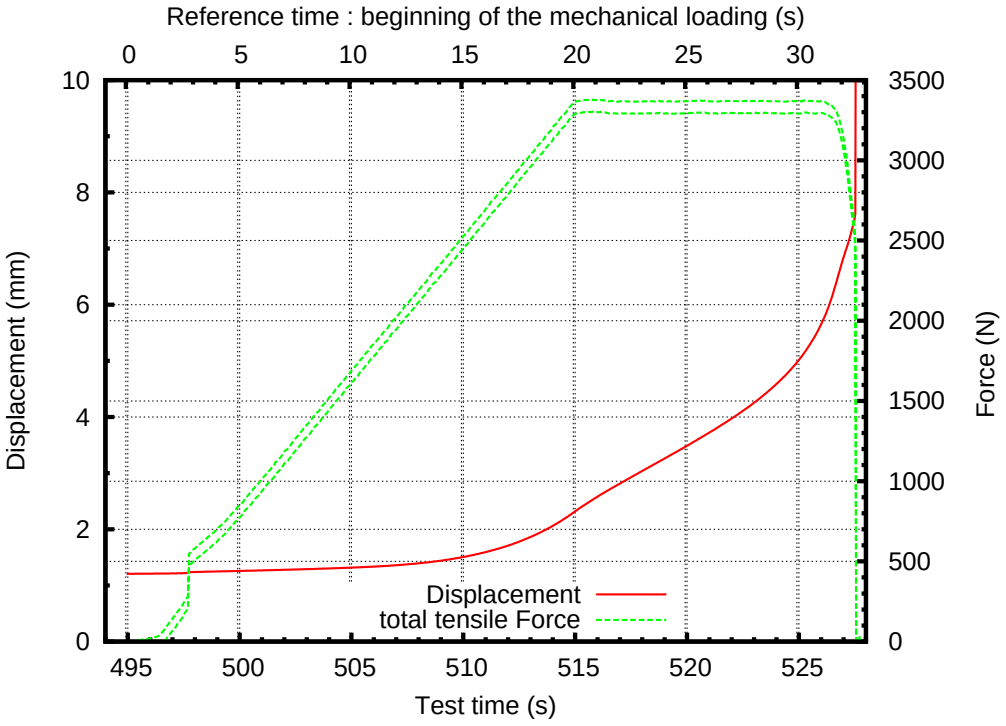


FIG. K.10: Effort et déplacement pendant le chargement mécanique

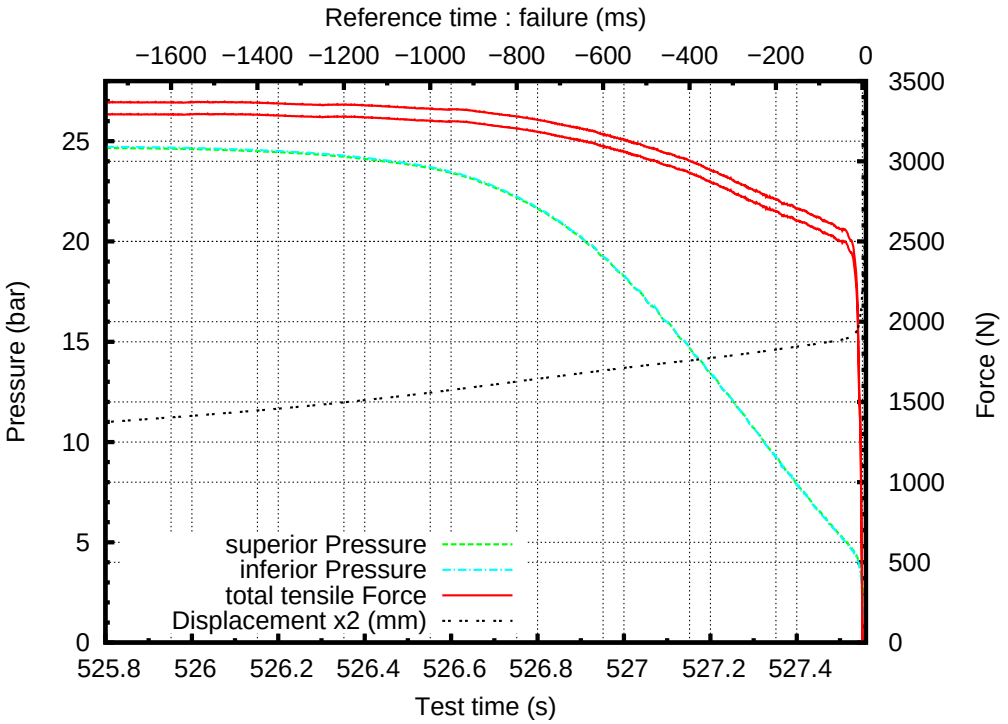


FIG. K.11: Effort et pression pendant la dépressurisation

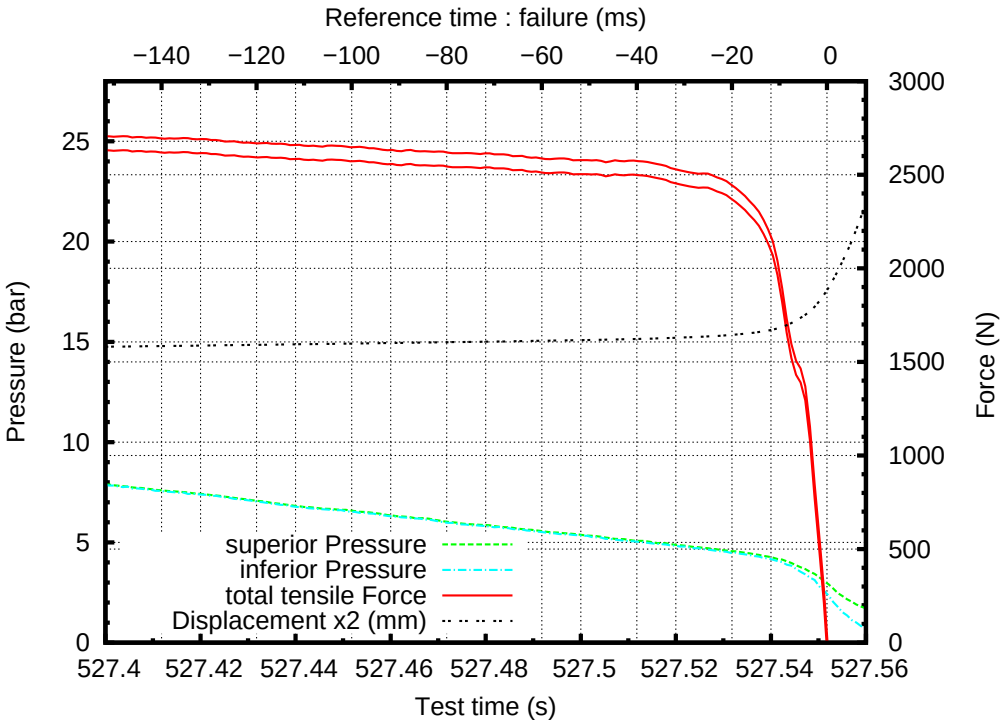


FIG. K.12: Effort et pression pendant la propagation instable de la fissure

K.5 Contraintes

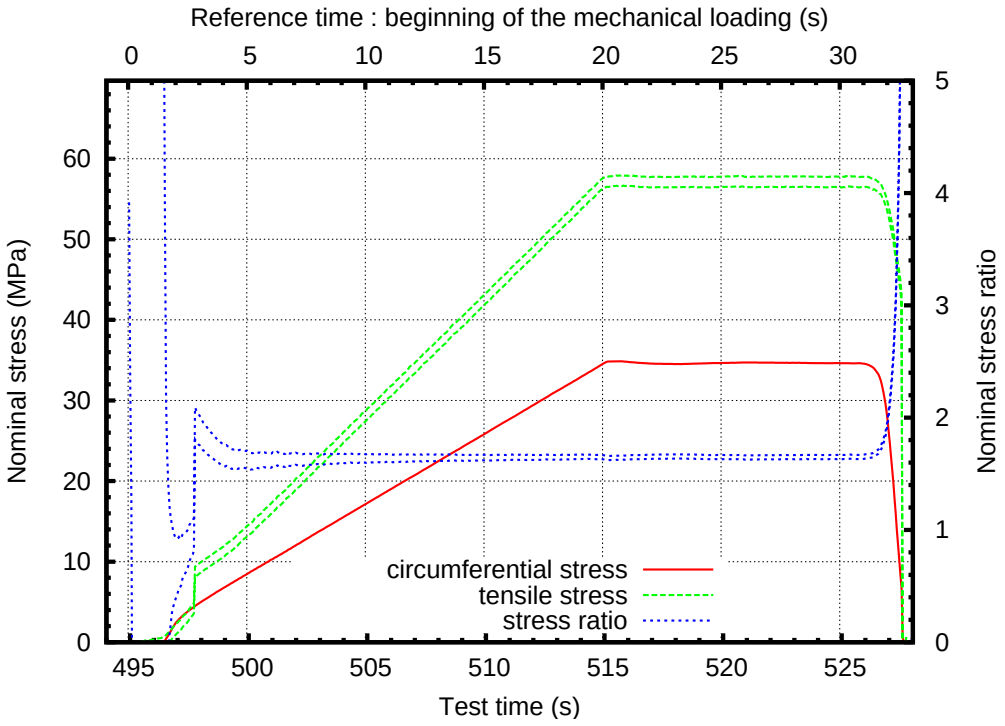


FIG. K.13: Contraintes nominales pendant le chargement mécanique

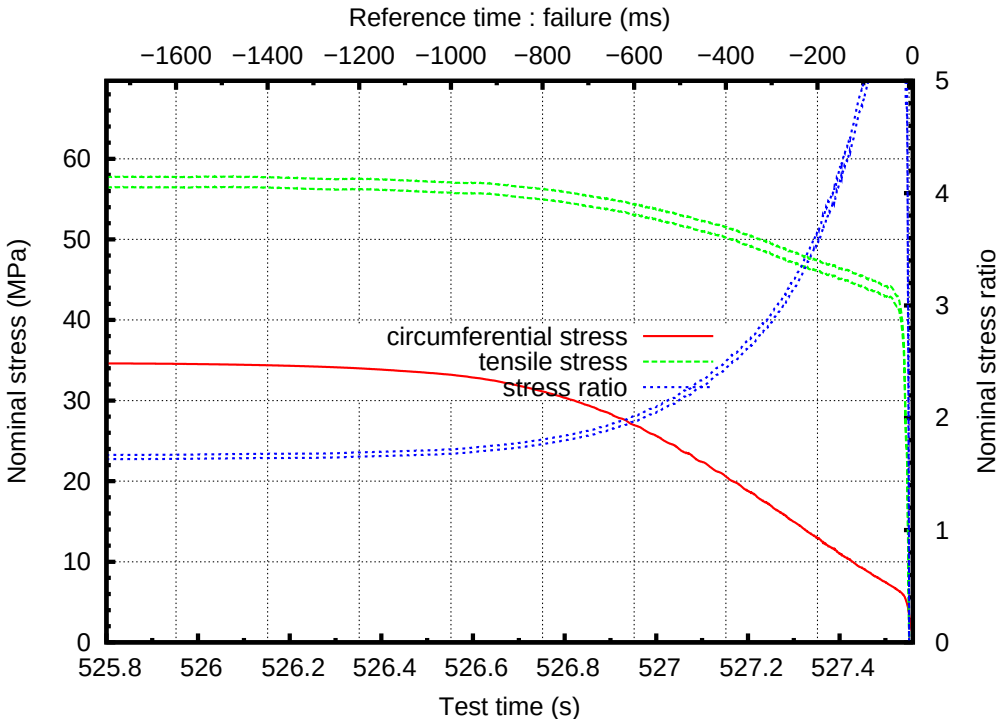


FIG. K.14: Contraintes nominales pendant la propagation instable de la fissure

K.6 Propagation circonférentielle de fissure

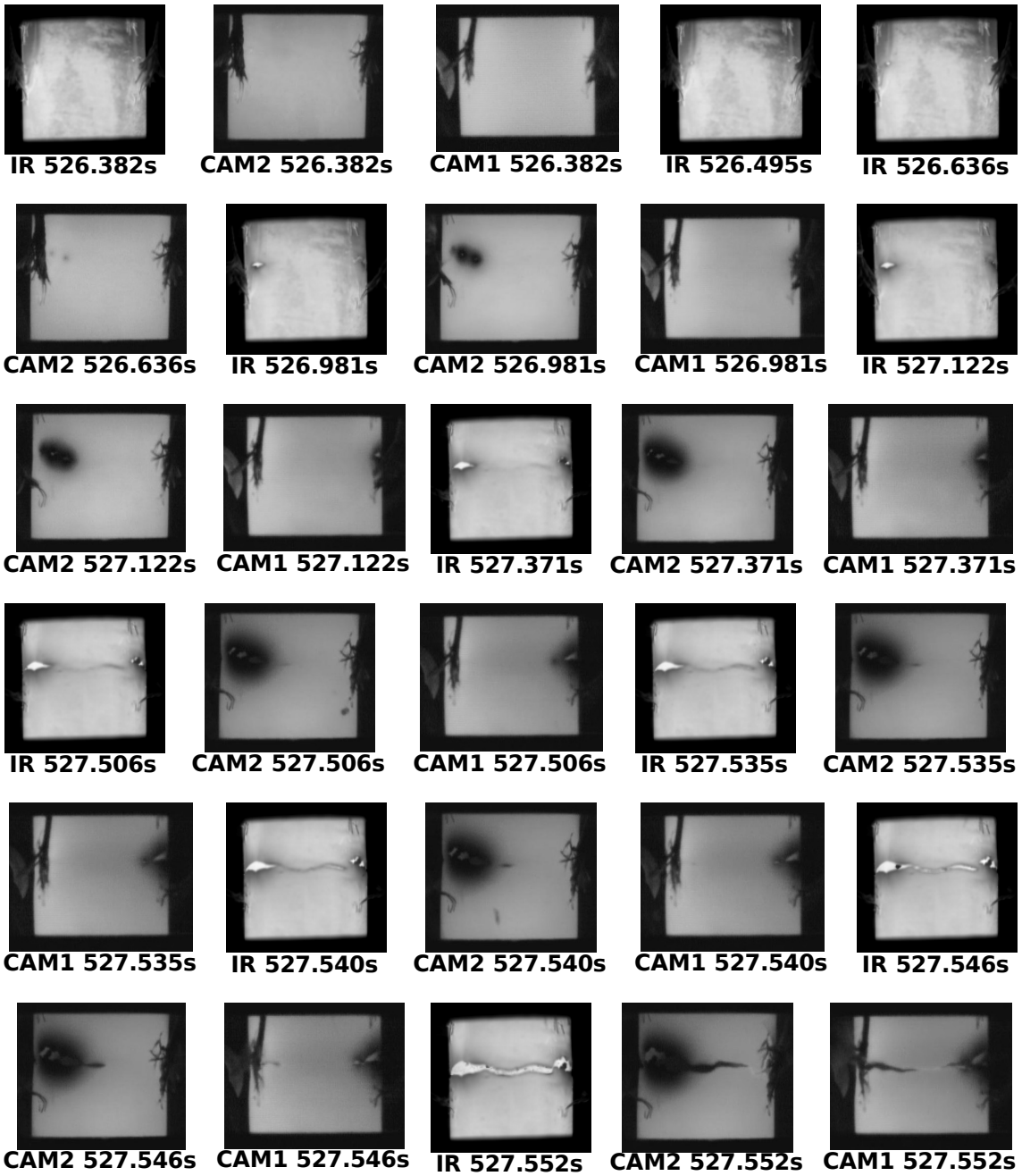


FIG. K.15: Images de la propagation de fissure

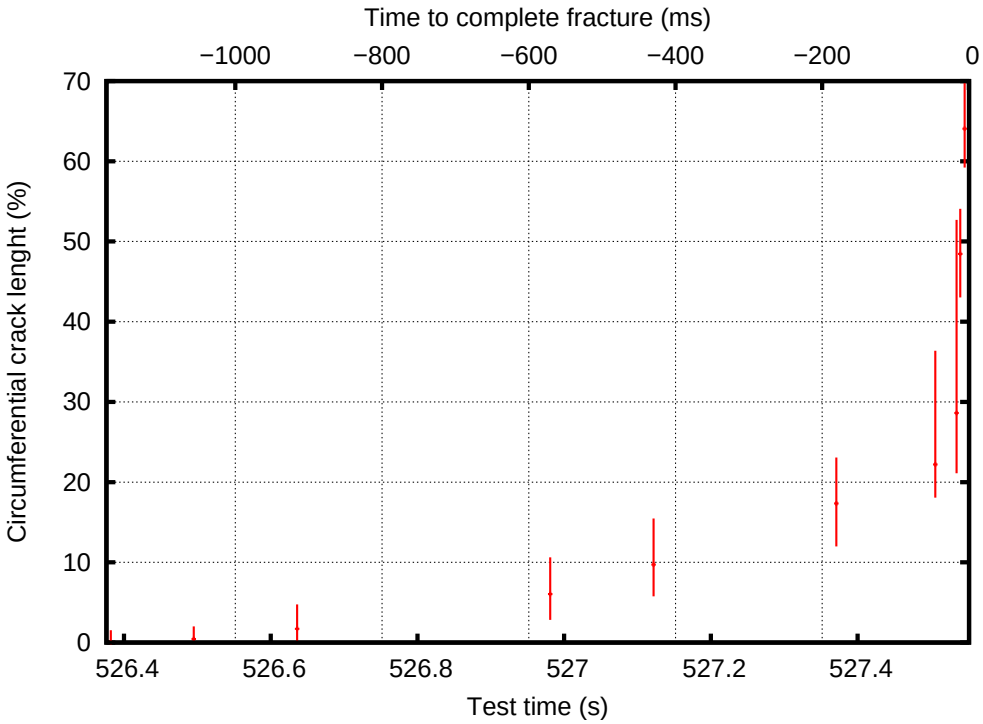


FIG. K.16: Propagation circonférentielle

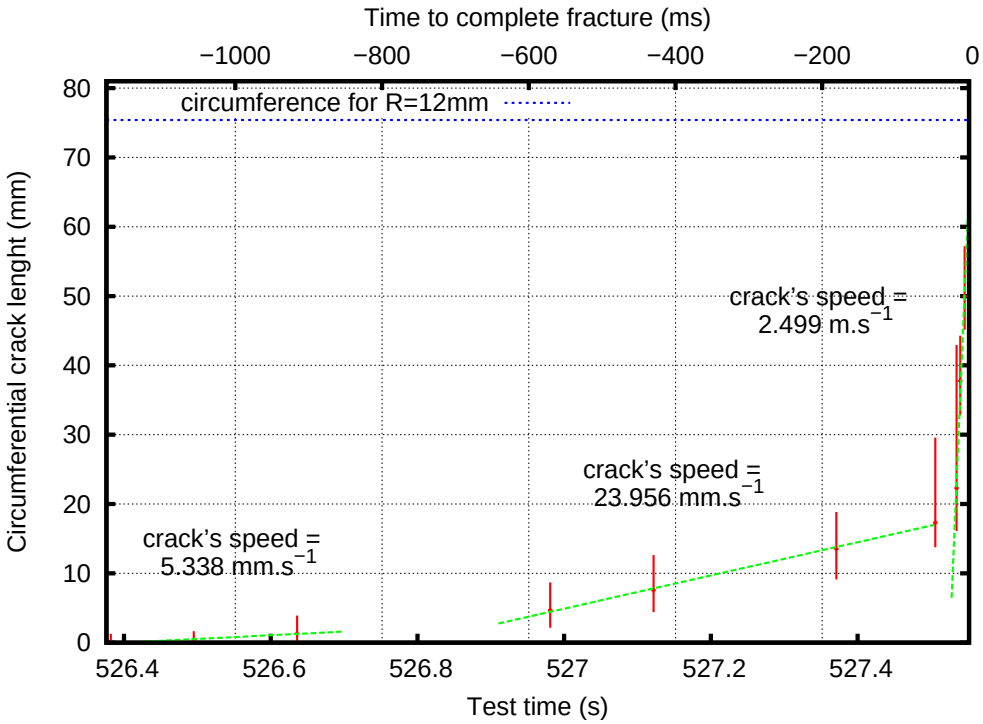


FIG. K.17: Propagation circonférentielle

K.7 Loi de dépressurisation

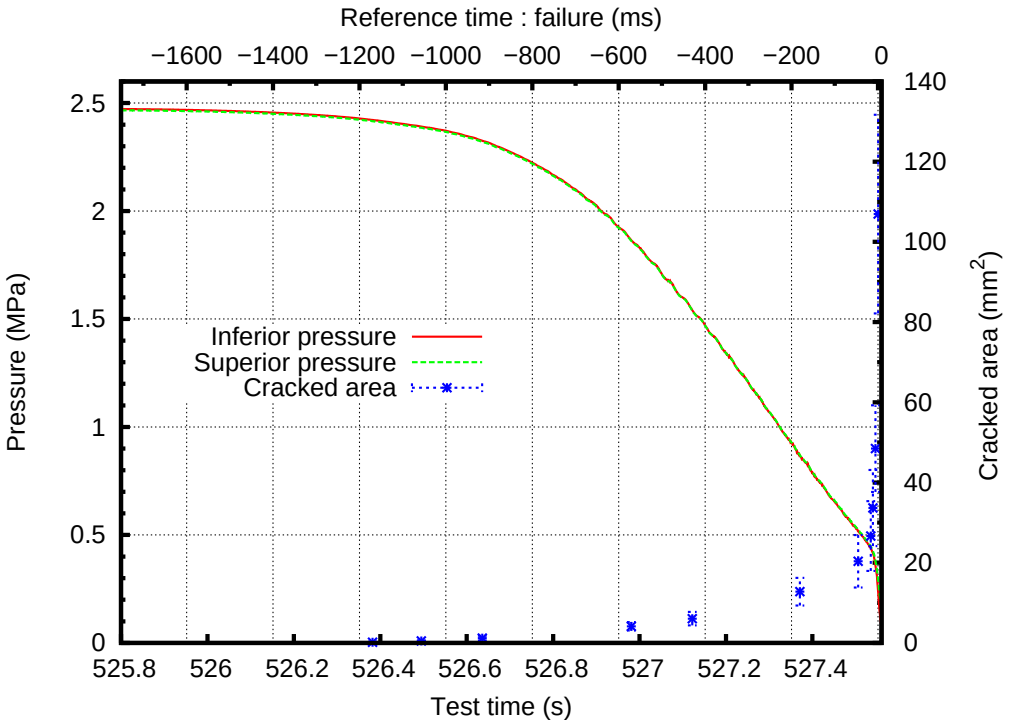


FIG. K.18: Loi de dépressurisation

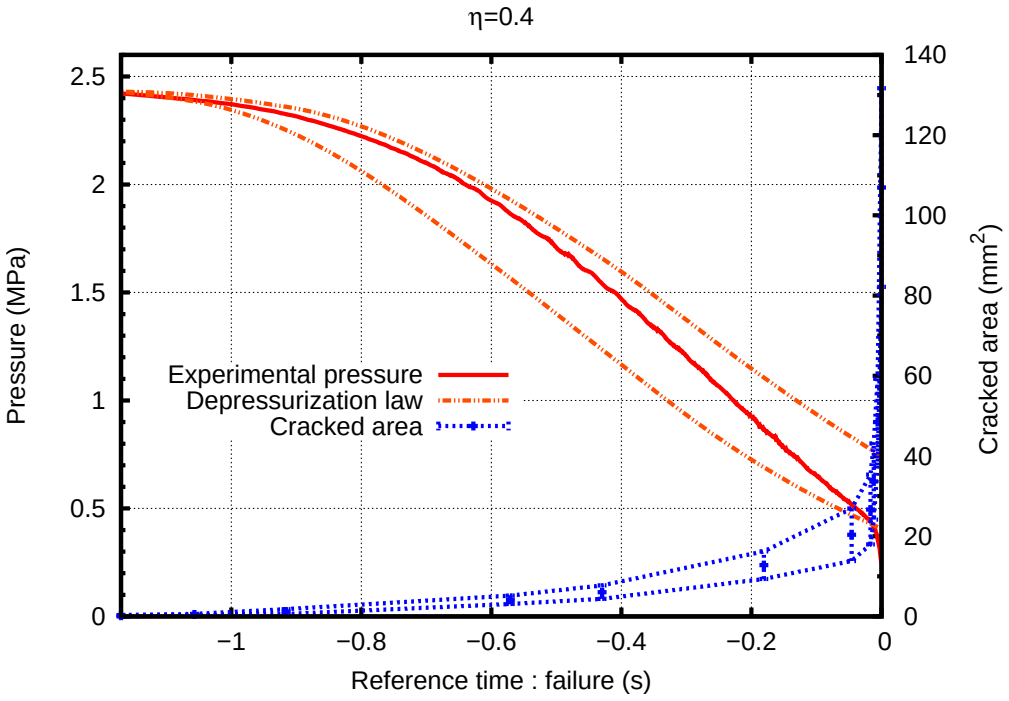


FIG. K.19: Comparaison à une loi de dépressurisation (détente adiabatique)

K.8 Planéité de la trajectoire de la fissure

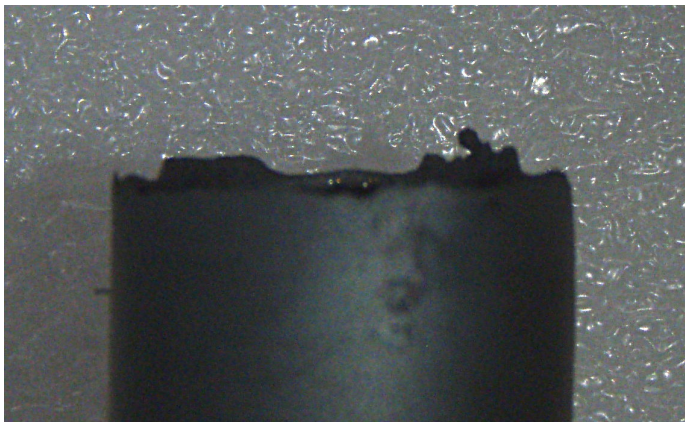


FIG. K.20: Planéité de la trajectoire de la fissure

K.9 Refroidissement des lèvres de la fissure lors de la dépressurisation

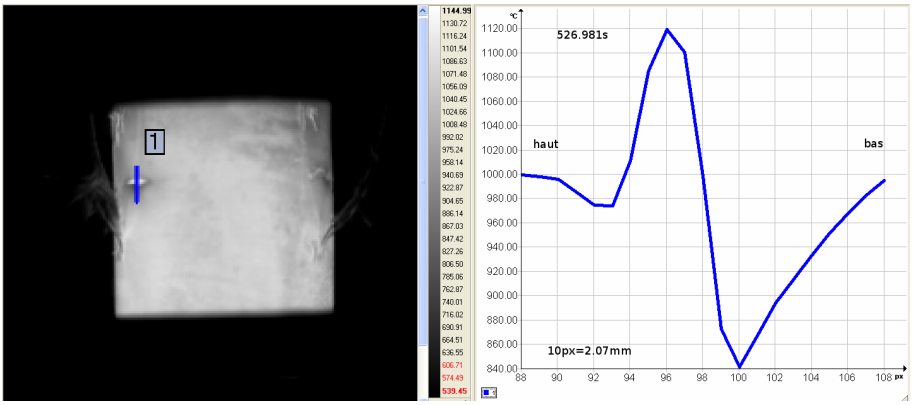


FIG. K.21: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

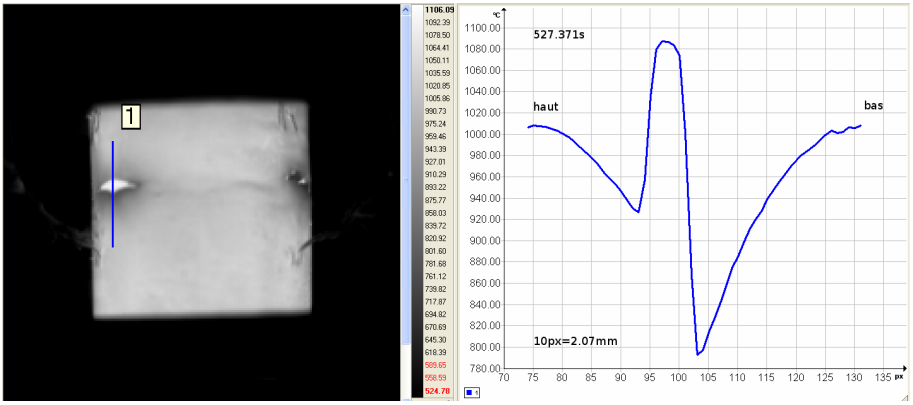


FIG. K.22: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

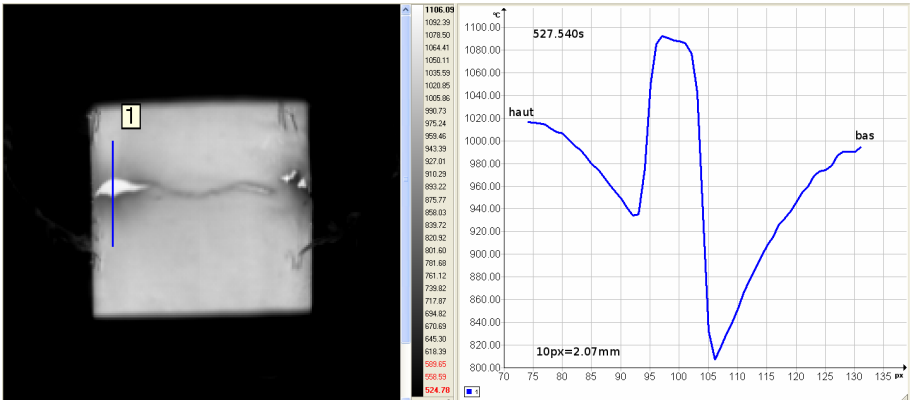


FIG. K.23: Distribution de température mesurée sur un profil coupant la fissure

Annexe L

Modélisation des essais de déchirure sur éprouvette CT : Compléments.

L.1 Introduction

Cette annexe présente des résultats complémentaires à ceux exposés dans le chapitre 4 page 91.

La première partie traite de l'influence des paramètres Γ_0 et T_0 sur la propagation de fissure. Elle démontre les résultats énoncés dans la section 4.3.3 page 99 sur l'influence des paramètres Γ_0 et T_0 à partir d'une étude paramétrique sur l'éprouvette CT.

La deuxième partie est consacrée à une critique de la validité de la loi de comportement utilisée dans le chapitre 4.

Enfin, dans le chapitre 4, aucune gestion du contact n'a été mis en oeuvre pour parer à l'interpénétration des deux faces des entailles réalisées sur les côtés de l'éprouvette CT. La dernière partie s'attache à démontrer que cette interpénétration joue un rôle négligeable sur la propagation de fissure.

L.2 Influence de l'énergie cohésive Γ_0 et de la traction T_0 sur la réponse globale de l'éprouvette

Nous nous plaçons dans les conditions de modélisation du chapitre 4. Seules les lois de traction séparation sont modifiées afin d'étudier l'influence de l'énergie cohésive Γ_0 et de la traction T_0 sur la réponse globale de l'éprouvette.

L.2.1 Influence de l'énergie cohésive Γ_0

Lorsque l'énergie cohésive Γ_0 augmente à T_0 fixé, les observations suivantes peuvent être faites à partir des figures L.1, L.2, L.3 et L.4 page suivante :

- Initiation de la fissure plus tardive.

- Diminution de la vitesse de propagation de la fissure.
- R augmente car Γ_0 augmente mais aussi parce que le taux de dissipation d'énergie volumique augmente car la taille de la FPZ augmente.

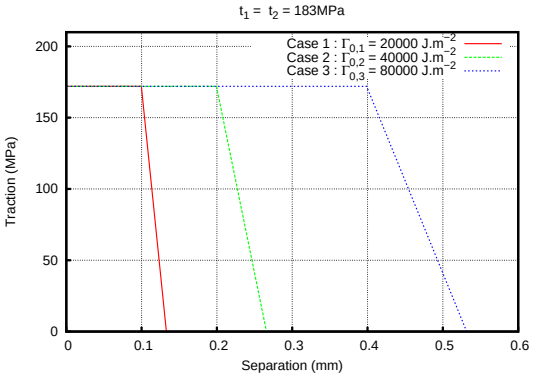


FIG. L.1: Lois de traction séparation à T_0 fixé

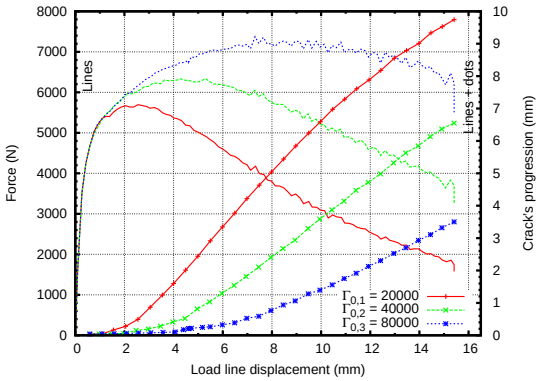


FIG. L.2: Inflence de Γ_0 sur la courbe effort déplacement globale et sur la propagation

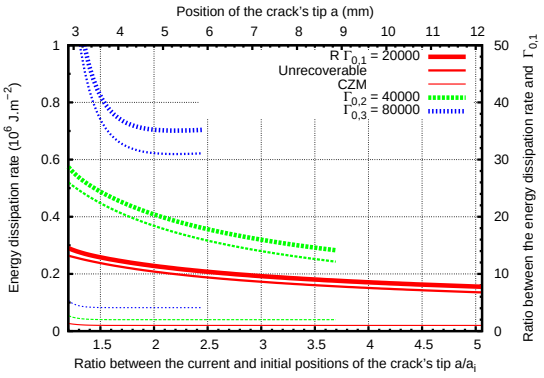


FIG. L.3: Influence de Γ_0 sur le taux de dissipation d'énergie

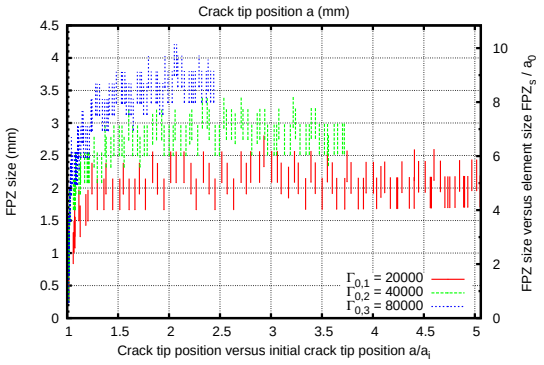


FIG. L.4: Influence de Γ_0 sur la taille de la fracture process zone

L.2.2 Influence de la traction maximale T_0

Lorsque la traction maximale T_0 augmente à Γ_0 fixé, les observations suivantes peuvent être faites à partir des figures L.5, L.6, L.7 et L.8 page suivante :

- Pas d'influence notable sur l'initiation de la fissure.
- Diminution de la vitesse de propagation de la fissure.
- R augmente car le taux de dissipation d'énergie volumique augmente.
- La taille de la fracture process zone diminue. En effet, la loi de traction séparation limite la contrainte principale maximale dans la fracture process zone. Si l'on fait un calcul sans zone cohésive,

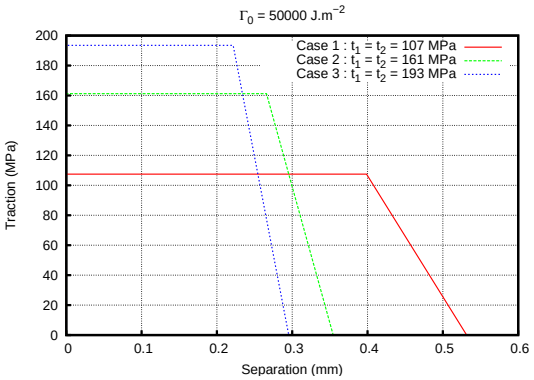


FIG. L.5: Lois de traction séparation à Γ_0 fixé

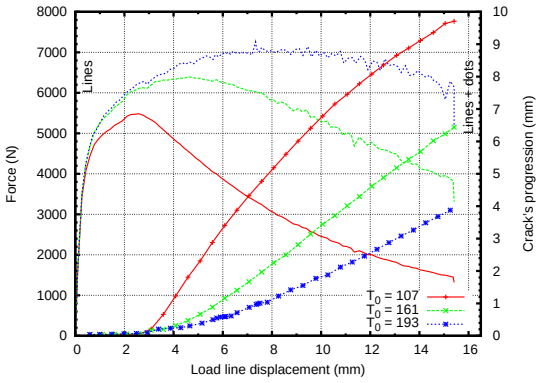


FIG. L.6: Inflence de T_0 sur la courbe effort déplacement globale et sur la propagation

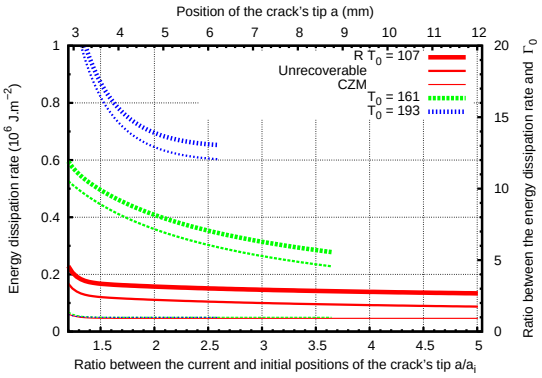


FIG. L.7: Influence de T_0 sur le taux de dissipation d'énergie

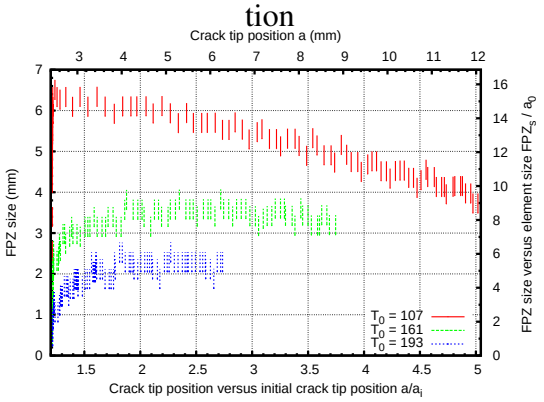


FIG. L.8: Influence de T_0 sur la taille de la fracture process zone

L.3 Validité du comportement du matériau

La loi de comportement du matériau utilisée dans le chapitre 4 page 91 a été établie à partir de résultats expérimentaux du CEA Grenoble. Ces essais ont été réalisés à vitesse de déformation conventionnelle constante.

La loi de comportement du matériau a été donnée par l'intermédiaire de plusieurs tableaux comportant les couples déformation logarithmique plastique/contrainte de cauchy puisque les calculs ont été réalisés en grands déplacements et grandes déformations (NLGEOM sous abaqus6.6-1). Chaque tableau est donné pour une vitesse de déformation. Abaqus gère ensuite l'interpolation des lois de comportement de façon linéaire pour les vitesses de déformation non fournies.

Pour les courbes du chapitre 4 page 91, les données ont été fournies à vitesse de déformation conventionnelle constante alors qu'abaqus6.6-1 les interprète à vitesse de déformation logarithmique constante (fonction NLGEOM). Les deux vitesses ne sont pas

équivalentes car (en 1D) :

$$\frac{dln(1+\varepsilon)}{dt} = \frac{\dot{\varepsilon}}{1+\varepsilon} \tag{L.1}$$

où ε représente la déformation conventionnelle. Ainsi, à vitesse de déformation conventionnelle fixée, le comportement de matériau est d'autant moins représentatif que la déformation augmente.

Les valeurs des tables ont été modifiées pour prendre en compte l'interprétation d'abaqus6.6-1 (voir figure L.9). La nouvelle loi de traction séparation optimisée vis à vis des résultats des essais sur éprouvettes CT est représentée sur la figure L.10. Les courbes effort et propagation de fissure en fonction du déplacement imposé dans les nouvelles conditions sont tracées sur la figure L.11.

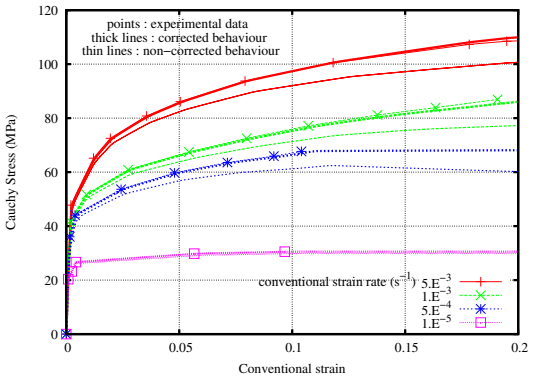


FIG. L.9: Comparaison de la loi de comportement du chapitre 4 et de la loi modifiée vis à vis des données expérimentales

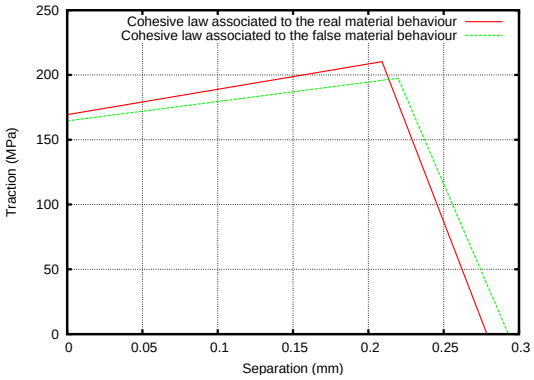


FIG. L.10: Loi de traction séparation obtenue pour la meilleure optimisation avec la loi de comportement modifiée

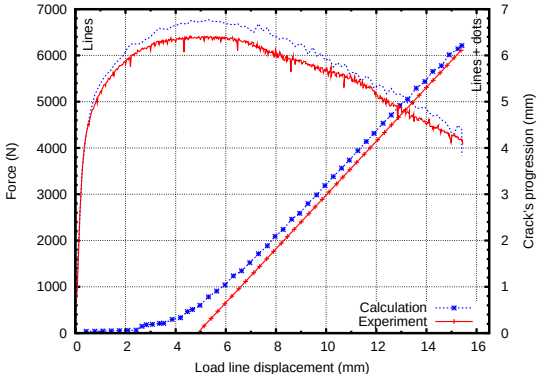


FIG. L.11: Meilleure optimisation

Par ailleurs, l'interpolation linéaire réalisée par abaqus6.6-1 entre chaque vitesse de déformation est discutable. Une interpolation logarithmique aurait été plus adaptée au comportement réel du matériau. Cette interpolation est d'autant plus pénalisante que l'éprouvette CT est une éprouvette de flexion et donc qu'une grande partie de l'éprouvette

est soumise à des vitesses de déformation comprise entre $1.E-5$ et $5e-4s^{-1}$, gamme de vitesse pour laquelle aucune caractérisation n'a été effectuée.

L.4 Influence de l'interpénétration des faces opposées des entailles réalisées sur les côtés des éprouvettes CT.

Une interpénétration des entailles réalisées sur les côtés des éprouvettes CT a été constatée lors de la simulation des essais (voir figure L.12). Ainsi, un calcul avec gestion du contact (fonction CONTACT PAIR, node to surface d'abaqus6.6-1) a été effectué dans les conditions du chapitre 4 page 91 pour étudier l'influence de l'interpénétration sur les résultats de propagation. Aucune influence n'a été constatée (voir figure L.13 page suivante). Un algorithme de gestion de contact aurait conduit à une augmentation des temps de calcul, il n'a donc pas été utilisé.

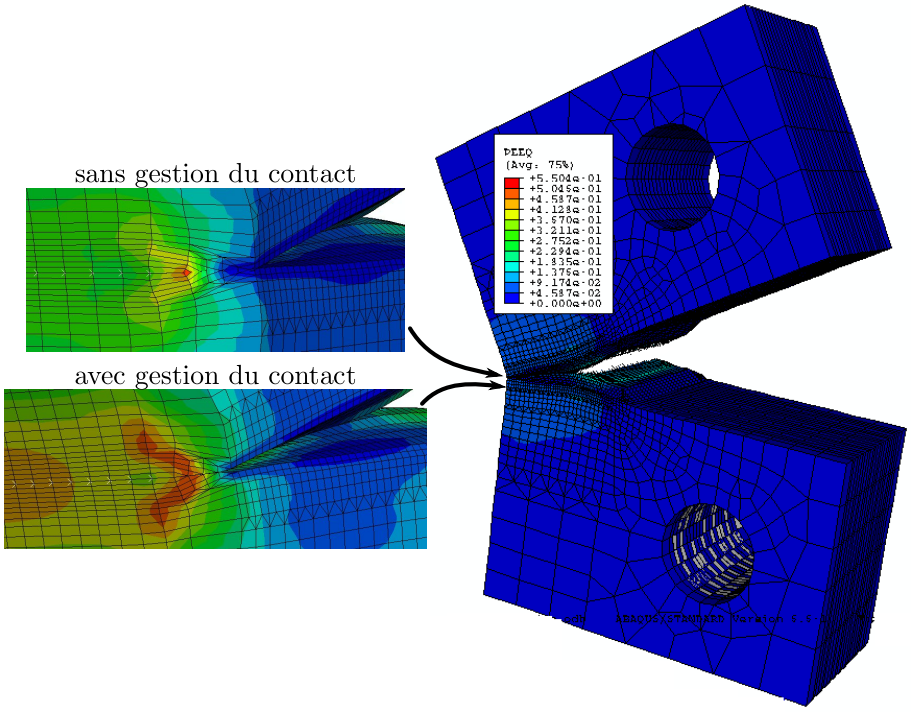


FIG. L.12: Mise en évidence de l'interpénétration

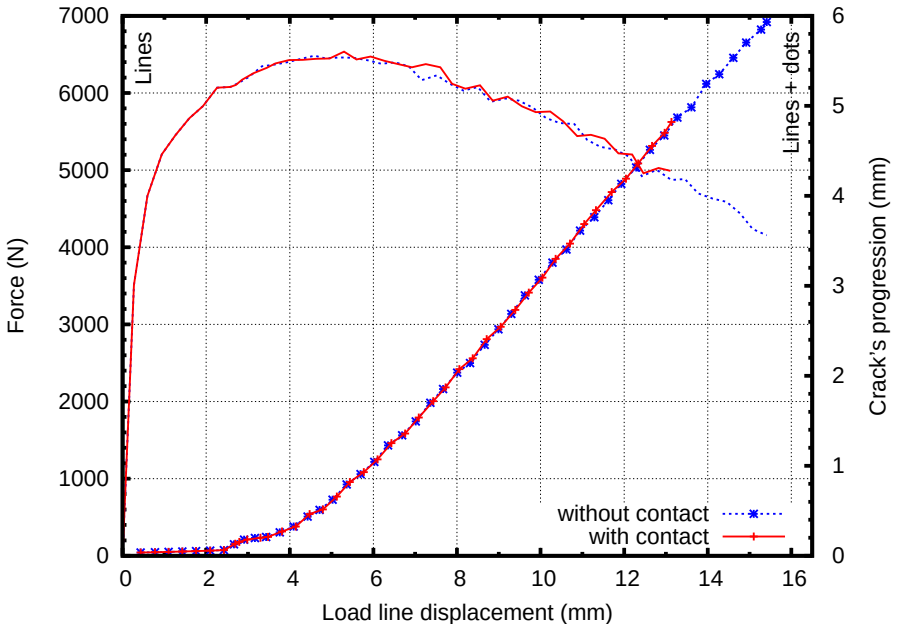


FIG. L.13: Comparaison des résultats globaux avec et sans gestion du contact

Annexe M

Essais de traction.

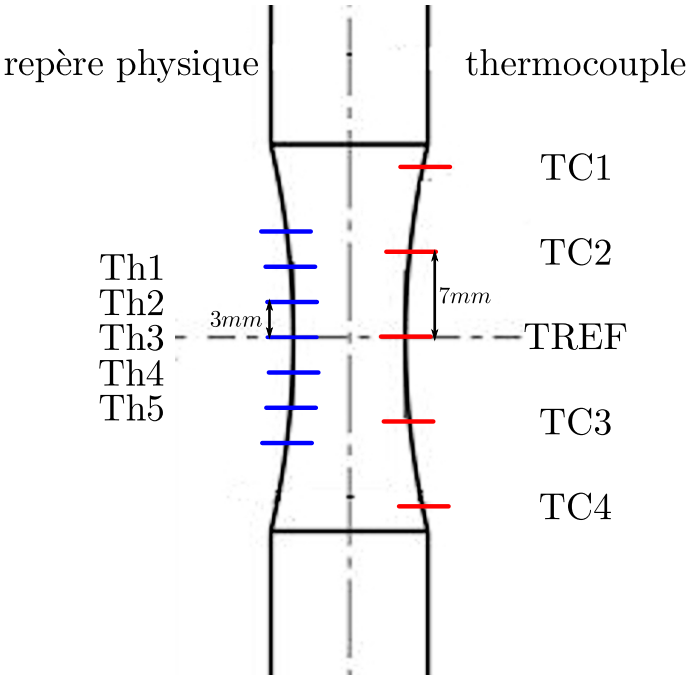


FIG. M.1: Préparation des éprouvettes

EP12 - Rupther

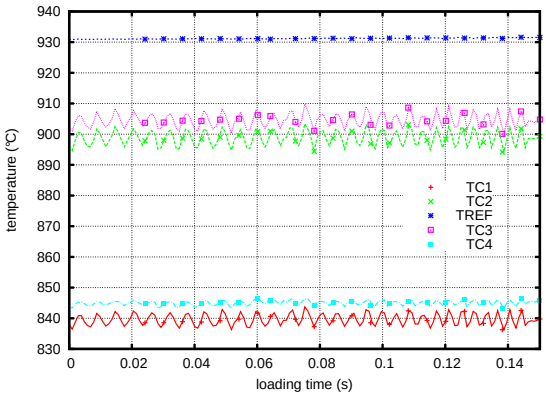


FIG. M.2: EP12-Température

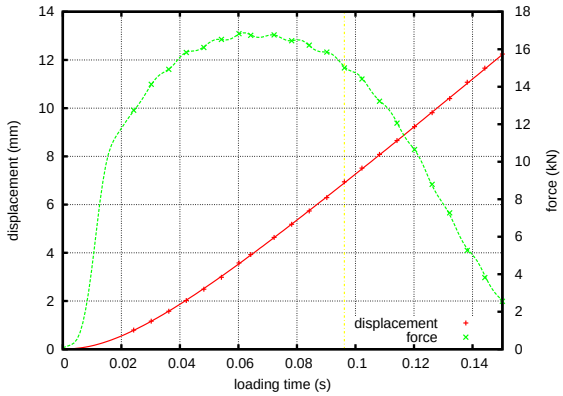


FIG. M.3: EP12-Effort et déplacement imposé

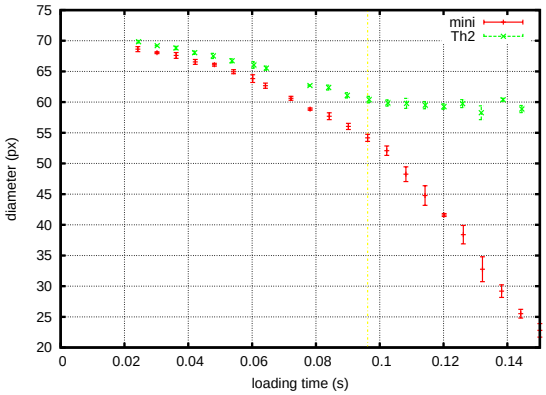


FIG. M.4: EP12-diamètre

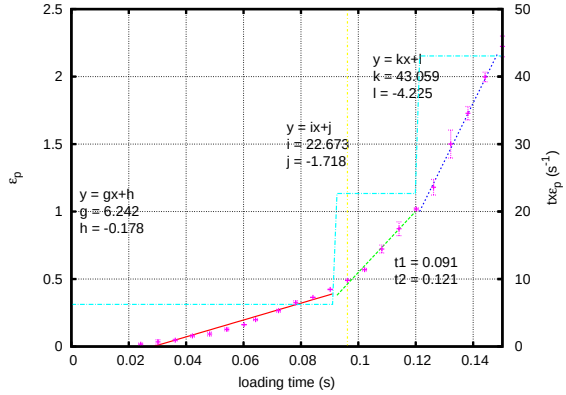


FIG. M.5: EP12-Déformation plastique équivalente

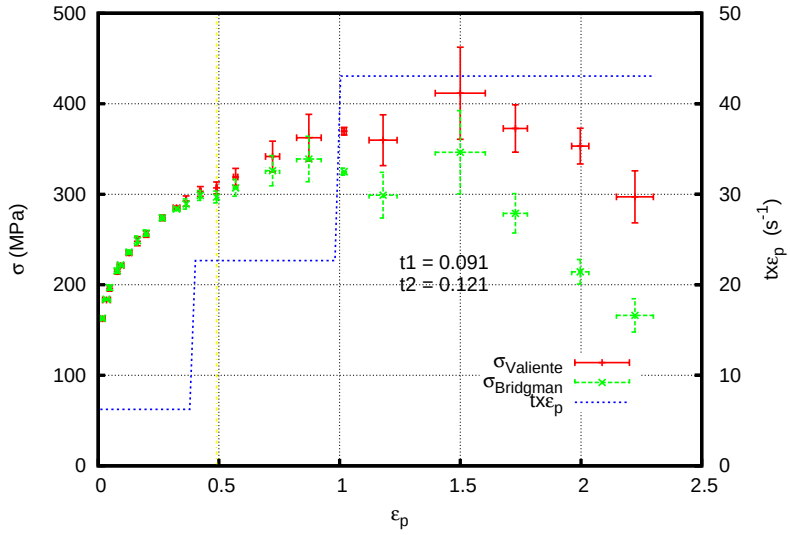


FIG. M.6: EP12-Contrainte équivalente

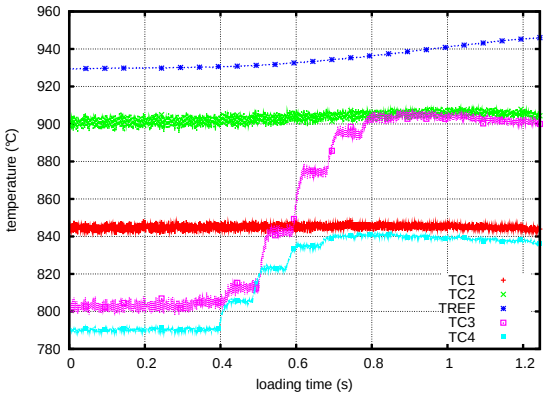


FIG. M.7: EP13-Température

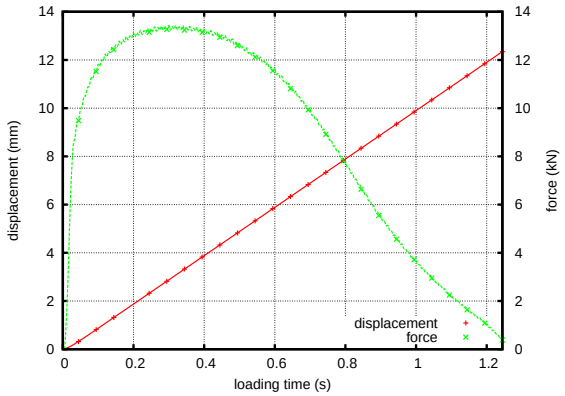


FIG. M.8: EP13-Effort et déplacement imposé

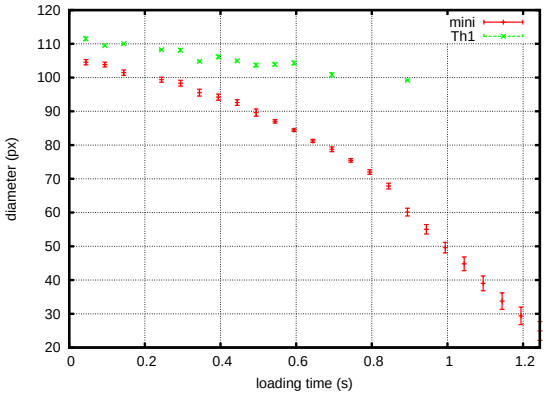


FIG. M.9: EP13-diamètre

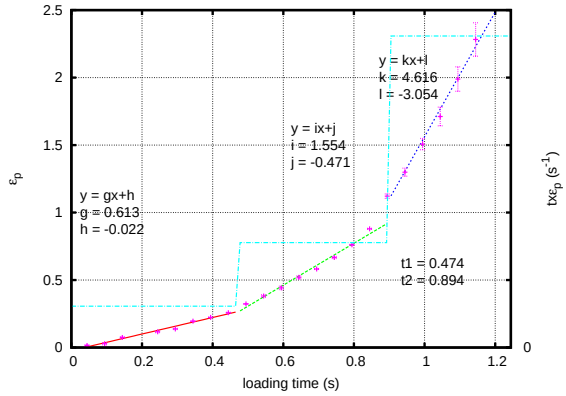


FIG. M.10: EP13-Déformation plastique équivalente

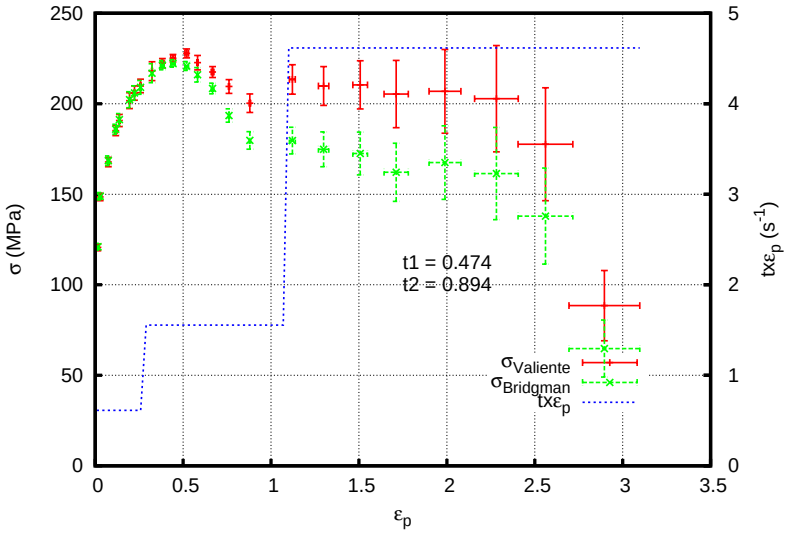


FIG. M.11: EP13-Contrainte équivalente

EP16 - Rupther

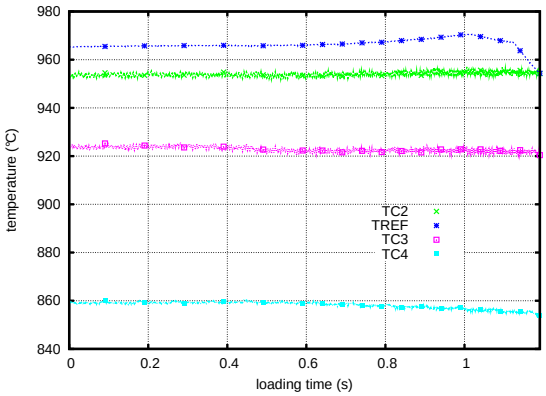


FIG. M.12: EP16-Température

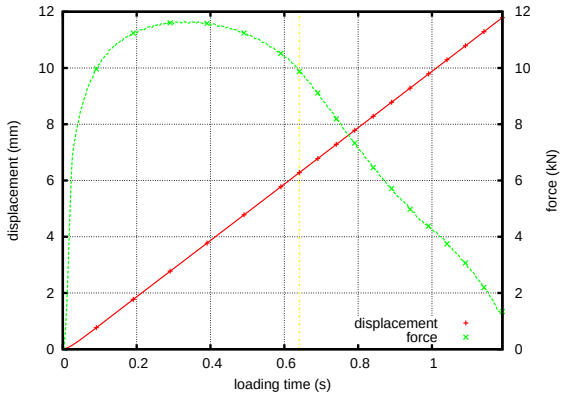


FIG. M.13: EP16-Effort et déplacement imposé

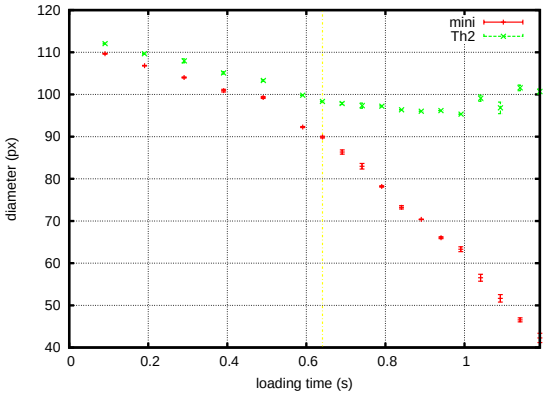


FIG. M.14: EP16-diamètre

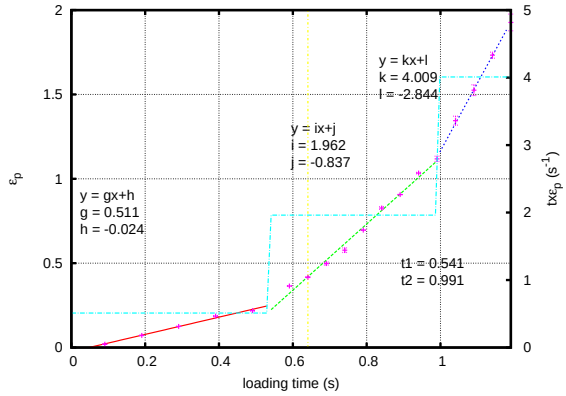


FIG. M.15: EP16-Déformation plastique équivalente

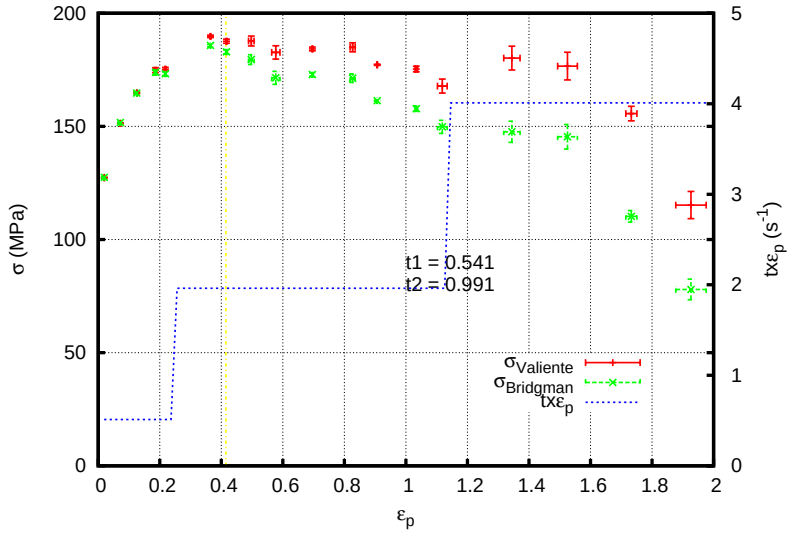


FIG. M.16: EP16-Contrainte équivalente

EP22 - Rupther

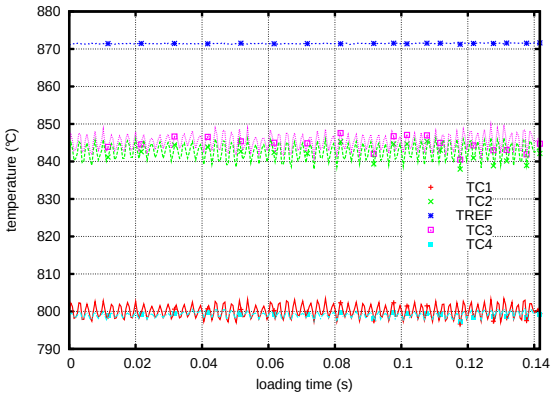


FIG. M.17: EP22-Température

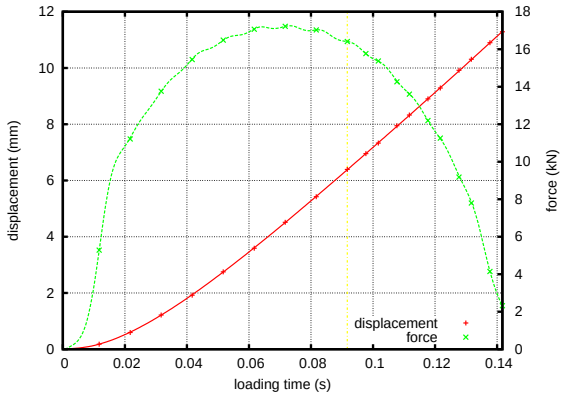


FIG. M.18: EP22-Effort et déplacement imposé

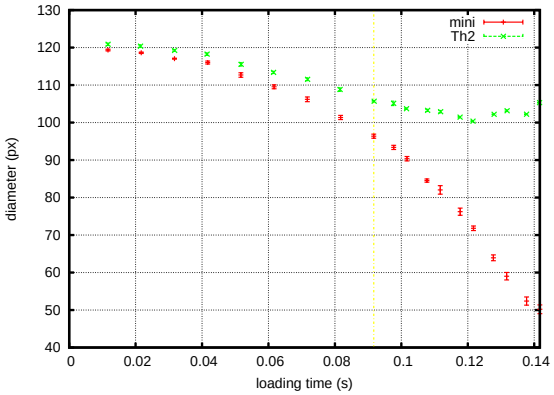


FIG. M.19: EP22-diamètre

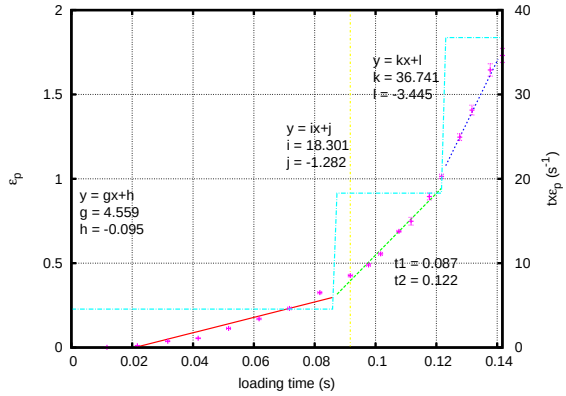


FIG. M.20: EP22-Déformation plastique équivalente

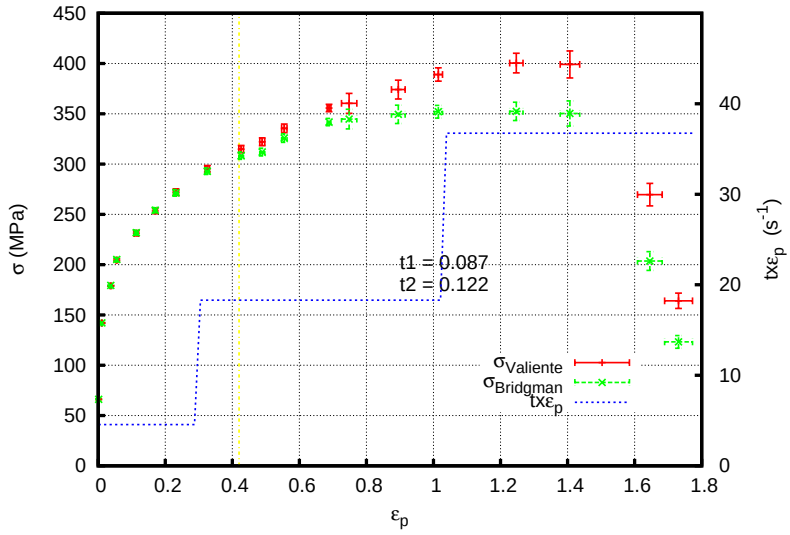


FIG. M.21: EP22-Contrainte équivalente

EP18 - Krakatoa

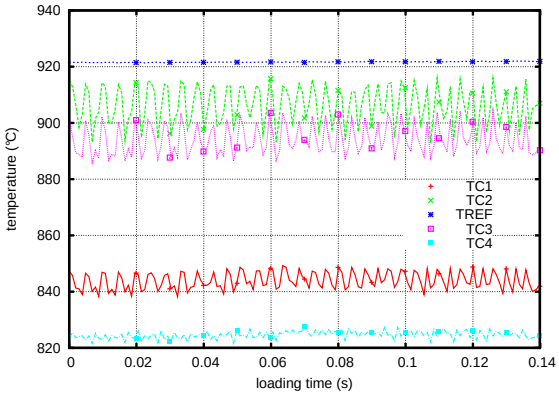


FIG. M.22: EP18-Température

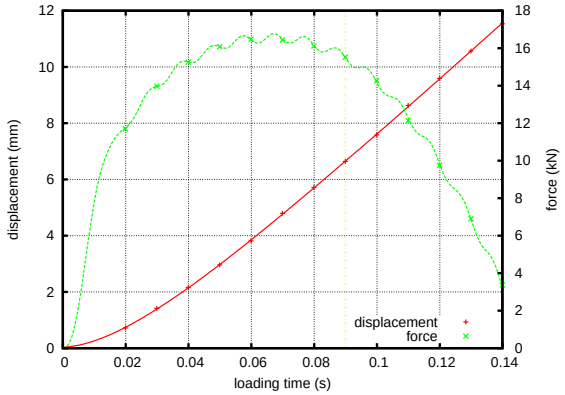


FIG. M.23: EP18-Effort et déplacement imposé

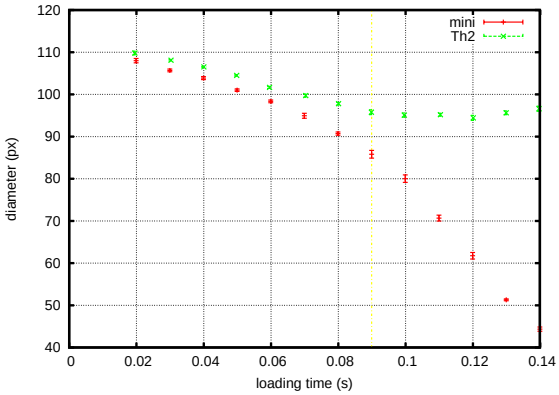


FIG. M.24: EP18-diamètre

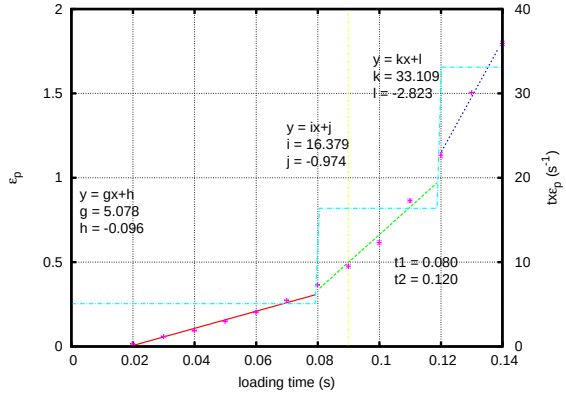


FIG. M.25: EP18-Déformation plastique équivalente

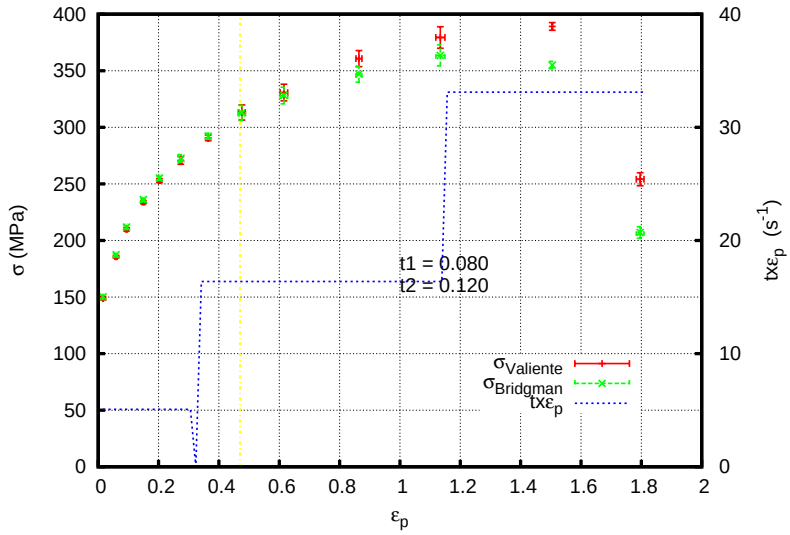


FIG. M.26: EP18-Contrainte équivalente

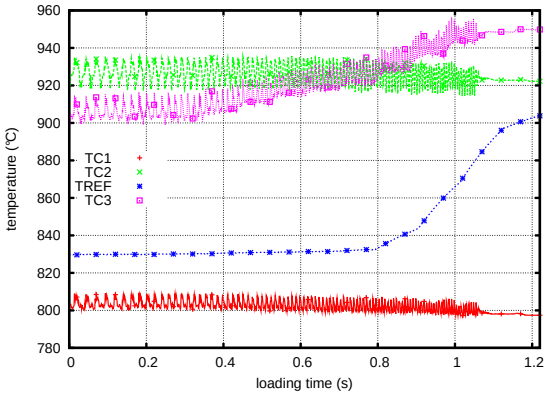


FIG. M.27: EP19-Température

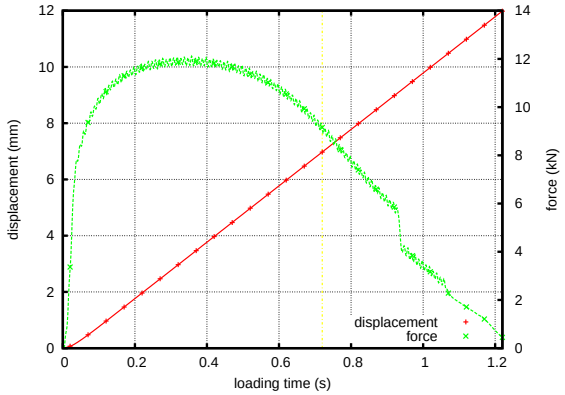


FIG. M.28: EP19-Effort et déplacement imposé

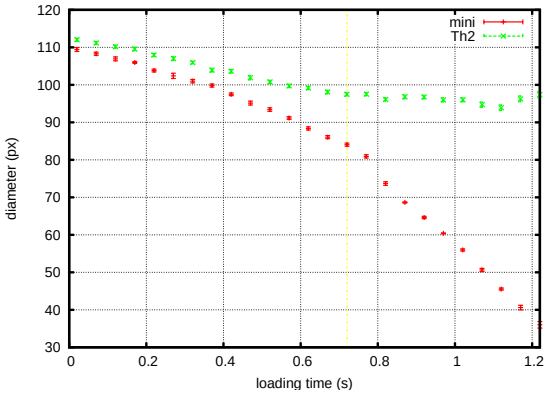


FIG. M.29: EP19-diamètre

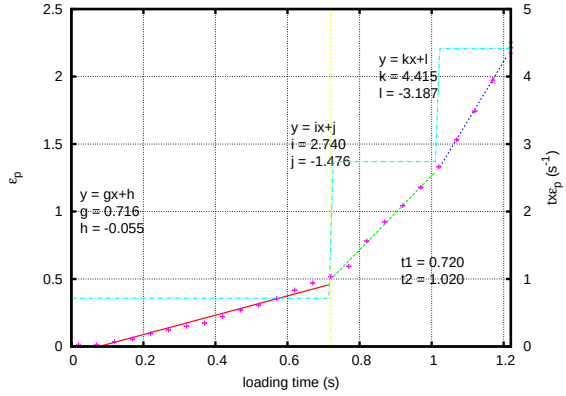


FIG. M.30: EP19-Déformation plastique équivalente

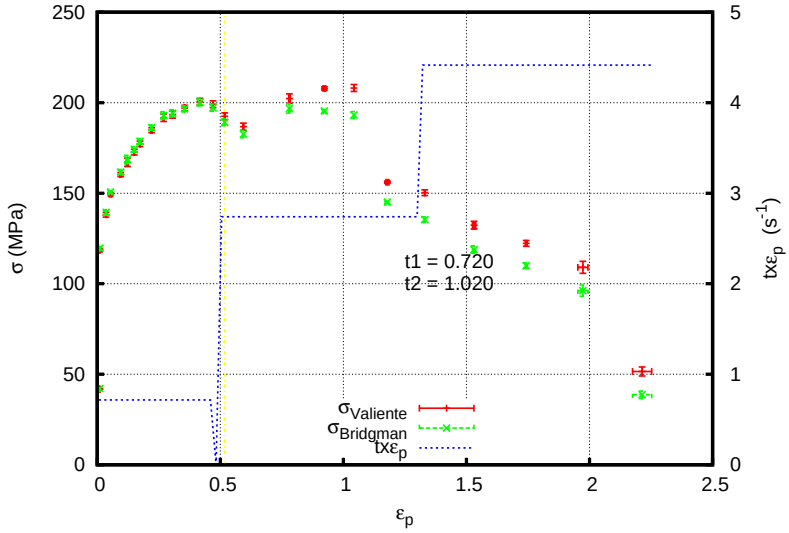


FIG. M.31: EP19-Contrainte équivalente

EP20 - Krakatoa

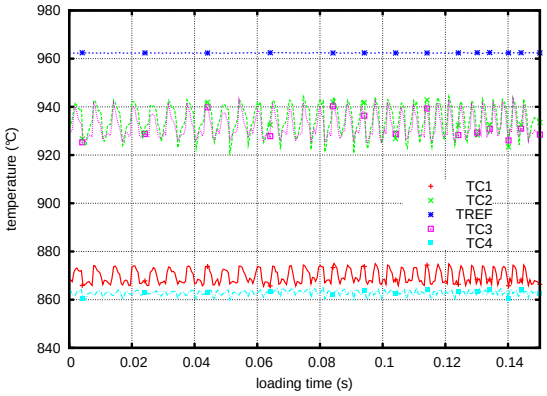


FIG. M.32: EP20-Température

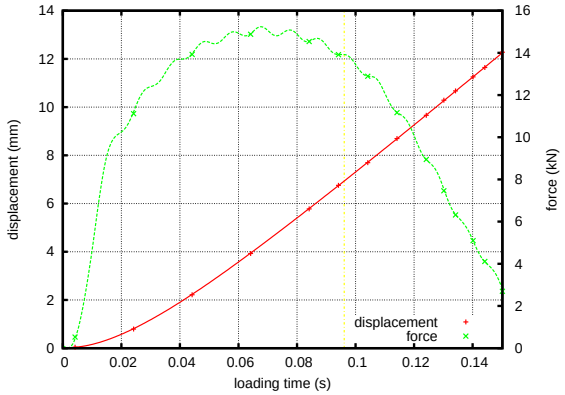


FIG. M.33: EP20-Effort et déplacement imposé

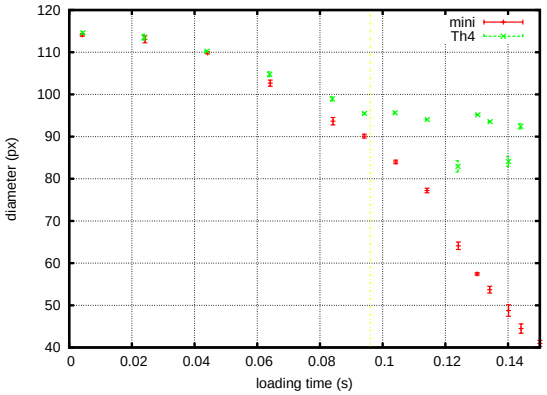


FIG. M.34: EP20-diamètre

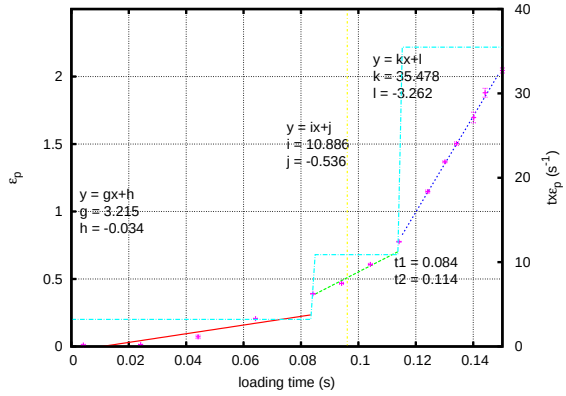


FIG. M.35: EP20-Déformation plastique équivalente

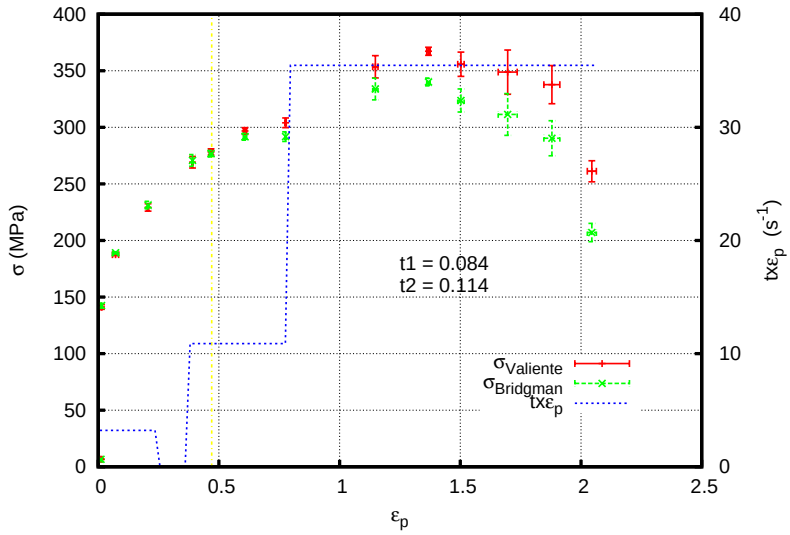


FIG. M.36: EP20-Contrainte équivalente

Bibliographie

[aba] ABAQUS, Version 6.6, Hibbit, Karlson & Sorensen Inc, Pawtucket, RI, USA.

[AFC 02] AFCEN
RCC-MR, Règles de Conception et de construction des matériels Mécaniques des îlots nucléaires RNR. , 2002.

[AKE 93] AKERS D. W., SCHUETZ B. K.
Examinations of fuel debris adjacent to the lower head of TMI-2 reactor vessel. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[ALL 98] ALLIX O., LÉVÊQUE D., PERRET L.
Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. *Compos Sci Technol*, vol. 58, 1998, p. 671-678.

[ALS 05] ALSTADT E., WILLSCHUETZ H.-G., SEHGAL B., WEISS F.-P.
Modelling of in-vessel retention after relocation of corium into the lower plenum. rapport, 2005, SARNET - Corium - WP 10-2.

[BAR 62] BARENBLATT G.
The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Adv Appl Mech*, vol. 7, 1962, page 749 58.

[BAZ 02] BAZANT Z.
Concrete fracture models : testing and practice. *Engng Fract Mech*, vol. 69, 2002, p. 165-205.

[BEC 91] BEC P. L., MASSOUD J.
Étude des transformations en refroidissement continu de produits représentatifs de veines sombres observées dans des pièces forgées en acier de type 18MND5 - Note EDF HT-41/NEQ 1613-A. rapport, 1991, EDF.

[BEC 08] BECHTA S., GRANOVSKY V., KHABENSKY V., GUSAROV V., ALMIASHEV V., MEZENTSEVA L., KRUSHINOV E., KOTOVA S. Y., KOSAREVSKY R., BARRACHIN M., BOTTOMLEY D., FICHOT F., FISCHER M.
Corium phase equilibria based on MASCA, METCOR and CORPHAD results. *Nuclear Engineering and Design*, vol. 238, 2008, p. 2761-2771.

[BED 99] BEDEL L., CHU I., LEMOINE P.
Différences de comportement des aciers de cuve utilisés dans les programmes Rupther et Krakatoa. rapport, 1999, DEM/99/04.

[BEL 99] BELYTSCHKO T., BLACK T.
Elastic crack growth in finite elements with minimal remeshing. *Int J Numer Meth Engng*, vol. 45, 1999, p. 601-621.

[BEL 00] BELYTSCHKO T., LIU W. K., MORAN B.
Nonlinear Finite Elements for Continua and Structures, Chapitre Element technology, p. 492-498. Wiley, 2000.

[BEN 00a] BENTZ, HUMPHRIES, CHU
Data Report For OLHF-1 Experiment. rapport, 2000.

[BEN 00b] BENTZ, HUMPHRIES, CHU
Results Of The OLHF Material Property Testing Program For SA533B1 Steel. rapport, 2000.

[BER 81] BEREMIN F.
Cavity formation from inclusions in ductile fracture of a A 508 steel. *Metallurgical Transactions*, vol. 12A, 1981, p. 723-731.

[BIT 92] BITTENCOURT T., INGRAFFEA A., LLORCA J.
Simulation of arbitrary cohesive crack propagation. *Fracture mechanics of concrete structure*, vol. 1, 1992, p. 339-350.

[BOC 97] BOCQUET P., BUISINE D., DUNAND-ROUX L.
Les facteurs métallurgiques de la ténacité de l'acier de cuve. Endommagement des matériaux dans les centrales nucléaires à eau pressurisée, M2111 :Matériaux. , 1997, p. 121-152.

[BOR 04] BORST R. D., HUGHES T.
Encyclopedia of computational Mechanics. John Wiley and Sons, Ltd, 2004.

[BOS 08] DEN BOSCH M. V., SCHREURS P., GEERS M.
On the development of a 3D cohesive zone element in the presence of large deformations. *Comput Mech*, vol. 42, 2008, page 171 180.

[BRI 44] BRIDGMAN P.
The Stress Distribution at the Neck of a Tension Specimen. *Trans. ASME*, vol. 32, 1944, p. 553-574.

[BRI 64] BRIDGMAN P.
Studies in Large Plastic Flow and Fracture. Harvard University Press, 1964.

[BUC 01a] BUCALOSSI
Common Result Report OCDE LHF Benchmark. rapport, 2001.

[BUC 01b] BUCALOSSI
Summary Of The Activity Performed By AVN In The Framework Of The OCDE-LHF Benchmark. rapport, 2001.

[CAM 96] CAMACHO G., ORTIZ. M.
Computational modelling of impact damage in brittle materials. *Int J Solids Struct*, vol. 33, 1996, p. 2899-2938.

[CAS] CAST3M, User's manual.

[CAZ 09a] CAZES F., SIMATOS A., CORET M., COMBESCURE A.
A cohesive zone model which is energetically equivalent to a gradient-enhanced coupled damage-plasticity model. *Submitted in European Journal of Mechanics*, , 2009.

[CAZ 09b] CAZES F., SIMATOS A., CORET M., GRAVOUIL A., COMBESCURE A.
Construction d'une loi cohésive énergétiquement équivalente à un modèle élasto-plastique endommageable. *19ème Congrès de Mécanique, Marseille*, 2009.

[CEA] CEA-SACLAY
Argumentaire sur l'effet de l'irradiation sur le comportement à haute température.

[CHA 06] CHARLOTTE M., LAVERNE J., MARIGO J. J.
Initiation of cracks with cohesive force models : a variational approach. *Eur J Mech Solids*, vol. 25, 2006, page 649 669.

[CHE 81a] CHEN I.-W., ARGON A.
Creep cavitation in 304 stainless steel. *Acta. Metall.*, vol. 29, 1981, p. 1321-1333.

[CHE 81b] CHEN I.-W., ARGON A.
Diffusive-growth of grain-boundary cavities. *Acta. Metall.*, vol. 29, 1981, p. 1759-1768.

[CHE 05] CHEN C. R., KOLEDNIK O., HEERENS J., FISCHER F. D.
Three dimensional modeling of ductile crack growth : Cohesive zone parameters and crack tip triaxiality. *Engng Fract Mech*, vol. 72, 2005, page 2072 2094.

[CHU 73] CHUANG T.-J., RICE J.
The shape of intergranular creep cracks growing by surface diffusion. *Acta Metall.*, vol. 21, 1973, p. 1625-1628.

[CHU 98] CHU T. Y., AL
Lower Head Failure Experiments and Analyses. rapport n^o Report NUREG/CR-5582, 1998, SAND98-2047.

[COL 93] COLE N., FRIEDRICHS T., LIPFORD B.
Specimens removed from the damaged TMI reactor vessel. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[COR 01] CORET M.
Étude expérimentale et simulation de la plasticité de transformation et du comportement de l'acier de cuve 16MND5 sous chargement multiaxial anisotherme. Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan, 2001.

[COR 03] CORNEC A., SCHEIDER I., SCHWALBE K. H.
On the practical application of the cohesive model. *Engng Fract Mech*, vol. 70, 2003, page 1963 1987.

[COS 97] COSTANZO F., WALTON J.
A study of dynamic crack growth in elastic materials using a cohesive zone model. *Int J Eng Sci*, vol. 35, 1997, p. 1085-1114.

[DEV 94] DEVOS J.
Programme ruptherr. rapport, 1994, DMT/94-387 CEA.

[DUG 60] DUGDALE D. S.
Yielding of steel sheets containing slits. *J Mech Phys Solids*, vol. 8, 1960, page 100 104.

[ELG 07] ELGUEDJ T., GRAVOUIL A., COMBESCURE A.
A mixed Augmented Lagrangian - eXtended Finite Element Method for modeling elastic-plastic fatigue crack growth with frictional contact. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 71, 2007, p. 1569-1597.

[ELI 02] ELICES M., GUINEA G., GOMEZ J., PLANAS J.
The cohesive zone model : advantages, limitations and challanges. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 69, 2002, p. 137-163.

[ERN 92] ERNST H.
Recent developments in elastic-plastic crack growth characterization. *ASTM STP 1131, American Society for Testing Materials*, , 1992, p. 136-157.

[EST 00] ESTEVEZ R., TIJSSENS M., DER GIESSEN E. V.
Modeling of the competition between shear yielding and crazing in glassy polymers. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 48, 2000, p. 2585-2617.

[EVA 69] EVANS H.
The mechanism of void growth and factors affecting the onset of intergranular failure during creep of a Mg-0.8% Al alloy. *Metal. Sci.*, vol. J3, 1969, p. 33-38.

[FLA 05a] FLANDIN L., LEBLOND J.
A new model for porous nonlinear viscous solids incorporating void shape effects - II : Numerical validation. *European Journal of Mechanics A/Solids*, vol. 24, 2005, p. 552-571.

[FLA 05b] FLANDIN L., LEBLOND J.
A new model for porous nonlinear viscous solids incorporating void shape effects - I :Theory. *European Journal of Mechanics A/Solids*, vol. 24, 2005, p. 537-551.

[FLA 05c] FLANDIN L., LEBLOND J.
Theoretical modeling and numerical study of coalescence of cavities in porous ductile viscoplastic solids. *C. R. Mécanique*, vol. 333, 2005, p. 542-549.

[fon] http ://www.laradioactivite.com/fr/site/pages/fonctionnementdesrep.htm.

[FOO 86] FOOTE R. M. L., MAI Y.-W., COTTERELL B.
Crack growth resistance curves in strain-softening materials. *J Mech Phys Solids*, vol. 34, 1986, p. 593-607.

[FRA] FRAMATOME
Synthèse des caractéristiques chimiques et mécaniques et recensement des fiches d'anomalies Calottes des fonds de cuve tous contrats - Documents Framatome FRA-NFPMT DC 53. rapport, Framatome.

[GEN 99] GENTZBITTEL J. M., BER L. L., MONGABURE P., NICOLAS L., GOUZE C., S.BHANDARI, MEZIERE Y.
Synthèse de l'action Rupther. rapport, 1999, SEMT/LISN/RT/99-124/A CEA.

[GEN 02] GENTZBITTEL J. M., VINCENT D.
Propriétés en traction et fluage de différents matériaux du circuit primaire : inconel600, 16MND5, 316L et 316L métal d'apport. rapport, 2002, DTEN 2002/92 CEA.

[GEN 05] GENTZBITTEL J., VINCENT D., HOLTZINGER J.
Variabilité des propriétés de ruptures d'aciers 16MND5-Rapport technique DTEN/DL/2005/010. rapport, 2005, CEA/DTEN/DL.

[GEN 06a] GENTZBITTEL J., VINCENT D., CAYRON C., DUCHATELET E.
Étude de la variabilité des microstructures et des propriétés de rupture d'aciers 16MND5-Rapport Technique DTH/DL/2006/148. rapport, 2006, CEA/DTH/DL.

[GEN 06b] GENTZBITTEL J., VINCENT D., CAYRON C., DUCHATELET E.
Étude de la variabilité des propriétés de rupture d'aciers 16MND5-Rapport Technique DTH/DL/2006/031. rapport, 2006, CEA/DTH/DL.

[GEN 07] GENTZBITTEL J., VINCENT D., CAYRON C.
Étude de la variabilité des microstructures et des propriétés de rupture d'aciers 16MND5-Rapport Technique DTH/DL/2007/93. rapport, 2007, CEA/DTH/DL.

[GRI 20] GRIFFITH A.
The phenomena of rupture and flow in solids. *Phil Trans R Soc Lond*, vol. 221A, 1920, p. 163-198.

[GUR 77] GURSON A.
Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part 1-Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 99, 1977, p. 2-15.

[HAN 76] HANCOCK J.
Creep cavitation without a vacancy flux. *Metal. Sci*, vol. 10, 1976, p. 319-325.

[HIL 76] HILLERBORG A., MODEER M., PETERSSON P.
Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cem Conr Res*, vol. 6, 1976, p. 773-782.

[HOU 02] HOUZÉ M.
Influence des traitements thermiques sur le Pouvoir Thermoélectrique des aciers de cuve : effet des évolutions microstructurales des zones fortement ségrégées. Thèse de doctorat, Ecole doctorale Matériaux de Lyon, 2002.

[HUL 59] HULL D., RIMMER D.
The growth of grain boundary voids under stress. *Phil Mag*, vol. 4, 1959, p. 673-687.

[HUM 02] HUMPHRIES L. L., AL
OECD Lower Head Failure project Final report. rapport n^{o} Report OECD/NEA/CSNI/2(2002)27, 2002, OECD.

[HUT 68] HUTCHINSON J.
Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 16, 1968, p. 13-31.

[IRW 57] IRWIN G. R.
Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *J Appl Mech*, vol. 24, 1957, p. 361-364.

[JIN 05] JIN Z.-H., SUN C. T.
Cohesive fracture model based on necking. *Int J Fract*, vol. 134, 2005, p. 91-108.

[KAB 03] KABIRI M.
Fissuration des aciers à haute température : effet de la géométrie sur la transférabilité des lois de propagation. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003.

[KAC 86] KACHANOV L.
Introduction to continuum damage mechanics. Martinus Nijhoff, 1986.

[KAS 03] KASSNER M., HAYES T.
Creep cavitations in metals. *International Journal of Plasticity*, vol. 19, 2003, p. 1715-1748.

[KAW 93] KAWASAKI, SUZUKI S., TSUKADA T.
A method for estimating peak temperature reached of the TMI-2 vessel lower head by microstructural examination of 308 stainless steel overlay. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[KIE] KIESSLING R., LANGE N.
Non-metallic inclusions in steel-Part II : inclusions belonging to the systems MgO-SiO26Al203 and related oxise systems. rapport, Sulphide and Stell Institute.

[KOR 93] KORTH G. E.
Peak accident temperatures of the TMI-2 lower pressure vessel head. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[KOS 93] KOS J., WITT R., CORRADINI L.
TMI-2 jet impingement and thermal response analysis. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[KOU 08] KOUNDY V., CAROLI C., NICOLAS L., MATHERON P., GENTZBITTEL J. M., CORET M.
Study of tearing behaviour of a PWR reactor pressure vessel lower head under severe accident loadings. *Nuclear Engineering and Design*, vol. 238, 2008, p. 2411-2419.

[LAV 09] LAVERNE J., MARIGOT J.
Un modèle cohésif de fissuration par fatigue. *Proceedings du 9ème colloque national en calcul des structures*, 2009.

[LEB 94] LEBLOND J., PERRIN G., SUQUET P.
Exact results and approximate models for porous viscoplastic solids. *Int J Plasticity*, vol. 10, 1994, p. 213-235.

[LEM 96] LEMAÎTRE J., CHABOCHE J.
Mécanique des matériaux solides. DUNOD, 1996.

[LI 03] LI H., CHANDRA N.
Analysis of crack growth and crack tip plasticity in ductile materials using cohesive zone models. *Int J Plasticity*, vol. 19, 2003, page 849 882.

[LIN 09] LINCKER L.
Projet de fin d'étude : Caractérisation du comportement d'un acier viscoplastique à haute température à grandes vitesses de déformations. Master's thesis, INSA de Lyon, 2009.

[MAR 99] MARIE S.
Approche énergétique de la déchirure ductile. Thèse de doctorat, Université de Poitié, 1999.

[MAT 06] MATHERON P.
Essais de Déchirure À Tres Hautes Températures Sur Acier 16MND5-Avancement 2006. rapport, 2006, SEMT/LISN/RT/ CEA Saclay.

[MIA 95] MIANNAY D.
Monographie de matériologie : mécanique de la rupture. 1995.

[MIL 93] MILELLA P. P., MARICCHIOLO C., BEGHINI M., VITALE E.
Assessment of the TMI-2 RPV lower head temperature from metallurgical estimates. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[MOË 99] MOËS N., DOLBOW J., BELYTSCHKO T.
A finite element method for crack growth without remeshing. *Int J Numer Meth Engng*, vol. 46, 1999, p. 131-150.

[MOË 02] MOËS N., BELYTSCHKO T.
Extended finite element method for cohesive crack growth. *Engng Fract Mech*, vol. 69, 2002, p. 813-833.

[MOL 07] MOLINARI J., GAZONAS G., RAGHUPATHY R., RUSINEK A., ZHOU F.
The cohesive element approach to dynamic fragmentation : The question of energy convergence. *Int J Numer Meth Engng*, vol. 69, 2007, p. 484-503.

[NEE 87] NEEDLEMAN A.
A continuum model for void nucleation by inclusion debonding. *J Appl Mech*, vol. 54, 1987, p. 525-531.

[NEE 90] NEEDLEMAN A.
An analysis of tensile decohesion along an interface. *J Mech Phys Solids*, vol. 38, 1990, p. 298-324.

[NÈG 05] NÈGRE P., D.STEGLICH, BROCKS W.
Crack extension at an interface : prediction of fracture toughness and simulation of crack path deviation. *International Journal of fracture*, vol. 134, 2005, p. 209-229.

[NEI 93] NEIMARK L., STEARER T., PUROHIT A., HINS A.
TMI-2 instrument nozzle examinations at Argonne National Laboratory. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[NIC 96] NICOLAS L.
RUPTHER - Traction à hautes temperature. rapport n^o Report No. DMT 96-381 (in French), 1996, CEA.

[NIC 01] NICOLAS L., MONGABURE P., BER L. L., DEVOS J.
Comparison of the Predictions Relying on Coupled/Uncoupled Damage-Viscoplasticity Models for Creep Test Analyses. *Journal of Pressure Vessel Technology*, vol. 123 issue 3, 2001, p. 298-305.

[Nor07] ISO IS 12355 Metallic materials - Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness. rapport, 2007, International Organization for Standardization.

[Nored] ESIS P3-09 Unified Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials. rapport, to be published, European Strucural Integrity Society.

[OEC 93] OECD, Ed., *Three Miles Island Reactor pressure Vessel investigation project, Achievements and Significant Results* OECD, OECD, October 1993.

[OLI 02] OLIS, Ed., *OLHF Seminar 2002*, Madrid, June 2002 OECD.

[ORT 99] ORTIZ M., PANDOLFI A.
Finite deformation irreversible cohesive elements for three dimensional crack propagation analysis. *Int J Numer Meth Engng*, vol. 44, 1999, page 1267 1282.

[PAN 02] PANDOLFI A., ORTIZ M.
An efficient adaptive procedure for three-dimensional fragmentation simulations. *Engineering with Computers*, vol. 18, 2002, p. 148-159.

[PEL 93] PELLI R.
Metallographic examinations of the TMI-2 RPV lower head sample E-8. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[PLA 99] PLANAS J., GV. GUINEA M. E.
Size effect and inverse analysis in concrete fracture. *Int J Fract*, vol. 95, 1999, p. 367-378.

[PLA 03] PLANAS J., ELICES M., GUINEA G., GOMEZ F., CENDON D., ARBILLA I.
Generalizations and specializations of cohesive crack models. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 70, 2003, p. 1759-1776.

[PRA 07] PRABEL B., COMBESCURE A., GRAVOUIL A., MARIE S.
Level set X-FEM non matching meshes : Application to dynamic crack propagation in elastic-plastic media. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 69, 2007, p. 1553-1569.

[RAH 99] RAHUL-KUMAR P.
Polymer interfacial fracture simulations using cohesive elements. *Acta Materialia*, vol. 47, 1999, p. 4161-4169.

[RAN 08] RANNOU J.
Prise en compte d'effets d'échelle en mécanique de la rupture tridimensionnelle par une approche X-FEM multigrille localisée non-linéaire. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2008.

[RCC] RCCM
Règles de conception et de construction des matériels mécaniques des îlots nucléaires PWR.

[RIC 68a] RICE J.
A path independant integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, vol. 35, 1968, p. 379-386.

[RIC 68b] RICE J., ROSENGREN G.
Plane strain deformation near a crack tip in a power law hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 16, 1968, p. 1-12.

[RIC 69] RICE J., TRACEY D.
On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 17, 1969, p. 201-217.

[RIE 91] RIEDEL H.
Creep deformation at crack tip in elastic-viscoplastic solids. *Journal of Mechanics and Physics of solids*, vol. 29, 1991, p. 35-49.

[ROU 87] ROUSSELIER G.
Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture. *Nuclear Engineering and Design*, vol. 105, 1987, p. 97-111.

[ROY 01] ROY Y. A., JR. R. H. D.
Simulation of ductile crack growth in thin aluminium panels using 3 D surface cohesive elements. *Int J Fract*, vol. 110, 2001, page 21 45.

[ROY 02] ROYCHOWDHURY S., ROY Y. D. A., JR. R. H. D.
Ductile tearing in thin aluminium panels : experiments and analyses using large displacement, 3 D surface cohesive elements. *Engng Fract Mech*, vol. 69, 2002, page 983 1002.

[RUB 93] RUBIN A.
Overview and organisation of TMI-2 VIP. *Three Mile Island Reactor pressure Vessel investigation project, Achievements and Significant Results*, 1993.

[RUO 93] RUOFF H., KATERBAU K.-H., STURM D.
Microstructural investigations of TMI-2 lower pressure vessel head steel. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[SAJ 09] SAJI G., TIMOFEEV B.
Scientific paradigms of structural safety of aged plants-Lessons learned from Russian activities. *Nuclear Engineering and Design*, vol. 239, 2009, p. 1614-1627.

[SAM 07] SAMAL M., SEIDENFUSS M., ROOS E., DUTTA B., KUSHWAHA H.
Predicition of fracture resistance behaviour using nonlocal damage model. *2007 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conferance*, 2007.

[SCH 81] SCHWALBE K. H., HELLMANN D.
Application of the electrical potential method to crack length measurements using Johnson's formula. *Journal of Testing and Evaluation*, vol. 9, 1981, p. 218-220.

[SCH 03] SCHEIDER I., BROCKS W.
Simulation of cup cone using the cohesive model. *Engng Fract Mech*, vol. 70, 2003, page 1943 1961.

[SCH 06] SCHEIDER I., BROCKS W.
Cohesive elements for thin-walled structures. *Computational Materials Science*, vol. 37, 2006, p. 101-109.

[SCH 09] SCHWALBE K.-H., SCHEIDER I., CORNEC A.
SIAM CM 09 - The SIAM method for applying cohesive models to damage behaviour of engineering materials and structures. rapport, 2009, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH.

[SEH 99] SEHGAL B. R., NOURGALIEV R. R., DINH T. N., KARBOJIAN A.
FOREVER experimental program on reactor pressure vessel creep behavior and core debris retention. *Proceedings of the 15th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT-15)*, 1999.

[SEH 03] SEHGAL B., AL
Assessment of reactor vessel integrity (ARVI). *Nuclear Engineering and Design*, vol. 221, 2003, p. 23-53.

[SEH 05] SEHGAL B., AL
Assessment of reactor vessel integrity (ARVI). *Nuclear Engineering and Design*, vol. 235, 2005, p. 213-232.

[SEI 07] SEILER J., TOURNIAIRE B., DEFOORT F., FROMENT K.
Consequences of material effects on in-vessel retention. *Nuclear Engineering and Design*, vol. 237, 2007, p. 1752-1758.

[SES 97] SESTIER K.
Caractérisation du matériau Krakatoa forgé 16MND5, comparaison avec le matériau Rupther. rapport, 1997, DEM/97/39 CEA.

[SES 98a] SESTIER K.
Evolution microstructurale et comportement mécanique à haute température de l'acier de cuve 16MND5 en situation d'accident grave. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 1998.

[SES 98b] SESTIER K., BEDEL L., BURLET H., CHU I., RICCETTI B.
Comparaison des aciers de cuve utilisés dans les programmes rupther et krakatoa - Note technique DEM/98/15. rapport, 1998, CEA/DEM.

[SIE 00] SIEGMUND T., BROCKS W.
A numerical study on the correlation between the work of separation and the dissipation rate in ductile fracture. *Engng Fract Mech*, vol. 67, 2000, p. 139-154.

[SIM 09] SIMATOS A., CAZES F., COMBESCURE A., CORET M., MARIE S.
Energetic construction of a cohesive law from the Rousselier Model. *Proceedings of ICF12*, 2009.

[SOU 93] SOULAT P., NAOUR F. L.
Influence of thermal history on microstructural aspects and mechanical properties of TMI-2 and archive PV steels. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[STA 00] STAMPFL J., KOLEDNIK O.
The separation of the fracture energy in metallic materials. *Int J Fract*, vol. 101, 2000, page 321 345.

[STI 93] STICKLER L., G.L. THINNES S. C.
Scoping calculations for TMI-2 lower head instrument tube failure. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[STR 54] STROH A.
The formation of cracks as a result of plastic flow. *Proceedings of the Royal Society A223*, 1954.

[SUF 04] SUFFIS A.
Développement d'un modèle d'endommagement à taux de croissance contrôlé pour la simulation robuste de ruptures sous impacts. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2004.

[SWA 05] SWANSON P. L., FAIRBANKS C. J., LAWN B. R., MAI Y.-W., HOCKEY B. J.
Crack-Interface Grain Bridging as a Fracture Resistance I, Mechanism in Ceramics : I, Experimental Study on Alumina. *J Am Ceram Soc*, vol. 70, 2005, p. 279-289.

[TAK 09] TAKAHASHI Y.
Identification of stress multiaxiallity effect on creep damage by a combination of experiments and numerical analyses. *ASME2009 Pressure Vessel and Piping Conference*, 2009.

[TAR 06] TARDIF N., CORET M.
Etude de la Fissuration Instable À Haute Température D'un Acier 16MND5. rapport, 2006.

[TAR 07a] TARDIF N., CORET M.
DSR/SAGR/2007-159 Essais de Fissuration Instable À Haute Temperature Sur Éprouvette Plate : Campagne de Mars 2007. rapport, 2007.

[TAR 07b] TARDIF N., CORET M., COMBESCURE A., KOUNDY V.
Unstable crack propagation at high temperature. GDOUTOS E., Ed., *Proceedings of the ICEM13 Conference* Springer, 2007.

[TAR 08] TARDIF N., CORET M.
FT DSR/SAGR/2008-314 Validation du banc d'essai de fissuration instable sur éprouvettes tubulaires. rapport, 2008, IRSN/DSR/SAGR/BPhAG.

[TAR 09a] TARDIF N., COMBESCURE A., CORET M., MATHERON P.
Stable crack propagation in steel at 1,173K : experimental investigation and simulation using 3D cohesive elements in large displacements. *In review in Engineering fracture mechanics*, , 2009.

[TAR 09b] TARDIF N., COMBESCURE A., CORET M., MATHERON P., KOUNDY V., NICAISE G.
Simulation éléments finis de la fissuration d'un acier à haute température à l'aide d'éléments cohésifs. *Proceedings of the 9e colloque national en calcul des structures*, 2009.

[TAR 09c] TARDIF N., CORET M.
Rapport DSR/SAGR 18 Etude du comportement á haute température d'une fissuration instable dans l'acier 16MND5 - Rapport d'avancement de thèse 2007-2008. rapport, 2009, IRSN/DSR/SAGR/BPhAG.

[TAR 09d] TARDIF N., CORET M., COMBESCURE A., KOUNDY V.
Unstable crack propagation under severe accidental scenario conditions in a pressurized water reactor. *Proceedings of the ICF12 conference*, 2009.

[TAR 09e] TARDIF N., M.CORET, A.COMBESCURE
Unstable crack propagation under severe accident scenario conditions in a pressurized water reactor. *Proceedings of the ASME PVP09 conference*, 2009.

[TEN 06] TENAUD A.
R&D relative aux accidents graves dans les réacteurs à eua pressurisée : Bilan et perspectives, IRSN-2006/73 Rev.1. rapport, 2006, IRSN.

[TIJ 00] TIJSSENS M., VAN DER GIESSEN E., SLUYS L.
Simulation of mode I crack growth in polymers by crazing . *Int J Solids Struct*, vol. 37, 2000, p. 7307-7327.

[TRO 93] TROTABAS M., PERROT M., WINTER P.
Metallurgical examinations of TMI-2 nozzle and guide tube specimens. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[TUR 94] TURNER C. E., KOLEDNIK O.
A micro and macro approach to the energy dissipation rate model of stable ductile crack growth. *Fatigue Fract Engng Mat Struct*, vol. 17, 1994, page 1089 1107.

[TVE 84] TVERGAARD V., NEEDLEMAN A.
Analysis of the cup cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallurgica*, vol. 32, 1984, p. 157-169.

[TVE 92] TVERGAARD V., HUTCHINSON J. W.
The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids. *J Mech Phys Solids*, vol. 6, 1992, p. 1377-1397.

[TVE 96] TVERGAARD V., HUTCHINSON J. W.
Effect of strain dependent cohesive zone model on predictions of crack growth resistance. *Int J Solids Structures*, vol. 33, 1996, page 3297 3308.

[TVE 02] TVERGAARD V., HUTCHINSON J. W.
Two mechanisms of ductile fracture : void by void growth versus multiple void interaction. *Int J Solids Struct*, vol. 39, 2002, p. 3581-3597.

[TVE 04] TVERGAARD V.
Predictions of mixed mode interface crack growth using a cohesive zone model for ductile fracture. *J Mech Phys Solids*, vol. 52, 2004, page 925 940.

[UET 93] UETSUKA H., NAGASE F.
Companion sample examination and related study at JAERI. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[VAL 01] VALIENTE A.
On Bridgman's Stress Solution for a Tensile Neck Applied to Axisymmetrical Blunt Notched Tension Bars. *Journal of Applied Mechanics*, vol. 68, 2001, p. 412-419.

[VER 04] VEREECKE B.
Une analyse probabiliste du comportement d'une famille d'aciers pour cuve de REP en cas d'accident grave. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie, 2004.

[WEL 02] WELLS G., SLUYS L., DE BORST R.
Simulating the propagation of displacement discontinuities in a regularired strain-softening medium. *Int J Numer Meth engng*, vol. 53, 2002, p. 1235-1256.

[WIT 93] WITT R., WISCONSIN-MADISON U., THIENNES G., REMPE J.
Scoping calculations for TMI-2 global and localised vessel failure. *Three Mile Island Reactor Pressure Vessel Investigation Project, Achievements and Signification Results*, 1993.

[XU 93] XU X.-P., NEEDLEMAN A.
Voids nucleation by inclusion debonding in a crystal matrix. *Modelling Simul. Sci. Engng*, vol. 1, 1993, p. 111-132.

FOLIO ADMINISTRATIF

THÈSE SOUTENUE DEVANT L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUÉES DE LYON

NOM : TARDIF DATE de SOUTENANCE :10 décembre 2009

Prénom : Nicolas

TITRE : Étude du comportement à haute température d'une fissuration instable dans l'acier 16MND5 et application au calcul de la rupture d'un fond de cuve en cas d'accident grave

NATURE : Doctorat Numéro d'ordre : 2009-ISAL-0105

École doctorale : MEGA

Spécialité : Mécanique - Génie Mécanique - Génie Civil

Cote B.I.U. - Lyon : T 50/210/19 / et bis CLASSE :

RÉSUMÉ :
L'objet de la thèse porte sur la prévision de la ruine (déchirement) d'un réacteur à eau pressurisée sous chargement accidentel thermomécanique. Des essais réels étant inenvisageables, la méthode utilisée consiste à reproduire ce type de chargement sur maquette instrumentée et de comparer les résultats obtenus sur deux grades d'acier de cuve (16MND5) à des simulations numériques. Une part très importante de ce travail a été la conception et la mise au point de ce dispositif expérimental.
La maquette est un tube en traction et pression interne dont l'état de contrainte et le volume de gaz disponible sont comparables au cas réel. Le tube est de plus chauffé à 900 ou 1000°C ce qui correspond au cas accidentel. Aux habituelles mesures de température, effort, déplacement et pression, on filme également le tube par deux caméras numériques rapides et une infrarouge. On extrait de ces essais les conditions d'initiation et de propagation de fissure ainsi que la loi de dépressurisation. A ces températures, le fluage induit de très grandes déformations avant l'apparition des fissures qui peuvent dans le pire des cas se propager à des vitesses de plusieurs mètres par seconde.
Les simulations numériques sont conduites en utilisant les éléments finis, l'initiation et la propagation de la fissure est modélisée par une zone cohésive dont le trajet est connu à l'avance. Une formulation 3D d'élément cohésif a été développée et implémentée dans le code de calcul ABAQUS6.6-1. Ces éléments cohésifs supportent les très grands déplacements et supposent une loi de traction/séparation durcissante, seule capable de reproduire les essais réels. L'identification a été faite sur des essais sur éprouvette CT réalisés au CEA.
Enfin, la base de données de caractérisation en traction de l'acier 16MND5 a été complétée pour des températures voisines de 900-1000°C et des vitesses de déformation vraie supérieures à $0.1 s^{-1}$. Ces vitesses de déformation sont représentatives des vitesses de déformations locales lors du fluage tertiaire de la cuve.

MOTS-CLÉS : acier 16MND5, rupture à hautes températures, déchirure, essais biaxiaux, modèle de zone cohésive, viscoplasticité

Laboratoire(s) de recherche : Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures
UMR CNRS 5259 - INSA de Lyon
20, avenue Albert Einstein
69621 Villeurbanne Cedex FRANCE

Directeur de thèse : Monsieur le Professeur Alain COMBESCURE

Président du jury :

Composition du jury :

BERGHEAU Jean-Michel	BOYER Jean-Claude
CALLOCH Sylvain	COMBESCURE Alain
CORET Michel	KOUNDY Vincent
MARIE Stéphane	NICOLAS Laetitia