

Fissuration des aciers à haute température : effet de la géométrie sur la transférabilité des lois de propagation

Moulay Rachid Kabiri

▶ **To cite this version:**

Moulay Rachid Kabiri. Fissuration des aciers à haute température : effet de la géométrie sur la transférabilité des lois de propagation. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003. Français. NNT : . tel-00005742

HAL Id: tel-00005742

https://pastel.hal.science/tel-00005742

Submitted on 5 Apr 2004

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

ECOLE DES MINES
DE PARIS

Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque
|__|__|__|__|__|__|__|__|__|__|

T H E S E

pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"

Présentée et soutenue publiquement par

Moulay Rachid KABIRI

le 19 décembre 2003

FISSURATION DES ACIERS A HAUTE TEMPERATURE : EFFET DE LA GEOMETRIE SUR LA TRANSFERABILITE DES LOIS DE PROPAGATION

Directeurs de thèse : Roland PIQUES et Lucien LAIARINANDRASANA

M. Ph. BOMPARD, Ecole Centrale Paris	Président (Rapporteur)
M. N. RECHO, Université Blaise Pascal Clermont Ferrand	Rapporteur
M. K. NIKBIN, Imperial College (UK)	Examinateur
M. F. CURTIT, Electricité de France	Examinateur
M. H. DESCHANELS, Framatome	Examinateur
M. R. PIQUES, Ecole des Mines de Paris	Examinateur
M. L. LAIARINANDRASANA, Ecole des Mines de Paris	Examinateur

Centre des Matériaux P.M. Fourt de l'Ecole des Mines de Paris,
B.P. 87, 91003 Evry Cedex

A Imane, à ma famille.

Remerciements

Mes sincères remerciements à :

* Messieurs M. Bouidida, Directeur de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Meknès (Maroc) de m'avoir autorisé à partir en France pour faire ma thèse et Monsieur J.P. Trottier, Directeur du centre des matériaux de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris de m'avoir accepté dans son établissement.

* Messieurs N. Recho et Ph. Bompard d'avoir accepté de rapporter mon travail.
* Messieurs K. Nikbin, H. Deshannels et F. Curtit d'avoir bien accepté être membres de mon jury de thèse.
* Messieurs R. Piques et L. Laiarinandrasana, mes deux directeurs de thèse, pour leurs soutiens permanents, leurs disponibilités et leurs amabilités.

* Mes collègues de l'ENSAM- Meknès pour leurs soutiens psychologiques, je pense en particulier à Y. Benghabrit, M. Alami et A. Bouayad.

* Mes amis du centre des matériaux avec qui j'ai passé et partagé de très bons moments : Yves. B, Liliane. L, René. L, Françoise. D, Farida. A, Valérie. M, Haïtam. E, Djillali. K, Kamel. M et les footeux : Franck. B, Laurent. J, Walter. N, Vincent. G …

Un remerciement très spécial à ma femme qui a bien su comment m'aider à mener à terme ce travail. Merci beaucoup Imane.

Enfin un grand merci de reconnaissance à toutes les personnes qui ont fait pour que mon séjour en France soit agréable.

Titre

Fissuration des aciers à haute température :
Effet de la géométrie sur la transférabilité des lois de propagation

Résumé

Cette étude, réalisée au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris, porte sur les problèmes d'identification et de transférabilité des lois de fissuration des aciers utilisés à haute température. Une approche globale, fondée sur les paramètres C* et J de la mécanique non linéaire de la rupture, a été utilisée pour caractériser l'amorçage et la propagation des fissures en fluage.

Les nuances d'aciers étudiées sont : les aciers ferritiques 1Cr-1Mo-1/4V (chaud et froid, travaillant à 540°C et 250°C) utilisés dans les centrales thermiques et l'acier inoxydable austénitique 316 L(N) utilisé dans les centrales nucléaires. Au cours de cette thèse, une base de données a été mise en place, elle regroupe plusieurs essais de fatigue, de fluage, de fatigue-fluage, et de relaxation. Sa particularité est de contenir plusieurs essais de fluage (27 essais), réalisés à différentes températures (550°C à 650°C) et sur trois différentes géométries.

La pertinence du paramètre C* pour décrire la fissuration en fluage est analysée par une étude systématique des singularités de contraintes en élasto-viscoplasticité sous plusieurs modes de chargement (différents taux de triaxialité). Il a été montré que, outre le paramètre C*, un deuxième terme non singulier, noté Q*, est nécessaire pour décrire les variables locales au voisinage de la pointe de fissure. Les valeurs de ce paramètre de confinement sont toujours négatives. La conséquence en est que les conditions d'application des lois classiques de fissuration corrélant la vitesse de fissuration et le paramètre C* (da/dt - C*), seront sécurisantes pour les applications industrielles.

A travers cette étude, on a également montré que pour les aciers ferritiques, la période d'incubation des fissures est importante, donc une corrélation de type T_i - C* a été retenue pour prédire le temps à l'amorçage. Pour l'acier inoxydable austénitique, la phase pertinente est celle de la propagation des fissures, ainsi une courbe maîtresse (da/dt - C*) a été établie pour cet acier. Pour cette identification une nouvelle méthodologie de dépouillement des essais de fluage a été mise en place.

Enfin, la propagation des fissures a été simulée numériquement par la technique de relâchement des nœuds, permettant ainsi, de valider les expressions analytiques retenues pour dépouiller les essais de fluage.

Mots clés

Fissuration en fluage, approche globale, mécanique de la rupture, singularités des contraintes, courbe maîtresse, technique de relâchement des nœuds, méthode des éléments finis.

Title

High temperature cracking of steels :
Effect of geometry on creep crack growth laws

Abstract

This study was performed at Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris. It deals with identification and transferability of high temperature creep cracking laws of steels. A global approach, based on C* and J non-linear fracture mechanics parameters has been used to characterize creep crack initiation and propagation.

The studied materials are : the ferritic steels 1Cr-1Mo-1/4V (hot and cold parts working at 540 and 250°C) used in the thermal power stations and the austenitic stainless steel 316 L(N) used in the nuclear power stations. During this thesis a data base was setting up, it regroups several tests of fatigue, creep, creep-fatigue, and relaxation. Its particularity is to contain several creep tests (27 tests), achieved at various temperatures (550 to 650°C) and using three different geometries.

The relevance of the C* parameter to describe the creep crack propagation was analysed by a means of systematic study of elasto-viscoplastic stress singularities under several conditions (different stress triaxiality). It has been shown that, besides the C* parameter , a second non singular term, denoted here as Q*, is necessary to describe the local variables in the vicinity of the crack tip. Values of this constraint parameter are always negative. Consequently, application of typical creep crack growth laws linking the creep crack growth rate to the C* parameter (da/dt - C *), will be conservative for industrial applications.

Furthermore, we showed that for ferritic steels, crack incubation period is important, therefore a correlation of T_i - C* type has been kept to predict crack initiation time T_i. For the austenitic stainless steel, the relevant stage is the one of the crack propagation, so that a master curve (da/dt – C*), using a new data analysis method, was established.

Finally, the propagation of cracks has been simulated numerically using the node release technique, allowing to validate analytical expressions utilised for the experimental creep test data processing.

Key words

Creep cracking, global approach, fracture mechanics, stress singularities, master curve, node release technique, finite element method.

TABLES DES MATIERES

Introduction générale

Introduction générale …… 1

Chapitre I : Bibliographie

Introduction …….. 5
I. Généralités sur le fluage…… 5
I.1. Définitions …… 5
I.2. Modèle de fluage ……... 6
I.3. Mécanismes de fluage …… 7
II. Paramètre de la mécanique de la rupture …… 8
II.1. Le paramètre J (plasticité étendue) …….. 9
II.2. Le paramètre C* (fluage secondaire étendu) …… 11
II.3. Le paramètre C^*_h (fluage primaire étendu) ……. 11
II.4. Domaines d'utilisation des différents paramètres …… 12
III. Méthodes simplifiées d'évaluation de J et C* …… 13
III.1. La méthode EPRI …… 13
III.1.1. Calcul de J …… 13
III.1.2. Calcul de C* ……. 15
III.2. La méthode R5 …… 15
III.3. La méthode A16 ……. 16
III.4. La méthode EMP …… 17
III.5. Comparaison des méthodes simplifiées …….. 19
IV. Amorçage et propagation des fissures en fluage …… 21
IV.1. L'amorçage des fissures en fluage …….. 22
IV.2. La propagation des fissures en fluage …… 23
IV.3. Prépondérance de l'amorçage ou de la propagation …… 23
Conclusions …….. 25
Références …… 26

Chapitre II : Base de données Cstar

Introduction …….. 28
I. Géométries utilisées …….. 29
II. L'acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V …….. 30
II.1. Matériau Froid …….. 31
II.1.1. Paramètres des lois de comportement ……... 31
II.1.2. Essais d'E.Molinié sur éprouvette CT ……... 31
II.1.3. Caractéristiques des essais sur éprouvette CT ……... 32
II.2. Matériau Chaud …… 32
II.2.1. Paramètres des lois de comportement …….. 32
II.2.2. Caractéristiques des essais sur éprouvette CT …….. 33
III. L'acier inoxydable austénitique 316 L(N) …….. 33
III.1. Tôle SQ ……... 34
III.1.1. Paramètres des lois de comportement ……. 34
III.1.2. Caractéristiques des essais sur éprouvettes lisses …… 34
III.1.3. Essais des R.Piques sur CT et CCRB ……... 35
III.1.4. Caractéristiques des essais sur éprouvette CCRB …… 36
III.1.5. Caractéristiques des essais sur éprouvette CT ……. 37

III.1.6. Essais de E.Maas sur DENT …… 37
III.1.7. Caractéristiques des essais sur éprouvette DENT …… 38
III.2. Tôle SD ……... 39
III.2.1. Paramètres des lois de comportement …….. 39
III.2.2. Caractéristiques des essais sur éprouvettes CT …… 39
III.3. Tôle SA ……... 40
III.3.1. Paramètres des lois de comportement …….. 40
III.3.2. Essais de J.P.Polvora sur CT …… 41
III.3.3. Caractéristiques des essais sur éprouvette CT ……. 41
III.4. Tôle VIRGO …… 42
III.4.1. Paramètres des lois de comportement …….. 42
III.4.2. Caractéristiques des essais sur éprouvettes CT …… 42
Conclusions …….. 43
Références …… 44
Annexe 2 …….. 45

Chapitre III : Singularités de contraintes en élasto-viscoplasticité

Introduction …….. 50
I. Simulation du comportement du 316L(N) à 600°C ……. 51
I.1. Formalisme du modèle à Deux Déformations Inélastiques ……... 51
I.2. Identification de la loi de comportement ……... 52
I.3. Comportement des éprouvettes fissurées ……... 54
I.3.1. Eprouvette CT ……. 54
I.3.1.1. Montée en charge ……. 54
I.3.1.2. Fluage ……... 55
I.3.2. Eprouvette CCRB ……... 55
I.3.2.1. Montée en charge ……. 55
I.3.2.2. Fluage ……... 56
I.3.3. Eprouvette DENT …….. 56
I.3.3.1. Montée en charge ……. 56
I.3.3.2. Fluage ……... 57
II. Etude des singularités élastoplastiques des contraintes ……... 58
II.1. Elasticité linéaire : Approche K – T ……. 58
II.1.1. Rappel …… 58
II.1.2. Détermination du paramètre β ……... 60
II.1.2.1. Calcul du paramètre β à partir du lissage en contraintes …… 60
II.1.3.2. Calcul du paramètre β à partir du lissage en différence de contraintes …….. 61
II.2. Plasticité étendue …….. 61
II.2.1. Approche J – Q : champs HRR ……. 62
II.2.2. Détermination du paramètre Q …….. 63
II.2.3. Etude des singularités de contraintes ……. 64
II.2.3.1. Effet de la géométrie …….. 65
II.2.3.2. Effet du chargement ……... 66
II.2.3.3. Effet de la taille de fissure ……. 66
II.2.3.3.1. Eprouvette CT ……... …. 69
II.2.3.3.2. Eprouvette CCRB ……... 70
II.2.3.3.3. Eprouvette CCP ……..….. 72
II.2.3.3.4. Eprouvette DENT ……... 74
Conclusions ……..……. 76
II.3. Viscoplasticité ……..……. 76
II.3.1. Singularités de contraintes – champs RR ……..

II.3.2. Approche C(t) - A_2 (t) 76
II.3.3. Approche C* - Q(t) 77
II.3.4. Singularités temporelles 79
II.3.5. Singularités spatiales 81
II.3.5.1. Eprouvette CCRB 84
II.3.5.2. Eprouvette CT 84
II.3.5.3. Eprouvette CCP 85
II.3.3.4. Eprouvette DENT 86
II.4. Synthèse 88
II.4.1. Etat de contraintes planes 89
II.4.2. Etat de déformations planes 90
II.5. Conséquences de cette étude sur les critères de rupture 91
II.5.1. Amorçage de fissure : la ténacité (J_{Ic}) 93
II.5.2. Extension à l'amorçage en fluage : Courbe T_i – C*, courbe σ_d 93
II.5.3. Propagation de fissure : Courbe J - Δa 94
II.5.4. Extension à la propagation en fluage : Courbe da/dt – C* 95
Références 96
Annexe 3 97
100

Chapitre IV : Détermination des courbes maîtresses de fissuration en fluage

Introduction .....
I. Méthodologie de dépouillement des essais 110
I.1. Calcul de la vitesse de propagation 111
I.2. Calcul de la vitesse de l'ouverture de la fissure 111
I.3. Calcul de C^*_{exp} 111
I.3.1. Les éprouvettes CT 112
I.3.2. Les éprouvettes DENT 112
I.3.3. Les éprouvettes CCRB 113
I.3.4. Hypothèses de dépouillement 113
I.4. Domaine de validité 114
I.4.1. Limite inférieure 115
I.4.1. Limite supérieure 115
II. Etude de la fissuration en fluage 116
II.1. L'acier 1Cr-1Mo-1/4V (partie froide) 117
II.1.1. L'amorçage 117
II.1.2. Corrélation T_i – C* 117
II.1.3. La propagation 117
II.1.4. Corrélation da/dt – C* 118
II.2. L'acier 1Cr-1Mo-1/4V (partie chaude) 119
II.2.1. L'amorçage 120
II.2.2. Corrélation T_i – C* 120
II.2.3. La propagation 121
II.2.4. Corrélation da/dt – C* 121
II.3. L'acier 316L(N) : tôle SQ 122
II.3.1. L'amorçage 123
II.3.2. La propagation 123
II.3.2.1. Eprouvettes CT 123
II.3.2.2. Eprouvettes DENT 125
II.3.2.3. Eprouvette CCRB 125
II.4. L'acier 316L(N) : tôle SD 125
II.4.1. L'amorçage 127

II.4.2. La propagation ……... 127
II.5. L'acier 316L(N) : tôle VIRGO ……. 127
II.5.1. L'amorçage …… 128
II.5.2. La propagation ……... 128
II.6. L'acier 316L(N) : tôle SA ……. 128
II.6.1. L'amorçage …… 129
II.6.2. La propagation ……... 129
II.6.3. Discussion …… 129
II.7. La courbe maîtresse du 316 L(N) …… 129
Conclusion ……... 130
Références …… 131
Annexe 4 …… 132
134

Chapitre V : Simulation de la propagation des fissures en fluage

Introduction ……..
I. La procédure de relâchement de nœuds (exemple CCRB1) ……. 141
I.1. Conditions expérimentales et maillage …….. 141
I.2. Définitions des contours …… 142
I.3. Mise en données ……. 143
I.4. Courbe d'avancée de la fissure ……... 143
I.5. Résultats ……. 144
I.5.1. Contraintes et déformées …… 145
I.5.2. Ouverture de la fissure …… 145
I.5.3. Calcul de C* …… 145
II. Simulation de la propagation des fissures en fluage ……... 146
II.1. Eprouvette CCRB …… 148
II.1.1. Ouverture et vitesse d'ouverture de la fissure …… 148
II.1.2. Valeurs de C* …… 148
II.2. Eprouvette CT ……. 149
II.2.1. Ouverture et vitesse d'ouverture de la fissure …… 150
II.2.2. Valeurs de C* …… 150
II.3. Eprouvette DENT …… 151
II.3.1. Ouverture et vitesse d'ouverture de la fissure …… 152
II.3.2. Valeurs de C* …… 152
III. Calcul de la partie comportement de la vitesse d'ouverture de la fissure …….. 153
III.1. Procédure de calcul ……. 153
III.2. Calcul de la vitesse d'ouverture de la fissure …….. 153
IV. Corrélation da/dt – C* …… 155
V. Distribution des contraintes en cours de propagation …… 156
Conclusions …….. 160
Références …… 163
164

Conclusions Générales

Conclusions générales ……..
Perspectives …….. 165
167

Introduction Générale

Introduction générale

L'intégrité des structures industrielles travaillant à haute température préoccupe à la fois les métallurgistes et les mécaniciens depuis de nombreuses années. La complexité des conditions de sollicitations, d'une part, et de la géométrie des composants, d'autre part, a nécessité l'utilisation de facteurs de sécurité importants (surdimensionnements) sans que l'on connaisse avec précision leur marge.

Pour des raisons économiques évidentes, on cherche à maîtriser ces marges de sécurité, tout en réalisant un nombre plus important de contrôles de ces pièces lors de leur fonctionnement.

Les secteurs industriels sensibilisés par ces phénomènes sont particulièrement l'aéronautique, la production d'électricité (nucléaire et thermique) et la chimie.

Grâce au développement des codes de calcul, la notion de tolérance à l'endommagement a vu le jour depuis que l'on maîtrise un peu mieux les concepts apportés par la mécanique non linéaire de la rupture.

L'effort de recherche entrepris dans ce domaine par un grand nombre de pays a permis de collecter de nombreuses données au niveau des laboratoires. Le passage de l'éprouvette de laboratoire au composant industriel n'est pas gagné pour autant. Il se pose d'une part, le problème de la représentativité des essais de laboratoire face aux structures industrielles, et à l'inverse, celui de l'extrapolation des données de laboratoires aux structures réelles.

Des nos jours, la pratique industrielle, dans le domaine des estimations de la durée de vie résiduelle pour composants sollicités à haute température, est basée soit sur des diagrammes de fluage type Larson-Miller ou Hollomon-Dorn établis à partir d'essais de fluage sur éprouvettes lisses, soit sur des diagrammes d'amorçage ou de propagation.

Certains industriels reconnaissent la présence de défauts dans certaines structures travaillant à haute température. A partir du moment où l'on accepte la présence de ces défauts, on se doit de développer un outil permettant d'estimer la durée de vie résiduelle des composants fissurés.

Dans le secteur de la production thermique d'électricité, les exploitants se soucient beaucoup de ce genre de considérations. De nombreux composants travaillant à chaud ont atteint ou dépassé les 100000 heures de fonctionnement. Le vieillissement du matériau peut avoir engendré une dégradation microstructurale importante et une chute non négligeable des propriétés mécaniques.

Dans le secteur de l'énergie nucléaire, en 1974, au démarrage du programme civil de construction de réacteurs, des scientifiques lancèrent un appel connu sous le nom " Appel des 400", appel dont la conclusion était : " Il faut qu'un vrai débat s'instaure et non ce semblant de consultation fait dans la précipitation. Nous appelons la population à refuser l'installation de ces centrales tant qu'elle n'aura pas une claire conscience des risques et des conséquences. Nous appelons les scientifiques (chercheurs, ingénieurs, médecins, professeurs, techniciens…) à soutenir cet appel et à contribuer, par tous les moyens, à éclairer l'opinion." (Le rapport SOUVIRON. Editorial - Gazette Nucléaire - 141/142 avril 1995).

D'un autre côté, la sécurité et la fiabilité des installations nucléaires telles que celle du réacteur à neutrons rapides Superphénix, est un problème primordial. La cuve de ce réacteur, constituée essentiellement d'acier inoxydable austénitique de type 316L(N), contient 3300 tonnes de sodium liquide, utilisé comme fluide caloporteur. Bien que la température de la cuve principale ne

dépasse rarement 400°C, certains des composants du réacteur baignent dans le sodium liquide porté à 500-550°C. En cours de fonctionnement, ces composants sont sujets à des maintiens à haute température qui peuvent occasionner des déformations dues au fluage mais aussi à des transitions thermiques qui peuvent être assimilés à des sollicitations de fatigue-fluage. Ces sollicitations peuvent conduire à des phénomènes de fissuration caractérisés par l'amorçage à partir de défauts pré-existants et la propagation de fissure qui en cas de propagation macroscopique, peuvent conduire à la ruine du composant.

A travers le monde, un réel effort de compréhension des mécanismes de fissuration à haute température a été soutenu, depuis trente ans environ, sous l'impulsion des chercheurs et ingénieurs. Le NE (Nuclear Electric en UK), grâce au travaux d'AINSWORTH, après avoir développé un code d'intégrité des installations travaillant à basse température, appelé R6 (basé sur une notion de COD critique et de chargement limite), tente de mettre sur pied une méthodologie comparable pour les structures industrielles travaillant à haute température. Elle porte le nom du code R5. Parallèlement, l'EPRI (Electric Power Research Institute en USA), grâce aux travaux de KUMAR et SHIH, a proposé une approche simplifiée fondée sur l'intégration des courbes de propagation en fissuration par fluage. Cette approche est vendue aux industriels concernés sous la forme d'un logiciel du nom de PC PIPE. En France, le CEA (Commissariat à l'Energie Atomique) propose dans l'annexe A16, des règles d'analyse de nocivité de défauts dans les structures sollicitées à haute température.

Tous ces laboratoires, ainsi que d'autres, se basent lors de leurs analyses sur deux approches, qui malgré la différence de leurs démarches, sont complémentaires et essentielles pour mieux résoudre ce genre de problèmes.

La première approche connue sous le nom de " Approche locale" , se base sur l'identification des modèles micromécaniques de la déformation et de l'endommagement, pour les matériaux utilisés à haute température. Les principes de la physique, de la thermodynamique et de la mécanique y sont utilisés. De nombreuses équipes de recherche utilisent cette approche, on cite par exemple D. Hull et D.F. Rimmer (1959), B.F. Dyson (1976), W.B. Beere et M.V. Speight (1978), P.M. Anderson et J.R. Rice (1985), V. Tvergaard (1986), Ph. Bensussan (1986), A. Pineau (1988), et la liste est encore longue. Dans cette approche, les concepts utilisés restent difficiles à appliquer par les ingénieurs dans les cas des structures réelles.

En parallèle, et d'une manière complémentaire à l'approche locale, l'approche globale, permet d'expliciter des critères de rupture en fonction des conditions aux limites imposées à la structure. Cette approche, qui est aussi utilisée pour caractériser la nocivité des défauts dans un matériau, propose des méthodes de calculs qui s'avèrent intéressantes dans les applications industrielles.

Cette approche se base sur les concepts de la mécanique linéaire et/ou non de la rupture. Pour ce qui concerne le fluage, on corrèle soit un temps à l'amorçage, soit une vitesse de propagation de fissure, à un paramètre de chargement issu de la mécanique de rupture des milieux viscoplastiques dont les principaux résultats apparaissent dans les articles de H. Riedel – J.R. Rice (1980) et H. Riedel (1981).

Tout d'abord, citons certains récents travaux sur l'amorçage et la propagation des fissures en fluage, auxquels notre étude fera appel d'une manière répétitive : E. Molinié (1991) sur l'acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V utilisé dans les centrales thermiques, E. Maas (1984), R. Piques (1989), L. Laiarinandrasana (1994), J.P. Polvora (1998), et F. Curtit (2000) sur l'acier inoxydable austénitique 316L(N) utilisé dans les centrales nucléaires.

Les trois premières études ont été réalisées aux laboratoires de l'Ecole des Mines de Paris, et les trois dernières au sein du laboratoire LISN (Laboratoire d'Intégrité des Structures et de Normalisation) du CEA/Saclay au cours des programmes AMORFIS, PROFIS et PLAQFLU, avec un partenariat de l'Ecole des Mines de Paris.

Durant le programme AMORFIS, L. Laiarinandrasana a étudié l'amorçage de fissure à 600 et 650°C, il a effectué six essais sur des éprouvettes CT (Compact Tension) sollicitées en fluage. Il a pu établir une corrélation unique en fluage entre le temps à l'amorçage et le paramètre C^*_h.

Dans le programme PROFIS, J.P. Polvora a étudié la propagation de fissure à 650°C. Il a proposé une méthodologie de calcul permettant de prévoir l'évolution d'une fissure en fluage. Il a réalisé deux essais sur éprouvette CT, et a identifié une corrélation du type da/dt – C*.

Dans le programme PLAQFLU, F. Curtit a étudié la propagation en fatigue fluage à 650°C de fissures de formes elliptiques, ainsi que dans des plaques comportant un joint soudé. Il a également réalisé trois essais de fluage sur éprouvette CT du métal d'apport B 316H.

On précise cependant, que les essais qu'on a mentionnés ci-dessus sont uniquement restrictifs au fluage. Durant ces programmes, l'acier inoxydable austénitique 316 L(N) a été soumis à d'autres types de sollicitations tels que : la fatigue pure, la fatigue-fluage, la relaxation et la fatigue-relaxation, ce qui fait de ces programmes une source de données pour l'étude du comportement du 316 L(N) à haute température.

Notons aussi, qu'en terme de normes, il n' y a à présent que la norme ASTM 1457 E-98 (voir référence [11], chapitre II) qui propose des procédures de détermination de la courbe maîtresse, en particulier des calculs du paramètre C*, pour l'éprouvette CT uniquement. A ce propos, signalons l'existence d'un projet Européen appelé "CRETE" qui a pour vocation l'extension de la norme ASTM E1547-98 à d'autres types d'éprouvettes que la CT. Ce projet qui est en cours de réalisation reconstitue une base de données indépendamment de celle fournie dans le chapitre II de notre étude.

Dans le cadre de cette étude, qui s'inscrit dans le programme Cstar dédié à la détermination et la transférabilité des courbes maîtresses de fissuration à haute température, on essayera de faire une synthèse de toutes les études antérieures.

Notre étude qui se base intégralement sur l'approche globale, comporte deux volets : le premier consiste en la détermination des courbes maîtresses de fissuration en fluage de l'acier inoxydable austénitique 316L(N), et d'autres types de matériaux , et le second consiste en la vérification de l'indépendance de ces courbes de fissuration par rapport aux géométries testées. Dans la présente étude, l'effet de géométrie est intimement lié à celui du taux de triaxialité, paramètre qui représente pour une éprouvette donnée, la distribution des contraintes et le confinement de cette éprouvette. En effet, pour des chargements uniquement en fluage, c'est le changement de la géométrie - c'est-à-dire la forme de l'éprouvette et la taille de la fissure - qui engendrent essentiellement des variations du taux de triaxialité. Bien entendu, le niveau de chargement peut participer aussi à ces variations.

La détermination des courbes maîtresses de fissuration en fluage nécessite tout d'abord l'analyse, pour chaque type de matériau étudié, de la prédominance des stades d'amorçage ou de propagation. Ensuite, il est nécessaire de collecter et valider des essais de fluage sur différentes géométries et mettre en place une procédure pour les dépouiller.

La vérification de la transférabilité des courbes maîtresses d'une éprouvette de laboratoire à une autre consiste à tracer ces courbes pour différentes géométries afin de montrer la robustesse et le caractère intrinsèque de ces courbes pour un matériau donné. La nécessité de cette vérification vient du fait qu'en déchirure ductile, la littérature montre que la courbe J – Δa (équivalente à da/dt – C*) n'est pas la même lorsqu'on passe d'une éprouvette de laboratoire à une autre, et comme toute l'analyse en fluage est inspirée d'une analogie entre plasticité et viscoplasticité étendues, il nous semble important de se pencher sur cette question.

Afin d'atteindre nos objectifs par l'intermédiaire de l'approche globale, nous rappelons dans le **chapitre I** les concepts de la mécanique non linéaire de la rupture et les outils qui vont nous permettre d'établir les corrélations souhaitées. En particulier, on montrera les conditions de validité de l'analogie entre plasticité et viscoplasticité, et on introduira les paramètres de chargement J et C* ainsi que les méthodes semi - analytiques qui permettent de les calculer.

Au **chapitre II**, est présentée la base de données Cstar, constituée durant cette étude pour rassembler le maximum d'essais de fluage sur différentes géométries fissurées. On présentera tout d'abord les matériaux de notre étude, et on s'attachera à préciser les conditions de chargement et les détails de géométries utilisées, ainsi que les domaines de températures des essais. L'analyse minutieuse de ces essais nous permettra de sélectionner ceux qui permettent d'établir les courbes maîtresses de fissuration en fluage de plusieurs types de matériaux.

Le **chapitre III** sera consacré à l'étude numérique des champs de contraintes au voisinage de la pointe de fissure dans différentes éprouvettes contenant des fissures de différentes tailles. Cette étude permettra de caractériser le confinement de chaque géométrie, et d'analyser l'effet de la taille de fissure sur les distributions spatiales et temporelles des contraintes. En particulier, il s'agit de quantifier le confinement en pointe de fissure, d'en étudier l'évolution au cours du temps permettant ainsi de prédire son effet à la lumière de ce qui a été observé en rupture ductile (plasticité). Cette étude numérique sera faite uniquement sur l'acier inoxydable austénitique 316L(N) après identification d'une loi de comportement de type DDI à 600°C.

Dans le **chapitre IV** on étudiera pour chaque type de matériaux la prédominance des stades d'amorçage et de propagation de fissures, on détaillera ensuite, notre procédure de calcul du paramètre de chargement C* pour différentes géométries. Nous développerons en particulier une méthodologie permettant d'extraire la contribution de l'avancée de fissure dans le terme de la vitesse d'ouverture de la fissure. Cette contribution complétera la norme ASTM 1457 E-98 pour d'autres types de géométries à part l'éprouvette CT (Compact Tension). On explicitera, pour la courbe maîtresse de type da/dt – C*, les domaines de validité de cette corrélation, et on finira par tracer les courbes maîtresses de fissuration en fluage.

Le **chapitre V** sera consacré, encore une fois, à une étude numérique pour simuler la propagation des fissures en fluage en utilisant la technique de relâchement de nœuds. On s'attachera à détailler cette technique, et à présenter la méthodologie de dépouillement des résultats des simulations. Les résultats des simulations numériques seront ensuite comparés à ceux issus des analyses expérimentales établies au chapitre IV. Cette comparaison nous permettra de valider notre méthodologie expérimentale pour la détermination des courbes maîtresses de propagation des fissures dans le cas du 316 L(N).

Chapitre I

Bibliographie

Introduction

Le développement des matériaux pour haute température a accompagné celui des machines thermiques et a souvent conditionné l'accroissement de leurs performances. Le cas le plus démonstratif est celui des turbines aéronautiques, mais les exemples sont multiples dans les unités de production d'énergie et des réacteurs chimiques.

La notion de haute température est imprécise et dépend de plusieurs critères. Elle est associée à l'apparition, lors d'une sollicitation sous contrainte, d'un comportement viscoplastique conduisant à la rupture. Ce comportement viscoplastique implique la diffusion atomique qui devient significative lorsque la température est supérieure à 0.3-0.4 T_f , où T_f est la température de fusion du matériau exprimée en degré Kelvin. On parle traditionnellement de matériaux pour haute température lorsque leur résistance mécanique et leur comportement à l'oxydation autorise une utilisation au-delà de 400 °C, limite habituelle d'emploi des aciers au carbone. Ce critère conduit à retenir les matériaux suivants :

- Quelques aciers faiblement alliés ;
- Les aciers inoxydables ;
- Certains alliages de titane ;
- Les superalliages ;
- Les métaux réfractaires, etc.…

I. Généralités sur le fluage

I.1. Définitions

A basse température, et en l'absence d'effet d'environnement, l'application d'une contrainte statique sur une éprouvette lisse (élément de volume) provoque, si celle-ci est suffisante, une déformation plastique qui, très rapidement, demeure constante. Par contre, lorsque cet élément de volume est sollicité à une température supérieure au tiers de leur température de fusion, la déformation résultante dépend non seulement de la contrainte imposée mais augmente aussi avec le temps. C'est ce que l'on appelle le fluage. La déformation de fluage étant généralement irréversible, on parle alors de comportement viscoplastique. L'allure générale d'une courbe de fluage est présentée dans la figure 1a.

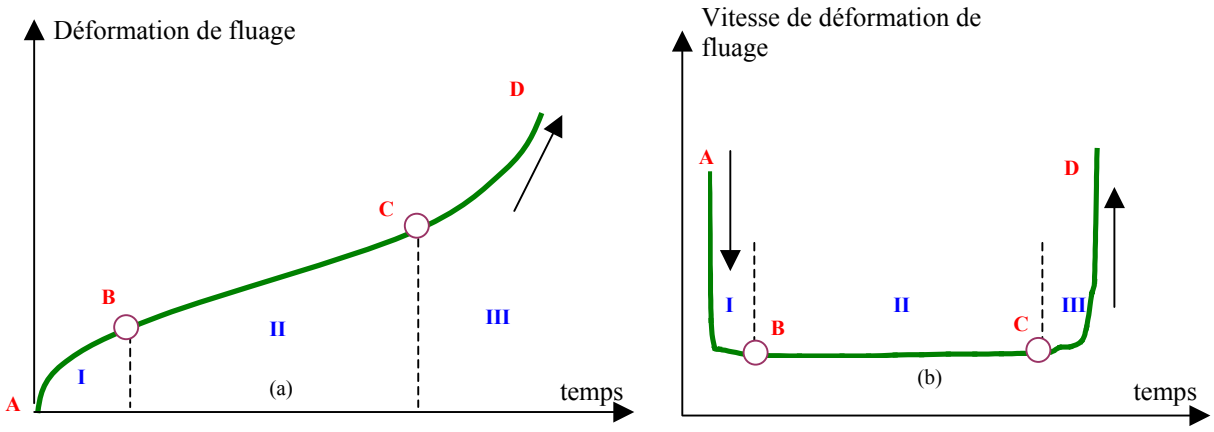


Figure 1 : Allure générale d'une courbe de fluage.
Evolution de la déformation (a) et la vitesse de déformation (b) en fonction du temps

Conventionnellement, on décompose cette courbe en plusieurs phases qui se succèdent dans le temps. Tout d'abord, il y a la mise en charge à l'instant où, après stabilisation en température, la charge d'essai est appliquée. Elle engendre un allongement instantané qui peut être totalement élastique ou partiellement élastique et partiellement plastique selon la température et la charge. Ensuite, il y a les trois stades classiques du fluage qui se présente de la manière suivante :

- Une période AB, dite « 1er stade de fluage », au cours de laquelle se développe (sous une charge constante) une déformation isotherme et répartie à une vitesse de déformation continûment décroissante. Ce fluage ralenti est appelé fluage primaire ou transitoire.
- Une période BC, dite « 2ème stade du fluage », au cours de laquelle se développerait (sous une charge constante) une déformation isotherme à une vitesse de déformation quasiment constante. Ce fluage est dit fluage secondaire ou stationnaire.
- Une période CD, dite « 3ème stade du fluage », au cours de laquelle se développe une déformation isotherme (plus au moins localisée) à une vitesse de déformation continûment croissante. Ce fluage accéléré est appelé fluage tertiaire ; il couvre souvent la formation d'une striction et conduit à la rupture de l'éprouvette.

Lorsque la température, la nature de l'atmosphère et la composition du métal le permettent, il y a réaction entre celui-ci et le gaz ambiant avec formation en surface d'une couche de produits de combinaison (le plus souvent des oxydes) dont le comportement plastique est généralement différent de celui du métal de base. Ces faits conduisent souvent à des fissurations de cette couche et, par voie de conséquence, à des anomalies dans l'évolution de la vitesse de fluage.

I.2. Modèle de fluage

La prévision du comportement en fluage d'un matériau est obtenue à partir de relations paramétriques entre la rupture – ou le taux de déformation -, la température, la contrainte et le temps. Larson et Miller [1] ont été les premiers à proposer une relation d'équivalence entre le temps et la température qui reste la plus utilisée :

$$P = T[C \operatorname{Log} t_R]10^{-3} \qquad (I.1)$$

Où,

- P est le chargement appliqué en N ;
- T est la température en degré Kelvin ;
- t_R est le temps à rupture en heures ;
- C est une constante.

Cette méthode résulte à la fois de considérations expérimentales et théoriques, et admet plusieurs hypothèses : vitesse de fluage constante à contrainte et température fixées (donc sans fluage ni primaire ni tertiaire), temps à rupture inversement proportionnel à la vitesse de fluage….Pour les aciers, la constante C est comprise entre 18 et 28. La valeur habituellement retenue est 20.

La relation de Larson-Miller permet, connaissant la courbe expérimentale $\sigma_R = f(P)$ et deux des trois paramètres suivants : contrainte à la rupture σ_R, le temps à rupture t_R et la température T de déterminer le troisième.

Il serait toutefois imprudent de faire de trop grandes extrapolations avec une telle approche car elle perd toute validité, lorsque les mécanismes de fluage changent et par conséquent, les valeurs des caractéristiques mécaniques obtenues ne sont alors pas conservatrices.

Les courbes de Larson-Miller restent quand même très utiles pour comparer les différentes nuances d'alliages, malgré que l'emploi de matériaux dans les organes des installations nucléaires ou, plus généralement, dans les pièces de sécurité, nécessite une connaissance beaucoup plus précise des lois de comportement et d'endommagement.

I.3. Mécanismes de fluage

Au cours du fluage on remarque que :

- Des déformations se produisent au cœur même de chaque grain, elles sont dites alors intragranulaires.
- Les grains se déplacent les uns par rapport aux autres : la déformation se produit alors dans les joints des grains et on la dit intergranulaire.

A basses températures, lorsque la déformation se fait par glissement dans les grains, les joints de grains constituent des obstacles à ce dernier et ont donc un effet durcissant dont rend compte la loi de Hall-Petch :

$$R_e = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \tag{I.2}$$

avec, d : diamètre des grains.

Mais à haute température, il apparaît un glissement aux joints qui est probablement la caractéristique principale du fluage. Le glissement intergranulaire dépend des déformations intragranulaire [1], ces dernières génèrent, lorsqu'elles atteignent un joint, des contraintes qui affectent le voisinage de celui-ci et qui ne peuvent être relaxées que par la déformation intergranulaire.

Dans un métal polycristallin, le glissement au joint est sensible du fait qu'il permet la rotation de certains grains par rapport à d'autres. L'évolution du fluage dans le temps est très voisine de celle du fluage intergranulaire, mais la contribution de la déformation intergranulaire à la déformation totale, bien que variable avec le métal et les conditions d'essai, reste toujours faible (ordre de grandeur 1%).

Sur des alliages polycristallins, il a été remarqué que :

- Le glissement intergranulaire peut être bloqué à un point triple. Ce blocage, conduit à une concentration locale de contraintes qui engendre l'ouverture d'une fissure existante. L'expérience montre que le développement ultérieur de cette fissure se fait progressivement et est probablement conditionné par l'ensemble des mécanismes qui contrôlent le fluage.
- Le glissement intergranulaire peut se heurter à un obstacle présent dans le joint comme une inclusion, un précipité intergranulaire, ou encore une irrégularité géométrique du joint (marche). La formation d'une cavité se fait alors, sa croissance est subordonnée à l'existence d'une contrainte de traction normale au joint et la cinétique de croissance dépend ensuite des autres mécanismes qui contrôlent le fluage.

II. Paramètres de la mécanique de rupture

Nous avons vu précédemment que les courbes de Larson-Miller ont beaucoup d'intérêt pour comparer les différentes nuances de matériaux utilisés à haute température. Ces courbes sont utilisables dans le cas d'un élément de volume (éprouvette uniaxiale) . Il en va autrement lorsque le composant dont on cherche à déterminer la durée de vie subit un chargement multiaxial dû soit à la nature même du chargement soit à la géométrie de la structure : discontinuité géométrique, défaut ou fissure.

Lors d'une sollicitation de fluage, les cavités coalescent pour donner naissance à des microfissures qui, suivant l'intensité du chargement, et la température de service, peuvent amorcer des fissures. Ces dernières peuvent, après propagation, causer la ruine du composant. C'est pour cela que les problèmes d'amorçage et de propagation de fissures à haute température sont au centre de nombreuses études depuis une trentaine d'années environ. Ces études qui se basent sur différentes approches cherchent à quantifier la tolérance à l'endommagement d'un matériau en se plaçant dans des conditions de sollicitations les plus proches des conditions de fonctionnement.

La mécanique linéaire et/ou non linéaire de la rupture est un outil fondamental au niveau de la conception et du contrôle. Elle est utilisée dans les bureaux d'études, soit à la conception (défauts hypothétiques) pour estimer la durée de vie nominale d'une structure, soit en service, lorsqu'on détecte un défaut, pour calculer la durée de vie résiduelle de la structure (nocivité des défauts).

Il est inutile d'insister sur les succès obtenus dans les domaines de la rupture par clivage, de la rupture ductile et de la propagation des fissures en fatigue. Elle permet de prévoir la progression des fissures qui peuvent exister dans un composant industriel soumis à des sollicitations mécaniques. Elle est décomposée en trois grands domaines suivant le type du comportement du matériau.

La mécanique linéaire de la rupture concerne les matériaux dont le comportement est élastique linéaire. Dans ce cadre, la grandeur scalaire notée K , appelée *facteur d'intensité de contrainte*, fonction du chargement et des dimensions caractéristiques de la structure (taille du défaut, largeur, épaisseur etc.) est introduite pour, d'une part, caractériser les champs de contraintes et de déformations au voisinage de la fissure. D'autre part, il permet d'estimer la ténacité du matériau. En effet, la ténacité est la valeur critique ou limite du facteur d'intensité des contraintes au moment de la rupture brutale.

Dans le cas des matériaux élastiques non linéaires, le paramètre énergétique J , qui traduit la quantité d'énergie dissipée lors de la propagation d'une fissure d'une quantité élémentaire da, a été introduit pour caractériser le champs des contraintes et de déformations au voisinage de la fissure.

Plus récemment, et par analogie aux bases de la mécanique de la rupture des matériaux plastiques, le paramètre C* (fluage secondaire étendu) et le paramètre C^*_h (fluage primaire) sont introduits pour étudier les matériaux viscoplastiques.

On commencera tout d'abord, par rappeler la signification physique des différents paramètres globaux de la mécanique de la rupture des matériaux ayant des comportements élastoplastiques et viscoplastiques.

II.1. Le paramètre J (Plasticité étendue)

Dans le domaine élastique, ou dans le cas où apparaît une zone plastique confinée, le facteur d'intensité de contrainte K contrôle les singularités des contraintes et des déformations en pointe de fissure.

Quand la zone plastique est plus étendue autour de la pointe de fissure, et dans l'hypothèse des chargements proportionnels croissants, le paramètre de chargement à prendre en considération est le paramètre énergétique J, qui est défini comme étant la différence d'énergie potentielle pour des configurations de chargement identiques ayant des longueurs de fissures voisines a et a + da.

Autrement dit, et pour une ouverture donnée δ, c'est la variation d'énergie potentielle dU causée par une petite avancée de fissure.

$$J = -\frac{\partial(U/B)}{\partial a} \tag{I.3}$$

Où B est l'épaisseur de l'éprouvette .

Alternativement, en considérant la courbe de chargement P-δ (voir figure 2) d'un corps fissuré pour deux longueurs de fissure voisines a et a + da, et par analogie à l'interprétation de l'énergie dissipée dans le cas de l'élasticité linéaire, l'aire comprise entre les deux courbes estime Jda . Ainsi J peut être estimé à partir de la relation ci-dessous [2] :

$$J = -\int_0^{\delta} \frac{\partial P}{\partial a} d\delta = \int_0^{P} \frac{\partial \delta}{\partial a} dP \tag{I.4}$$

Où P est la charge appliquée par unité d'épaisseur et δ, le déplacement mesuré au niveau de la ligne de charge.

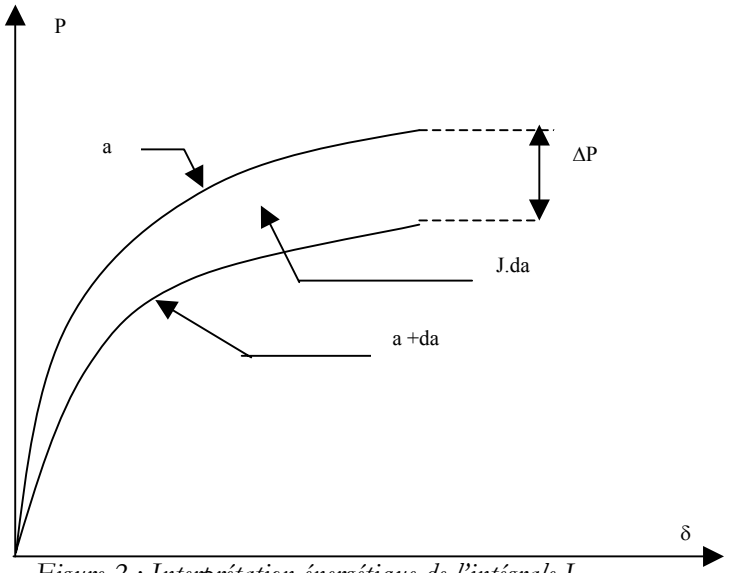


Figure 2 : Interprétation énergétique de l'intégrale J

L'intégrale J est définie [2], également pour un problème bidimensionnel par l'équation ci-dessous :

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T\left(\frac{\partial u}{\partial x}\right) ds \tag{I.5}$$

avec W est la densité d'énergie de déformation définie par :

$$W = W(\varepsilon_{ij}) = \int_{0}^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{pq} d\varepsilon_{pq} \tag{I.6}$$

Comme, il est montré dans la figure 3, Γ est un contour entourant le front de la fissure, T est le vecteur contrainte défini par le vecteur normal n, tout le long du contour $T_i = \sigma_{ij} n_j$, u est le vecteur de déplacement.

Pour un matériau dont le comportement pourra être décrit par une loi puissance, de type :

$$\varepsilon = B_0 \sigma^n \tag{I.7}$$

où B_0 et n sont deux constantes.

Rice [3] a montré que cette intégrale (éq. I.5) est indépendante du contour choisi. En particulier, loin de la pointe de la fissure, la valeur de J donnée par cette intégrale coïncide avec celle obtenue par l'équation I.4.

D'autres études plus récentes utilisant la théorie incrémentale pour des analyses éléments finis ont aussi montré une indépendance approximative de cette intégrale, mais il n'est pas aussi clair que ceci reste valable pour les contours très adjacents du front de la fissure [4].

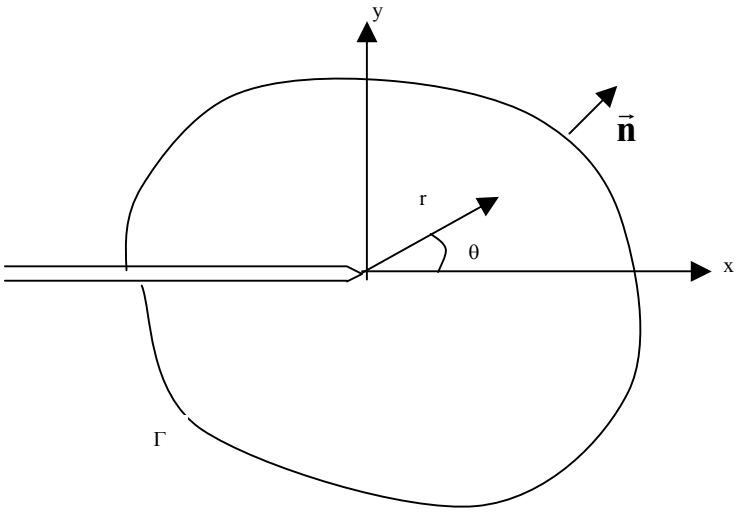


Figure 3 : Contour arbitraire autour du front de la fissure

II.2. Le paramètre C* (Fluage secondaire étendu)

Lorsqu'une structure fissurée est sollicitée à haute température avec un effet de temps, une zone viscoplastique se développe autour de la pointe de fissure et croît dans une zone élastoplastique initiale. A chargement constant et au bout d'un temps suffisamment long, un état de fluage secondaire stabilisé, qu'on représente par l'équation ci-dessous, s'établit.

$$\dot{\varepsilon} = B_2 \sigma^{n_2} \tag{I.8}$$

où B_2 et n_2 sont des constantes.

Dans ce cas, le paramètre qui contrôle les champs de contraintes et de déformations au voisinage de la fissure est le paramètre C*.

De la même manière que J, le paramètre énergétique C* est défini comme étant la différence de puissance ou de vitesse d'énergie potentielle entre deux configurations identiquement chargées, ayant une différence incrémentale de longueurs de fissure.

Ainsi on peut estimer C* à partir de l'équation ci-dessous :

$$C^* = -\int_0^{\dot{\delta}} \frac{\partial P}{\partial a} d\dot{\delta} = \int_0^{P} \frac{\partial \dot{\delta}}{\partial a} dP \tag{I.9}$$

Le paramètre C* est défini pour un corps fissuré, pour un problème à deux dimensions comme étant l'intégrale de la vitesse d'énergie dissipée lors de l'avancée de la fissure d'une quantité élémentaire da. Ce que traduit l'équation ci-dessous :

$$C^* = \int_\Gamma W^* dy - T_i \left(\frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x} \right) ds \tag{I.10}$$

où

$$W^* = \int_0^{\dot{\varepsilon}_{mn}} \sigma_{ij} d\dot{\varepsilon}_{ij} \tag{I.11}$$

est la vitesse de la densité de l'énergie de déformation, T_i est défini comme pour l'intégrale J.

Le paramètre C* est alors obtenu par une simple modification de l'intégrale J en remplaçant, par analogie, la déformation ε_{ij} et le déplacement u_i par leurs vitesses respectivement. Ce paramètre défini par Rice [5] est aussi une intégrale indépendante du contour choisi.

II.3. Le paramètre C^*_h (fluage primaire étendu)

Dans l'étude de certains aciers, et en particulier les austénitiques, le fluage primaire joue un rôle important dans le comportement de ces matériaux à haute température. Par analogie aux définitions précédentes, Riedel [6] a montré qu'il est possible de définir une intégrale de contour indépendante du temps correspondant au fluage primaire : c'est le paramètre C^*_h.

Si on exprime la déformation en fluage primaire sous la forme suivante :

$$\varepsilon = B_1 \sigma^{n_1} t^{p_1} \tag{I.12}$$

on peut dire que le rapport de l'intégrale J(t) et du terme t^{p_1} est indépendante du temps. Ceci permet de définir l'intégrale C^*_h

$$C^*_h = \frac{J(t)}{t^{p_1}} \tag{I.13}$$

II.4. Domaines d'utilisation des différents paramètres

Pour un matériau viscoplastique, les équations (I.7, I.8 et I.12) représentent respectivement le comportement en plasticité, en fluage primaire et en fluage secondaire, on définit [2, 3] les temps de transition t_1 et t_2 comme suit [5] :

t_1 : temps entre plasticité et fluage primaire étendu $= \frac{1}{n_1+1}\left(\frac{J}{C^*_h}\right)^{1/p_1}$ (I.14)

t_2 : temps de transition entre fluage primaire et secondaire $= \left(\frac{n_2 p_1 + 1}{n_2 + 1}\frac{C^*_h}{C^*}\right)^{1/1-p_1}$ (I.15)

On peut observer sur la figure 4 les différents domaines en fonction du niveau de sollicitation et du temps. Ce genre de diagramme, qui reste valable pour des matériaux présentant un stade de fluage primaire important, nous donne une idée sur le ou les paramètres à prendre en considération pour décrire les champs de contraintes et de déformations au voisinage de la fissure. C'est en partant de cette base qu'on peut, par la suite, envisager les corrélations d'amorçage ou de propagation des fissures en choisissant les paramètres pertinents.

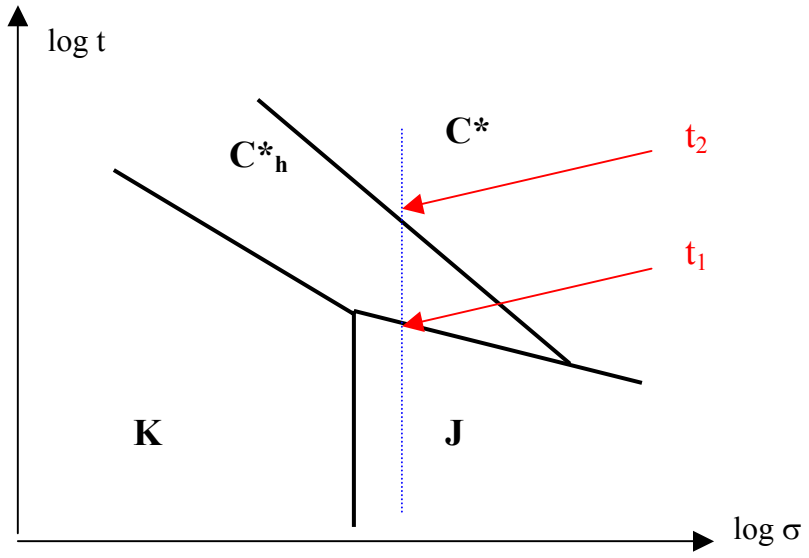


Figure 4 : Les domaines de validité des paramètres de la mécanique de la rupture

III. Méthodes semi analytiques d'évaluation de J et C*

III.1. La méthode EPRI

III.1.1. Calcul de J

La procédure EPRI [7] se base sur la simulation de l'intégrale J dans des conditions d'élastoplasticité et de plasticité généralisée. Les deux composantes, élastique et plastique sont simulées séparément et additionnées pour trouver le J total.

$$J_{tot} = J_{el} + J_{pl} \tag{I.16}$$

Pour un matériau incompressible obéissant à une loi de comportement de type puissance, sollicité en traction uniaxiale, la déformation est liée à la contrainte par la loi suivante :

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \alpha\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \tag{I.17}$$

où σ_0 et ε_0 sont une contrainte et une déformation de référence, n et α sont deux constantes du matériau.

Les champs HRR [6, 8] sont définis comme suit :

$$\sigma_{ij} = \sigma_0\left(\frac{J}{\alpha\varepsilon_0\sigma_0 I_n r}\right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n,\theta) \tag{I.18}$$

où I_n est une intégrale qui dépend de n;
$\tilde{\sigma}_{ij}$ une fonction angulaire tabulée par Kumar et Shih [9].

A partir de l'équation (I.18) on peut déduire l'expression de J sous la forme suivante :

$$J = \alpha\varepsilon_0\sigma_0 I_n r\left(\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_0}\right)^{n+1} \tilde{\sigma}_{ij}^{n+1} \tag{I.19}$$

l'équation (I.19) peut encore être écrite, en admettant que les contraintes locales augmentent proportionnellement avec la montée du chargement P, sous la forme ci-dessous :

$$J = \alpha\varepsilon_0\sigma_0 h(a/W,n) L\left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1} \tag{I.20}$$

où h(a/W, n) est une fonction adimensionnelle dépendant de la géométrie et de n , L est une longueur caractéristique de la structure, et P_0 est une charge de référence. L et P_0 sont définis arbitrairement et h est déterminée numériquement pour chaque configuration.

Pour la plupart des géométries, en plasticité généralisée, l'intégrale J, l'ouverture des lèvres de la fissure δ, et l'ouverture de la fissure au niveau de la ligne de charge Δ, peuvent être formulées comme suit :

$$J_{EPRI}^{P} = \alpha\varepsilon_0\sigma_0 b\, h_1(\frac{a}{W}, n)\left[\frac{P}{P_0}\right]^{n+1} \quad (I.21)$$

$$\delta_{EPRI}^{P} = \alpha\varepsilon_0 a h_2(\frac{a}{W}, n)\left[\frac{P}{P_0}\right]^{n} \quad (I.22)$$

$$\Delta_{EPRI}^{P} = \alpha\varepsilon_0 a h_3(\frac{a}{W}, n)\left[\frac{P}{P_0}\right]^{n} \quad (I.23)$$

où b est la longueur du ligament non fissuré, a est la longueur de la fissure et h_1, h_2,et h_3 sont des fonctions adimensionnelles dépendant de la géométrie et de n. Les valeurs de ces fonctions pour les cas des éprouvettes compactes ("compact specimens") sont tabulées en réf [7]

La charge de référence P_0 est définie comme étant la charge limite de la géométrie en question. Elle correspond normalement à la charge sous laquelle la section droite nette s'écoule plastiquement [10]. Pour une éprouvette CT, la charge limite se met sous la forme suivante :

$$P_L = \alpha' B(W-a)\eta(\frac{a}{W})\sigma_0 \quad (I.24)$$

Où $\alpha' = 1.072$ en CP et $\alpha' = 1.455$ en DP

et
$$\eta(\frac{a}{W}) = \sqrt{(\frac{2a}{W-a})^2 + 2(\frac{2a}{W-a}) + 2} - (\frac{2a}{W-a} + 1) \quad (I.25)$$

Le J total est obtenu en rajoutant la composante élastique, telle que :

$$J_{EPRI}^{e} = \frac{K^2(a_e)}{E^*} \quad (I.26)$$

Où a_e est la longueur de fissure corrigée de la zone plastique d'Irwin définie par :

$$a_e = a + \frac{1}{1+(\frac{P}{P_L})^2}\frac{1}{\beta\pi}\frac{n-1}{n+1}(\frac{K_I}{\sigma_0})^2 \text{ avec } \beta = 2 \text{ en CP et } \beta = 6 \text{ en DP}$$

Les équations typiques pour estimer J à partir des éprouvettes de laboratoire ont la forme

$$J = \frac{K^2}{E'} + \frac{\eta_P}{b}\int_0^{\Delta_P} P d\Delta_P \quad (I.27)$$

Puisque l'équation (I.23) donne une expression de la courbe P-Δ_p pour une fissure stationnaire, il est possible de comparer le J plastique à partir de l'équation (I.21) avec celui de l'équation (I.27).

Suivant l'équation (I.23), pour un matériau obéissant à une loi puissance, l'énergie plastique absorbée a la forme suivante :

$$\int_0^{\Delta_P} P d\Delta_P = \frac{n}{n+1} P\Delta_P \qquad (I.28)$$

En combinant les équations (I.23 et I.27), on calcule la valeur du J plastique, qu'on compare par la suite à la valeur calculée par l'équation (I.21). Cette comparaison basée sur des simulations pour un grand types d'éprouvettes a montré que pour le cas des fissures profondes [5, 6] η_P est voisin de 2.

III.1.2. Calcul de C*

Par analogie à la forme des lois de comportement et des champs asymptotiques en pointe de fissure entre plasticité et fluage, la formulation proposée par Kumar et Shih [7] permet d'évaluer l'intégrale de contour C* ainsi que C^*_h.

Pour une éprouvette CT (compact Tension), où W est la largeur, on peut écrire que :

En fluage secondaire on a , $\dot{\varepsilon} = B_2 \sigma^{n2}$, donc :

$$C^*_{EPRI} = B_2 (W-a) h_1\left(\frac{a}{W}, n_2\right) \left[\frac{P}{P_L}\right]^{n_2+1} \qquad (I.29)$$

En fluage primaire on a , $\varepsilon = B_1 . \sigma^{n1} . t^{p1}$, donc ,

$$C^*_{hEPRI} = B_1 (W-a) h_1\left(\frac{a}{W}, n_1\right) \left[\frac{P}{P_L}\right]^{n_1+1} \qquad (I.30)$$

La méthode EPRI nécessite l'utilisation d'une loi de comportement sous la forme puissance. Or, ce type de modélisation est souvent délicat, en particulier pour les matériaux qui s'écrouissent fortement (aciers à faible teneur en carbone). De plus, elle est dépendante de la gamme de déformation utilisée pour identifier B_0 et n.

III.2. La méthode R5

Vu les limitations précédentes, Ainsworth [11] modifie les relations du code EPRI pour inclure la loi de comportement réelle du matériau. Ainsi il définit la *Contrainte de référence* comme suit :

$$\frac{P}{P_0} = \frac{\sigma_{réf}}{\sigma_0} \qquad (I.31)$$

Il propose ensuite de remplacer la charge limite de normalisation du code EPRI par une autre charge de référence pour éliminer la dépendance avec l'exposant n, ainsi il exprime J sous la forme suivante :

$$J^P = B_0(W - a)h'_1\left(\frac{a}{W}, n\right)[\sigma_{réf}]^{n+1} \quad (I.32)$$

Avec

$$h'_1\left(\frac{a}{W}, n\right) = h_1\left(\frac{a}{W}, n\right)\left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1} \quad (I.33)$$

En admettant un matériau dont le comportement obéit à une loi puissance (éq. I.7), on aboutit à :

$$J^P = (W - a)h'_1\left(\frac{a}{W}, n\right)\sigma_{réf}\left(\varepsilon_{ref} - \frac{\sigma_{ref}}{E}\right) \quad (I.34)$$

En traçant l'évolution de h_1' en fonction de n pour différentes valeurs de P, on constate qu'il y a une valeur de charge P'_0 et par conséquent une valeur de contrainte de référence associée pour laquelle h_1' est indépendant de n. En calculant la valeur de h_1' pour n= 1, on trouve que pour une sollicitation en contrainte plane :

$$J = \frac{K(a)^2}{E}\left[\frac{E\varepsilon^*_{réf}}{\sigma^*_{réf}} + \frac{K(a_e)^2}{K(a)^2} - 1\right] \quad (I.35)$$

en évaluant les K(a) et $K(a_e)$ pour une fissure en configuration d'Ingliss dans une plaque infinie en CP pour un matériau plastique parfait, on trouve que :

$$J = \frac{K^2}{E}\left[\frac{E\varepsilon_{réf}}{\sigma_{réf}} + \frac{1}{2}\frac{\sigma^3_{réf}}{E\sigma_0\varepsilon_{ref}}\right] \quad (I.36)$$

Ainsworth a pu constater que la valeur optimale P'_0 est très proche de la charge limite (5% de différence), c'est pour cela que dans la pratique, on utilise la valeur de la charge limite conventionnelle.

Remarque : cette méthode néglige l'influence de l'exposant n lors du calcul de h'_1, cependant cette approximation est discutable suivant la géométrie de l'éprouvette.

On constate qu'effectivement pour des valeurs de n comprises entre 0 et 5, la fonction h_1 dépend de n et dépend aussi de la géométrie utilisée, dans ce contexte on note que les aciers inoxydables austénitiques se situent dans cette plage de valeurs de n.

Par analogie avec J, la notion de contrainte de référence peut être appliquée pour l'estimation de C*, on trouve :

$$C^*(R5) = J_{él}\frac{\dot{\varepsilon}_{ref}}{\sigma_{ref}}E^* \quad (I.37)$$

III.3. La méthode A16

La méthode de l'Annexe A16 [12] conserve le formalisme défini par Ainsworth permettant d'exprimer J en fonction d'une contrainte de référence. La contrainte de référence utilisée se base plutôt sur les résultats de calculs aux éléments finis élastoplastiques et viscoplastiques de la charge limite.

Cette méthode a pour but de corriger la valeur de $J_{él}$ avec un coefficient k_{A16} pour prendre en considération les contraintes et les déformations réelles. Pour tenir compte des déformations plastiques dans la zone du défaut, et en s'appuyant sur l'évaluation des contraintes élastiques dans la zone du défaut, et d'une formule de contrainte équivalente pour mesurer la plastification possible, on corrige le $J_{él}$ avec un coefficient qui dépend du rapport de la déformation correspondant sur la courbe de traction moyenne rationnelle du matériau, à la contrainte de référence et de la déformation élastique.

La méthode simplifiée pour déterminer C* a pour but de calculer, à partir des résultats d'une analyse élastique, une estimation de ce paramètre tenant compte des contraintes et déformations réelles (y compris de fluage) qui se produiraient si le comportement réel du matériau avait été modélisé.

La procédure de calcul est calquée sur la méthode J_s , elle consiste donc à corriger avec un coefficient tenant en compte de la vitesse de déformation dans la zone du défaut.
L'expression de C* retenue dans le guide A16.

$$C_s^*(A16) = J_{el}\frac{\dot{\varepsilon}_{ref}}{\sigma_{ref}}E \qquad (I.38)$$

où $\dot{\varepsilon}_{ref}$ est la déformation viscoplastique associée à la contrainte de référence $\sigma_{réf}$

III.4. La méthode EMP

La méthode simplifiée EMP (Ecole des Mines de Paris) consiste en la détermination des paramètres J, et C* en utilisant les notions de contrainte et de longueur de référence. Ces deux notions sont définies en considérant l'équivalence qu'on peut établir entre une éprouvette fissurée et une éprouvette lisse fictive;

Contrainte de référence : dans sa thèse, R.Piques [13] écrit : "la contrainte de référence d'une éprouvette fissurée pour laquelle on exprime le déplacement δ par rapport à une longueur de référence $l_{réf}$, est la contrainte qui, appliquée sur une éprouvette lisse fictive, produit le même déplacement δ sur une base de mesure égale à $l_{réf}$ "

La longueur de référence déjà introduite par les Britanniques, est le résultat d'une recherche s'appuyant sur l'ensemble des courbes expérimentales de fluage. Pour pouvoir appliquer la notion de longueur de référence, on doit satisfaire les conditions suivantes :

- Comportement fortement non linéaire du matériau
- Redistribution rapide des contraintes au cours du temps
- Chargement monotone.

Cette grandeur est utilisée pour simuler l'ouverture expérimentale dans les expressions semi-analytiques de J et de C*. La longueur de référence d'une éprouvette fissurée pour laquelle on exprime le déplacement δ est la longueur $l_{réf}$ qui, mesurée sur une éprouvette lisse fictive, produit la déformation $\varepsilon_{réf}$ sous la contrainte de référence $\sigma_{réf}$ telle que

$$\varepsilon_{réf} = \frac{\delta}{l_{réf}} \qquad (I.39)$$

Pour une éprouvette CT, des essais faits par [13] ont montré qu'on peut écrire cette longueur de référence suivant la forme suivante :

$$l_{ref} = \gamma(W - a) \tag{I.40}$$

où γ est une constante indépendante de la nature de sollicitation, et de la taille de la fissure. Par d'exemple, R.Piques [13] trouve, pour une éprouvette CT en contraintes planes, que $\gamma \approx 2/3$ alors que L.Laiarinadrasana [14] trouve pour la même géométrie dans le même état de contraintes que $\gamma \approx 2$. On note cependant, que ces valeurs de γ ont été déterminées par le biais de δ (ouverture viscoplastique de la fissure) et non pas par l'intermédiaire de la vitesse d'ouverture. Ce qui pourrait faire une différence lors d'une analyse en fluage (par exemple, da/dt - C*).

Avec une loi de fluage primaire, appliquée pour une fissure stationnaire, on peut écrire :

$$\delta(t) = l_{réf}\, B'_1\, \sigma_{réf}^{n'1}\, t_1^{p'} \tag{I.41}$$

Le résultat peut être appliqué par analogie en élastoplasticité, avec une loi "puissance", on écrit alors :

$$\delta(t) = l_{réf}\, B_0\, \sigma_{réf}^{n} \tag{I.42}$$

Ainsi on obtient [13]:

$$J^P(EMP) = 2\frac{n}{n+1}\frac{P\delta_P}{B(W-a)} \tag{I.43}$$

En fluage secondaire, ou en fluage primaire, la notion de longueur de référence s'applique également, on estime alors le C* et le C^*_h par les relations :

$$C^*(EMP) = 2\frac{n_2}{n_2+1}\frac{P}{B}\gamma B_2 \sigma_{réf}^{n_2} \tag{I.44}$$

$$C_h^*(EMP) = 2\frac{n_1}{n_1+1}\frac{P}{B}\gamma B_1 \sigma_{ref}^{n1} \tag{I.45}$$

On admet, cependant que pour un chargement monotone, la longueur de référence d'une éprouvette fissurée est uniquement fonction des caractéristiques géométriques de cette éprouvette. On la suppose donc indépendante du mode de déformation inélastique (plasticité ou fluage).

III.5. Comparaison des méthodes semi analytiques

La comparaison de la méthode EMP avec les calculs de Kumar et Shih (Code EPRI) a été faite durant plusieurs études [13, 14]. Ces comparaisons sont faites pour différentes valeurs du rapport a/W et en considérant les deux hypothèses de contrainte plane et de déformation plane.

Ces auteurs ont pu constater ce qui suit :

- Les valeurs numériques des calculs EMP restent toujours inférieures à celles de Kumar et Shih. Les différences qui apparaissent entre les paramètres de chargement J, C* et C^*_h sont essentiellement dues aux écarts qui interviennent dans les calculs des lois de comportement [14].

- Les résultats obtenus à partir des deux méthodes sont d'autant plus proches que l'exposant n (éq. I.7) est élevé. Cette observation conforte l'hypothèse selon laquelle la validité de la notion de contrainte de référence ne se vérifie que pour des comportements fortement non linéaires.

D'autre part, la comparaison entre les deux méthodes R5 et EMP [24], qui se basent sur le concept de contrainte et de longueur de référence, sur une éprouvette CT en acier 316 SPH, a montré que la méthode développée par Ainsworth (Nuclear Electric) surestime la valeur de la longueur de référence surtout pour les fissures courtes.

Pour une géométrie sollicitée en flexion (CT), la longueur de référence (EMP) est une fonction simple du ligament non fissuré ($\gamma=2/3$ en contraintes et déformation planes [13] et $\gamma = 2$ en contraintes planes [14]). Pour une géométrie sollicitée en traction (Circumferentially Cracked Round Bar : CCRB), elle est égale à la longueur du ligament fissuré ($l_{ref} = R$).

Ce résultat est particulièrement intéressant pour les éprouvettes de laboratoires, mais pour un composant industriel complexe (sollicitation combinant la traction et la flexion), on est un peu limité par cette méthode, d'où l'intérêt des calculs par éléments finis. Ces simulations numériques permettent, une fois validées sur éprouvettes de laboratoires par des calculs de J ou C* et des champs de contraintes et de déformations au voisinage de la pointe de fissure, d'estimer les valeurs de C* pour une structure réelle.

Au cours de cette étude, des calculs viscoplastiques ont été réalisés sur quatre types de géométries (CT : Compact Tension, CCRB : Circumefentially Cracked Round Bar, DENT : Double Edge Notch in Tension et CCP : Center Crack Panel.) pour comparer les résultats de calcul numérique de C* (intégrale de contour) avec ceux estimés en utilisant les méthodes semi-analytiques appelées souvent "méthodes simplifiées". Pour les calculs numériques et analytiques par méthodes simplifiées, on a utilisé une loi de comportement en viscoplasticité de type Norton (équation I.8) avec un exposant $n_2 = 3$. Pour chaque éprouvette, le chargement appliqué est égal au double du chargement limite, calculé suivant Haigh et Richards [10]. Les résultats obtenus sont représentés dans la figure 5.

On note que dans notre étude, on ne s'intéresse qu'aux valeurs stabilisées de C*, c'est à dire celles obtenues une fois le fluage secondaire étendu est atteint.

En examinant les figures 5a, 5b, 5c et 5d, on remarque que pour toutes les éprouvettes, la valeur stabilisée de C* est indépendante du contour. Ce résultat a été trouvé par tous les auteurs [14, 23 et 24] qui ont calculé numériquement cette intégrale.

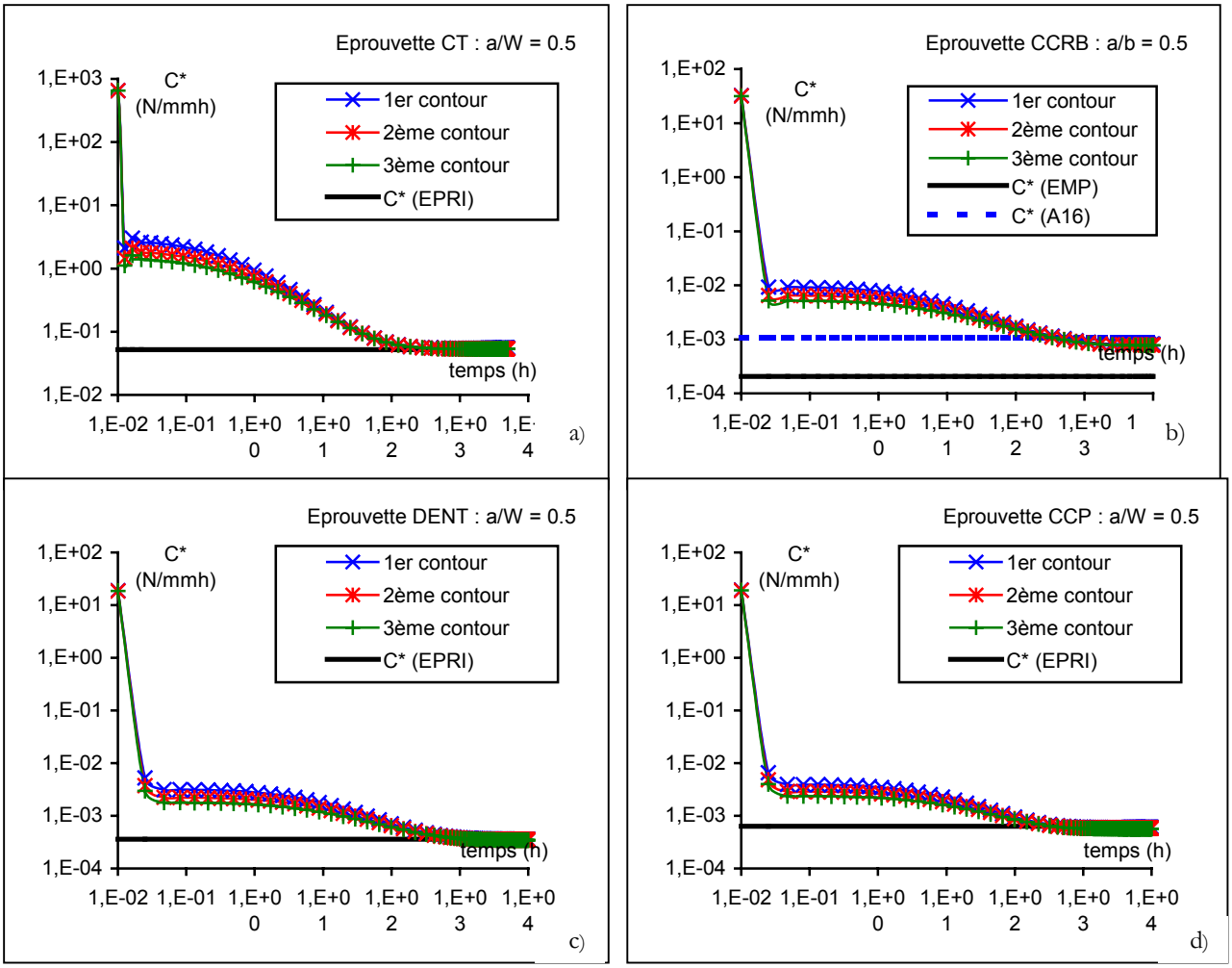


Figure 5 : Comparaison des valeurs de C calculés numériquement et en utilisant les méthodes simplifiées.*

Pour les éprouvettes CT, DENT et CCP (figures 5a, 5c et 5d) Les valeurs numériques stabilisées de C*, sont identiques à celles calculées en utilisant la méthode EPRI. On rappelle que dans ces cas, les calculs ont été fait en adoptant l'hypothèse de déformations planes. Ce résultat est aussi valable dans le cas de contraintes planes.

Pour le cas particulier de l'éprouvette CCRB, les calculs numériques ont été faits en axisymétrique. Le calcul semi analytique avec la méthode A16 a été fait avec l'hypothèse déformations planes, celui avec la méthode EMP a été fait en utilisant une valeur de la constante γ (équation I.40) déterminée par Piques [13] en se basant sur des essais expérimentaux, cette constante est prise égale au ligament non fissuré. Dans le code EPRI [7], la fonction h_1 (a/W, n) de l'équation (I.29) n'est pas tabulée pour l'éprouvette CCRB, donc on ne peut pas faire un calcul semi analytique avec cette méthode.

La figure 5b montre que le calcul avec la méthode A16 donne un résultat satisfaisant, cependant le calcul avec la méthode EMP sous-estime la valeur de C*. Ce résultat confirme ce qui a été constaté par Laiarinandrasana [14].

On trace dans la figure 6, les rapports C* EPRI/C* numérique pour les trois géométries (CT, DENT et CCP).

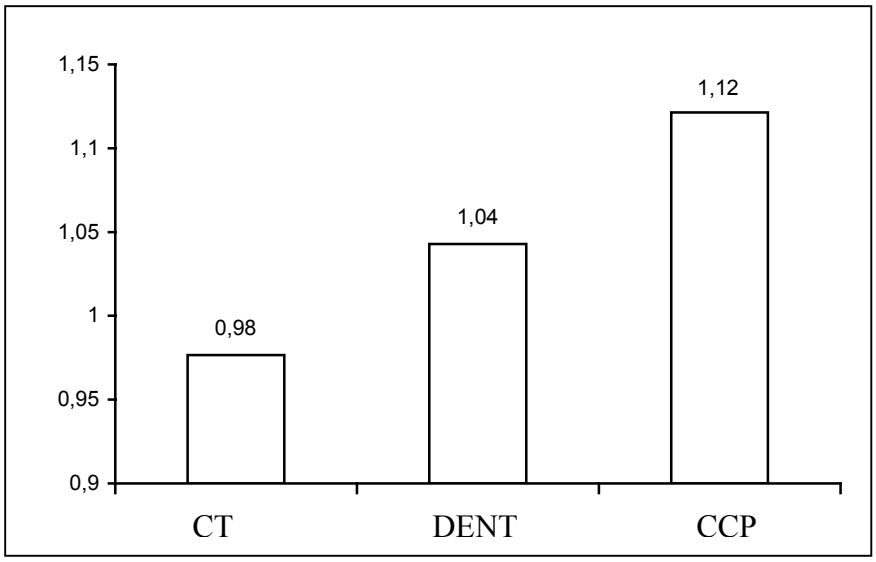


Figure 6 : C EPRI / C* numérique.*

Les résultats de la figure 6 montrent qu'avec la méthode EPRI, on obtient de très bons résultats pour le calcul de C*. On tient à préciser par contre que les fonctions h_1, h_2, et h_3 des équations (I.21, I.22 et I.23) qui permettent de faire les calculs semi analytiques ne sont tabulées que pour certaines valeurs du rapport a_0/W, où a_0 est la longueur initiale de la fissure et W la largeur de l'éprouvette. Cette limitation oblige à faire de interpolations ou des extrapolations pour les autres rapports de taille de fissure.

En résumé, on retient que toutes ces méthodes semi analytiques, malgré les différences de leurs concepts de base, restent un moyen très simple et rapide qui permet de calculer l'intégrale de contour C* avec des écarts plus au moins importants en fonction de la géométrie utilisée, la taille de fissure et l'exposant n_2 de la loi de comportement en fluage secondaire. Aussi, on peut retenir que, dans certains cas, les calculs numériques par éléments finis donnent des résultats similaires à ceux des méthodes simplifiées. Ces paramètres J et C* qui contrôlent les singularités HRR et RR, ne prendront pas en compte les termes non singuliers. Nous reviendrons sur ce point plus en détail dans le chapitre III.

IV. Amorçage et propagation des fissures en fluage

La rupture d'une éprouvette fissurée par fluage comporte deux principales phases : l'amorçage et la propagation de la fissure. Pour prédire le comportement en fissuration de cette éprouvette, on fait appel à des corrélations qui permettent de relier une grandeur caractérisant la fissuration (temps à l'amorçage ou vitesse de propagation) à un paramètre de chargement.

Le choix des corrélations dépend essentiellement de la prépondérance de l'une ou de l'autre phase de rupture. La première phase (amorçage) délimite la période d'incubation où on ne détecte pas de propagation de fissure. On suppose alors qu'il y a développement d'endommagement de fluage qui n'atteint pas une certaine valeur critique [13, 14].

Une fois que la fissure s'est amorcée (conventionnellement avancée d'une distance souvent liée à la taille moyenne des grains du matériau étudié), la deuxième phase (propagation) s'établit. Cette dernière phase conduit à la rupture finale de l'éprouvette.

Une des techniques qui permettent de faire le suivi de l'avancée de fissure est celle qui se base sur la mesure de la différence de potentiel électrique (ddp). Dans ce dispositif, l'éprouvette est équipée de fils d'alimentation en courant et de mesure de ddp qui la relie au suiveur de fissure. Au cours de l'avancée de la fissure, la résistance de l'éprouvette augmente avec la diminution de la section correspondant à la rupture progressive du ligament restant. La ddp mesurée sur l'éprouvette croît donc continûment au cours de la fissuration. L'avancée de la fissure Δa est alors déterminée en fonction du temps par l'intermédiaire d'une courbe de calibration $\Delta a = f(\Delta ddp)$. L'avancée de fissure moyenne est déduite de l'observation des fronts de fissure au microscope optique.

IV.1. L'amorçage des fissures en fluage

La détermination du temps à l'amorçage T_i est basée sur l'observation d'essais interrompus. E.Maas [15] a montré sur des éprouvettes en acier inoxydable austénitique 316 SPH dans un état de contrainte plane que l'amorçage débute à cœur, engendrant un front de fissure fortement incurvé. Dans un état de déformation plane, la courbure du front est sensiblement moins marquée, mais la fissure se réamorce malgré tout à cœur. La présence d'entailles latérales n'empêche pas de retrouver sur les bords de l'éprouvette un état de contrainte plane.

Compte tenu des fluctuations du signal électrique avec la température, on prend la précaution de définir l'amorçage lorsque, électriquement, on détecte une fissure dont la longueur est de 50 μm. Malgré la faible résistivité de certains aciers comme les aciers ferritiques au Cr-Mo-V, il est tout à fait raisonnable de pouvoir détecter une si faible avancée de fissure avec le signal électrique (environ 1 mV).

Un certain nombre de controverses tourne autour de la détermination du temps à l'amorçage en fluage. Certains remettent en cause la sensibilité du suivi électrique et considèrent que la fissure se propage dès le début de l'essai à des vitesses non décelables [16]. D'autres préfèrent utiliser une autre grandeur mesurée pour caractériser l'amorçage, comme un CTOD critique, par exemple [17].

Plusieurs études ont proposé des corrélations pour relier le temps à l'amorçage au paramètre de chargement C*. On cite par exemple, les travaux de R.Piques [13] qui a constaté qu'il y a une unique corrélation entre le temps d'amorçage d'une fissure dans l'acier inoxydable austénitique 316L(N) et le paramètre C*, cette corrélation est traduite par le même auteur par l'équation ci-dessous :

$$T_i C^{*0.65}_{exp} = Cte \tag{I.46}$$

Cette loi implique que la vitesse d'endommagement est directement liée à la vitesse de déplacement intervenant dans les expressions de C*. Cette relation est comparable à celle établie par Monkman-Grant (1956) sur éprouvette lisses.

$$T_R \dot{\varepsilon}^{\alpha} = Cte \tag{I.47}$$

où

- T_R est le temps à rupture
- $\dot{\varepsilon}$ est la vitesse de fluage secondaire.

IV.2. La propagation des fissures en fluage

La propagation de fissures en fluage a été abondamment étudiée depuis une vingtaine d'années, en particulier par les auteurs qui sont à l'origine du paramètre viscoplastique C* : Harper et Ellison [18], Landes et Begley [19], Webster [20] etc.… D'après les études sur éprouvettes CT (Compact Tension), il apparaît que la vitesse de fissuration en fluage est une fonction de C^*_{exp} calculée avec la mesure expérimentale de la vitesse d'ouverture de la fissure. Cette corrélation est traduite par l'équation ci-dessous :

$$\dot{a} = A(C^*_{exp})^q \qquad (I.48)$$

où A et q sont des constantes du matériau.

Dans le cas de l'acier 316, Sadananda [21] a montré que, comparativement à K ou J, C* est le paramètre pertinent pour décrire la propagation des fissures en fluage. D'autres auteurs (E. Maas [15], et A. Pineau, 1985, Ph. Bensussan [22], et autres….) pensent que cette corrélation est à caractère trivial du fait que, lors de l'examen critique des résultats obtenus à partir d'essais de fluage, ils ont pu monter que la vitesse de propagation de la fissure est linéairement proportionnelle à la vitesse expérimentale d'ouverture de la fissure, et par conséquent à C*. D'où leur conclusion que l'exposant q de l'équation (I.48) est égal à l'unité. Cependant, on note que pendant l'essai de fluage, la vitesse expérimentale d'ouverture de la fissure n'est pas due uniquement à la déformation de fluage mais aussi à la croissance de la fissure. Cette vitesse d'ouverture expérimentale se décompose alors en deux termes :

- Un terme de comportement contrôlé par la déformation de fluage ;
- Un terme de structure contrôlé essentiellement par l'avancée de fissure.

Pour les grandes vitesses de fissuration, le deuxième terme devient très vite prédominant, il convient alors de définir les zones de prédominance de chacun de ces termes de façon à sélectionner les données expérimentales pour la « bonne » construction de la corrélation da/dt – C* . On aura l'occasion de revenir à ce point plus en détail dans le chapitre IV.

IV.3. Prépondérance de l'amorçage ou de la propagation

Lors d'un essai de fluage d'une éprouvette fissurée, et après un temps d'incubation où la fissure est quasi stationnaire, les endommagements dus au fluage donnent naissance à une fissure qui se propage pour causer la rupture finale de l'éprouvette. Pour pouvoir prédire la durée de vie d'une éprouvette en fluage, avec des corrélations de type Ti – C* ou da/dt - C* , il est nécessaire de connaître le taux de contribution de chaque phase dans la durée de vie de cette éprouvette. Autrement dit, il est essentiel de savoir si c'est l'amorçage ou si c'est la propagation qui est prépondérant(e) dans la rupture de l'éprouvette.

Pineau, Piques et al) [13] pensent que lors d'une sollicitation de fluage pur, la phase d'amorçage est prépondérante, c'est pour cette raison qu'ils ont mis en évidence des interprétations basées sur des diagrammes Temps – C*. D'autres auteurs (Polvora [23], Curtit [24) ont montré que dans le cas de l'acier inoxydable austénitique 316L(N), la phase de propagation est prépondérante, et c'est pour cette raison qu'ils se sont intéressés à des corrélation de type da/dt – C*.

En analysant le comportement en fissuration en fluage de deux types de matériaux, on constate que les deux cas de figure peuvent se présenter et qu'on pourrait être dans un cas où l'amorçage est prédominant (figure 7) ou dans un autre ou le stade de propagation est significatif (figure 8).

En effet, dans le cas de l'acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V [25], matériau qui reste élastique lors de sa mise en charge, et qui flue directement en secondaire, (figure 7a et 7b), on remarque que sur l'essai CT 8_10 [25] à 550°C, sous un chargement de 8800N, le temps à rupture est de 2668h et que le temps à l'amorçage est de 1832h, soit 69% de la durée de vie. Dans ce cas, on pourra considérer qu'effectivement l'amorçage est prédominant.

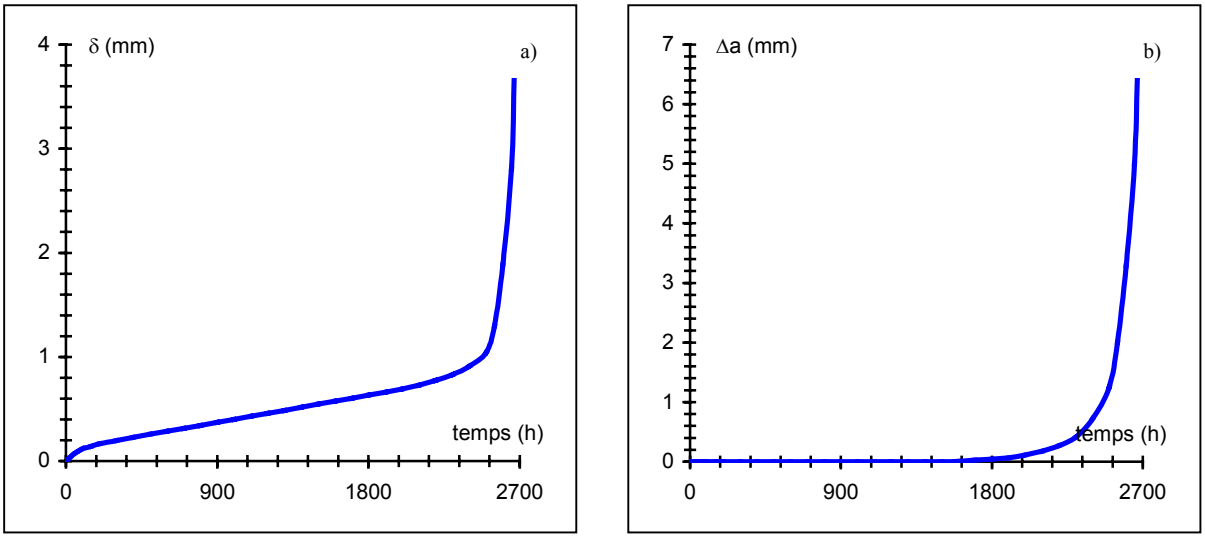


Figure 7 : Evolution de l'ouverture et l'avancée de la fissure en fonction du temps [25]
(Acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V)

Cependant, en examinant la figure 8, qui correspond à un essai de fluage sur l'éprouvette CCRB8 [13] de l'acier inoxydable austénitique 316L(N) à 650°C, matériau qui s'écrouit lors de la mise en charge et qui flue successivement en primaire et secondaire, sous un chargement de 34630N, au cours d'un essai, on trouve que la durée de vie est de 1346h et que le temps à l'amorçage est de 186h, soit environ 14% de la durée de vie totale. Dans ce cas, il est plus pertinent de considérer le stade de propagation.

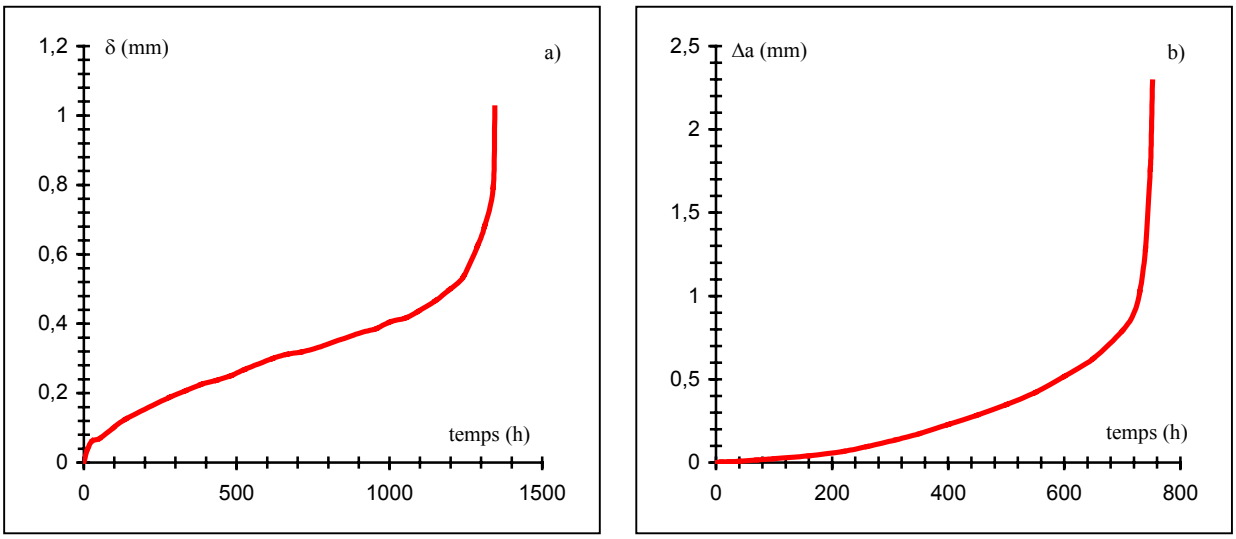


Figure 8 : Evolution de l'ouverture et l'avancée de la fissure en fonction du temps [13]
(Acier inoxydable austénitique 316 L(N))

Conclusions

Ce premier chapitre était l'occasion pour mieux présenter au lecteur les concepts de la mécanique non linéaire de la rupture (MNLR) appliqués à hautes températures. En effet après un bref descriptif sur le fluage et ses mécanismes, nous avons présenté les bases de l'approche globale en insistant sur l'analogie qu'il y a entre les paramètres de chargement en plasticité et viscoplasticité étendues. Nous avons ainsi introduit les paramètres de la MNLR , en présentant leurs différentes définitions, ensuite on a présenté les méthodes qui permettent de les calculer.

Pour des éprouvettes de laboratoires, les méthodes d'évaluation de ces paramètres sont nombreuses. Les méthodes semi-analytiques dites "simplifiées" permettent de calculer J ou C* avec des écarts plus ou moins importants en fonction du chargement, de la taille de fissure et de la loi de comportement.

Des différences sont à noter dans les concepts de bases de ces méthodes, cependant, il est très important de noter qu'elles utilisent d'une manière différente les deux notions de contrainte et de longueur de référence.

Les résultats obtenus par l'intermédiaire de ces méthodes sont à discuter en fonction de la géométrie, la taille de fissure et la loi de comportement utilisée. Toutes les méthodes ne permettent pas de faire les calculs de J ou C*. Par exemple, la méthode EPRI ne permettra pas de calculer ces paramètres de chargement pour une éprouvette CCRB ou une éprouvette CT contenant une fissure très courte, car les fonctions h_1, h_2 et h_3 des équations I.21, I.22 et I.23 ne sont pas tabulés dans le code EPRI [7] pour une CCRB et pour un CT telle que $a/W = 0.1$.

Les calculs par éléments finis restent un moyen très efficace pour évaluer ces paramètres. Ils permettent, en effet de s'affranchir des problèmes bidimensionnelles et permettent de calculer J ou C* pour une structure réelle contenant des défauts plus compliqués qu'une fissure [26].

Dans un essai de fluage, les stades de l'amorçage et de la propagation de fissure sont toujours présents. L'identification d'une corrélation qui permet d'étudier la fissuration d'un matériau dépend étroitement de la prépondérance de l'une de l'autre phase. La dominance de l'amorçage ou de la propagation dépend du matériau étudié, ainsi on étudiera en détail (chapitre IV) les comportements de deux nuances d'aciers utilisés dans le domaine de la production de l'énergie.

Cette étude qui vise l'établissement de lois prédictives pour caractériser la fissuration à hautes températures nécessite un grand nombre d'essais expérimentaux de fluage. On tient à signaler qu'un essai de fluage, sur un acier par exemple, est très coûteux, dans la mesure où il dure assez longtemps (comparé avec un essai de traction à basse température).

On s'intéressera alors durant le chapitre suivant à rassembler tous les essais de fluage dont on a pu avoir accès. Ces essais constitueront notre base de données expérimentale.

Références

[1] Larson, F.R, Miller, J., Trans. ASME, 74. 1952.

[2] Rice, J.R., Paris, P.C., Merkle, J.G., " Some further results of J-integral analysis and estimates", Progress in flaw growth and fracture toughness testing, ASTM STP 536, pp 231-245, 1973.

[3] Rice, J.R., Journal Of Applied Mechanics, Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, June 1986, pp. 379-386

[4] Levy, N., Ostergren, W.J., Marcal, P.V., and Rice, J.R., International Journal of fracture Mechanics, Vol. 7, No. 2, 1971, pp. 143-156.

[5] Rice, J.R., " A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by nothes and cracks", ASME, J. Appl. Mech., 35, pp. 379-386, 1968.

[6] Riedel, H., " Creep deformation at crack tip in elastic-viscoplastic solids ". Journal of Mechanics and Physics of solids, 29, pp 35-49, 1991.

[7] Kumar, V., German, M.D., Shih, C.F., " An engineering approach for elastic-plastic fracture ". EPRI. Report NP 1931. 1981.

[8] Hutchinson. J.W., " Singular behaviour at the end of a tensile crack tip hardening material " Journal of Mechanics and Physics of solids., Vol. 16, pp.13-31. 1968.

[9] Shih, C.F., : " Tables of Hutchinson-Rice-Rosengren singular field quantities " Brown University Report, MRL E-147, june 1983.

[10] Haigh, J.R. and Richards, C.E., – Laboratory Memorandum N° RD/L/M 461 (May 1974).

[11] Ainsworth, R.A., " The assessment of defects in structure of strain hardening material ", Eng. Frac. Mech. Vol. 19, No. 4, pp. 633-642. 1984.

[12] Drubay, B., Chapuliot, S., Lacire, M.H. : " A16 : Guide pour l'analyse de la nocivité des défauts et la fuite avant rupture ", Rapport DMT, SEMT/LISN/RT/98-063/A.

[13] Piques, R ., : " Mécanique et mécanismes de l'amorçage et de la propagation des fissures en viscoplasticité dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1989.

[14] Laiarinandrasana, L., : " Amorçage de fissure à haute température dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1994.

[15] Maas, E., " Propagation des fissures par fluage dans l'acier inoxydable austénitique Z3-CND17-13 ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1984.

[16] Yokobori, A.T., Yokobori, T., Kuriyama, T., Kabo, T., Kaji, Y., « Characterization of high temperature creep crack growth rate in terms of independent parameters », International conference on Creep, Tokyo, JSME, Imech. E, ASME, ASTM, pp. 135-140, 14-18 Avril, 1986

[17] Neate, G.J., " creep crack growth in ½ CrMoV steel at 838K ", Part I : Behaviour at a constant load. Materials Science and Engineering, Vol. 82, pp. 59-76, 1986.

[18] Ellison, E.G., Harper, M.P., Journal of strain Analysis, vol. 12, n°3, pp 167-199, 1977.

[19] Landes, J.D., Begley, J.A., "A fracture mechanics approach to creep crack growth " Mechanics of crack growth, ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials, 1976, pp. 128-148.

[20] Webster, G.A., Nikbin, K.M., Turner, C.E., " Relevance of nonlinear fracture mechanics to creep cracking." Cracks and fracture, ASTM STP 601, American Society for Testing and Material, pp. 47-62, 1976.

[21] Sadananda, K., Shahinian, P., " Evaluation of J* parameter for creep crack growth in type 316 stainless steel ". Fracture Mechanics : 14th symposium. Vol II. ASTM STP 791, pp 182-196. 1983.

[22] Bensussan, P., : " Approches mécaniques globale et locale de l'amorçage et de la propagation des fissures par fluage dans l'alliage léger aluminium-cuivre 2219 ". Thèse de doctorat-ès-Sciences, Université de Paris Sud-Orsay. 1986.

[23] Polvora, J.P., : " Propagation de fissures à haute température dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1998.

[24] Curtit, F., : " Propagation de fissures semi-elliptiques en fatigue-fluage à 650°C dans des plaques avec ou sans des joints soudés ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1999.

[25] Molinié, E., : " Mécanique et mécanismes de l'endommagement et de la fissuration en viscoplasticité des aciers ferritiques faiblement alliés. Eléments d'estimation de la durée de vie résiduelle de composants fissuré ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1991.

[26] Bakker, A., : " On the numerical evaluation of J in three dimensions ". Proceedings of the International Conference on Application of Fracture Mechanics to Materials and Structures, pp. 657-671, Freiburg, June 20-24, 1983.

Chapitre II

Base de données Cstar

Introduction

L'enjeu industriel commun aux domaines « haute température » est d'accroître la sécurité et la fiabilité des structures tout en économisant la matière première. Pour cela, il est nécessaire d'étudier la tolérance à l'endommagement des matériaux en se plaçant dans des conditions de sollicitations les plus proches des conditions de fonctionnement. Pour atteindre ces objectifs, rappelons nous qu'on peut faire appel à deux approches, qui malgré la différence de leurs démarches, sont complémentaires et essentielles pour mieux résoudre ce genre de problèmes. La première est l'approche locale qui se base sur l'étude des mécanismes physiques qui contrôlent l'endommagement en pointe de fissure, et qui utilise des modèles micromécaniques inspirés des principes de la physique, la thermodynamique, et la mécanique. La seconde est l'approche globale qui se base sur les concepts de la mécanique de la rupture pour expliciter des critères de rupture en fonction des conditions imposées aux limites de la structure et de sa géométrie.

L'étude des matériaux « haute température » a permis de constater qu'on peut distinguer deux types de comportement de fissuration en fluage. Dans le premier cas, la propagation de la fissure n'engendre que très peu de déformations, et la zone de fluage significatif est extrêmement localisée en pointe de fissure. On parle alors de comportement "creep brittle" , et on peut citer les cas des superalliages ou celui des alliages d'aluminium que l'on utilise en aéronautique dans les moteurs et dans les éléments de structure. Dans ce cas, le paramètre de chargement le plus pertinent pour décrire l'évolution de la fissuration est le facteur d'intensité des contraintes K. Dans le deuxième cas, la zone de fluage engendrée en pointe de fissure est plus importante , le comportement est alors "creep ductile", et la propagation est pilotée par le paramètre de chargement C*. On cite dans ce cas les aciers ferritiques au Cr-Mo-V utilisés dans les centrales thermiques ou encore les aciers inoxydables austénitiques du type 316L(N) utilisés pour la fabrication des cuves de la filière françaises des réacteurs électronucléaires à neutrons rapides ou surgénérateurs.

Notre étude vise, par l'intermédiaire de l'approche globale, à étudier la fissuration dans des matériaux de type « creep ductile » afin de proposer des critères de durée de vie. Cette étude se basera sur l'analyse des essais de fluage sur éprouvettes fissurées pour déterminer les « courbes maîtresses » (T_i – C* ou da/dt – C*) de fissuration en fluage. Pour ce faire, on a rassemblé une base de données qu'on a appelée « base de données Cstar » [1] qui regroupe et valide plusieurs essais de fatigue, fluage ou encore de fatigue-fluage à haute température.

L'objectif de ce chapitre est de présenter les résultats des différents essais de fluage, sur éprouvettes fissurées afin d'étendre, par la suite (chapitre IV), les recommandations de la norme ASTM 1457 E-98 à d'autres types d'éprouvettes que l'éprouvette CT. Ces résultats figurent dans « la base de données Cstar », sous forme de tableaux, dans lesquels on trouve les informations suivantes :

1. Caractérisation du matériau : la composition chimique, les propriétés mécaniques, ainsi que les constantes intervenant dans les lois de comportement à différentes températures.

2. Paramètres de l'essai : la géométrie de l'éprouvette, la température de l'essai, le chargement, ainsi que d'autres paramètres suivant la nature de l'essai.

3. Résultats des essais : les résultats détaillés des différents essais de fatigue, fluage, fatigue-fluage, relaxation et fatigue-relaxation.

Ces résultats sont rassemblés à partir d'essais faits dans les laboratoires suivants :

- Ecole des Mines de Paris ; France
- CEA; France
- Imperial college ; Grande Bretagne
- Siemens AG – KWU ; Bergisch Gladbach ; Allemagne
- AEA – Risley ; Grande Bretagne

Il faut noter cependant, que les technologies utilisées dans ces laboratoires, et les méthodes d'expérimentation à savoir l'emplacement des extensomètres ne sont pas les mêmes, ce qui pourrait engendrer des dispersions expérimentales, et des erreurs d'interprétation.

Les matériaux analysés lors de cette étude sont :

1. L'acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V ;
2. L'acier inoxydable austénitique 316L(N).

Pour les différents matériaux étudiés, on admet les lois de comportement suivantes :

Plasticité : $\varepsilon = B_0 \sigma^n$ (σ en MPa et ε en mm/mm) (II.1)

Fluage primaire : $\varepsilon = B_1 \sigma^{n_1} t^{p_1}$ (temps en heures) (II.2)

Fluage secondaire : $\dot{\varepsilon} = B_2 \sigma^{n_2}$ ($\dot{\varepsilon}$ en mm/mm.h) (II.3)

Où σ, ε, $\dot{\varepsilon}$ sont respectivement la contrainte, la déformation et la vitesse de déformation.

Pour tous les matériaux traités, les courbes de fluage sur éprouvettes fissurées correspondent à l'évolution de l'ouverture totale de la fissure, à laquelle on a retranché l'ouverture en fin de mise en charge, en fonction du temps. Dans tout ce qui suivra on notera cette ouverture $\delta(t)$. Les courbes d'avancée de fissure en fonction du temps a (t) sont reportées dans l'annexe 2.

I. Géométries utilisées

Dans le cadre de cette étude, à travers laquelle, on cherche à corréler le temps d'amorçage ou la vitesse de propagation de fissure en fluage au paramètre de chargement C*, on dispose de trois types de géométries : l'éprouvette CT (Compact Tension), l'éprouvette CCRB (Circumferentially Cracked Round Bar) et l'éprouvette DENT (Double Edge Notch Tension). Toutes ces éprouvettes ont été instrumentées pour mesurer δ (t) et a (t).

Dans la figure 1, on représente les schémas des trois éprouvettes. On note que les dimensions de toutes les éprouvettes CCRB et toutes les éprouvettes DENT sont les mêmes, cependant celles des éprouvettes CT, à savoir la largeur notée W et l'épaisseur B varient en fonction des essais. Toutes ces dimensions seront données en mm.

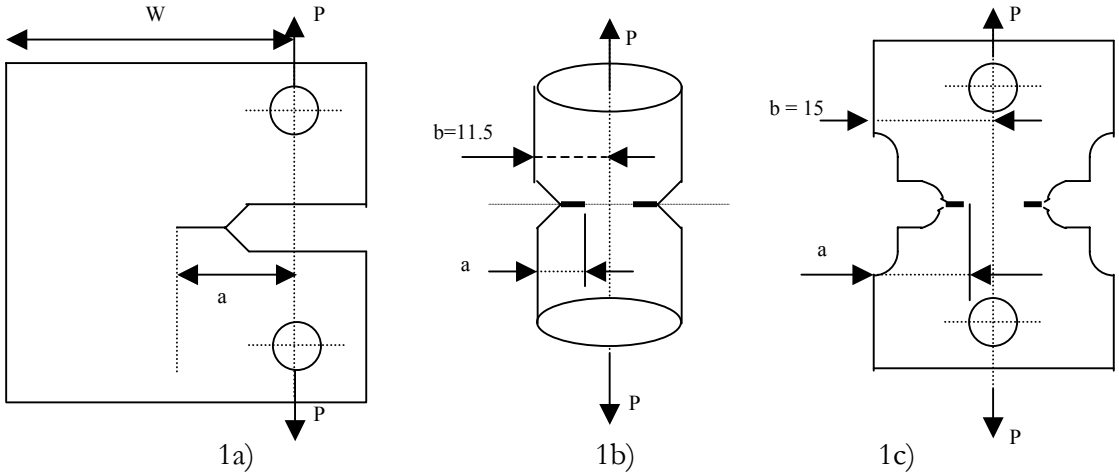


Figure 1 : Géométries utilisées a) CT; b) CCRB; c) DENT.

Avec

- P est le chargement appliqué (N) ;
- a est la longueur de la fissure (mm) ;
- W est la largeur de l'éprouvette CT ;
- b est la mi-largeur de l'éprouvette DENT , et le rayon de l'éprouvette CCRB.

II. L'acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V

Les appareils sous pression travaillant dans le domaine des hautes températures et plus particulièrement les corps de turbines à vapeur sont fabriqués en acier ferritique faiblement allié. Deux nuances principales de ce type d'aciers ont été utilisées pour la réalisation de ces corps ; tout d'abord les aciers au Cr-Mo contenant 0.5 à 2.5% de chrome et 0.5 à 1% de molybdène, puis les aciers au Cr-Mo-V dont la teneur en chrome est plus faible (0.5 à 1.25%) et renfermant environ 0.25% de vanadium. L'acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V a été étudié par E.Molinié [2]. Dans le cadre de notre étude, on s'intéressera au deux prélèvements de matière qui ont été entrepris sur l'enveloppe externe d'un composant :

- Un prélèvement partie froide, côté échappement de la vapeur (pression de la vapeur à l'admission = 20 bars, température du métal = 250°C). Dans tout ce qui suit, on appellera ce prélèvement « matériau froid » noté matériau (F).

- Un prélèvement partie chaude, côté admission de la vapeur (pression de la vapeur à l'admission = 125 bars, température du métal = 540°C), présentant un vieillissement de 145000h. Dans tout ce qui suit, on appellera ce prélèvement « matériau chaud » noté matériau (C).

Les deux matériaux F et C présentent des limites d'élasticité élevées, mais une plus grande sensibilité au fluage. Le stade primaire reste très bref, on peut alors considérer que les éprouvettes testées passent directement d'un stade de sollicitation élastique à un stade de fluage secondaire. Ce genre de matériau, qui reste élastique pendant la mise en charge et qui flue directement en secondaire est très intéressant pour l'application du concept du paramètre de chargement C* en mécanique non linéaire de la rupture.

La composition chimique de l'acier ferritique est résumée dans le tableau ci-dessous:

C	Cr	Mo	Ni	V	Mn	Si	S	P	Sn	Sb	As
0.165	1.01	0.9	0.385	0.165	0.785	0.335	0.008	0.0165	0.026	0.0064	0.0505

Tableau 1 : Composition chimique de l'acier ferritique d'E.Molinié [2] (% en poids).

II.1. Matériau Froid (F)

II.1.1. Paramètres des lois de comportement

L'acier faiblement allié 1Cr-1Mo-1/4V (F) a été testé à 550°C, les coefficients des lois de comportement en traction et en fluage [2] sont regroupés dans le tableau ci-dessous :

Loi de fluage	B_1	$1.642\ 10^{-9}$
	n_1	2.7554
	p_1	0.316
	B_2	$1.7175\ 10^{-27}$
	n_2	10.387
Loi de plasticité	B_0	$3.75\ 10^{-23}$
	n	8.319
Données de traction	E	154500 MPa
	ν	0.28
	σ_0	220 MPa
	σ_m	327 MPa

Tableau 2 : Données matériau de l'acier (F)

II.1.2. Essais d'E.Molinié sur éprouvette CT

L'ensemble des éprouvettes CT ont été usinées à partir des matériaux C et F , la géométrie de ces éprouvettes est conforme à la norme ASTM (B = 20 mm, W = 40 mm). Des entailles latérales (10% de l'épaisseur sur chaque face) ont été réalisées sur toutes les CT, ce qui permet de penser qu'une analyse en déformation plane est plus adaptée pour décrire le comportement du matériau. Bensussan [2, 3] a montré que dans les matériaux « creep brittle » la présence d'entailles latérales garantit des conditions de déformation plane dans la majeure partie de la section nette . On retient alors l'hypothèse de déformation plane, et on utilisera B_{net} = 16 mm, pour dépouiller les essais de E. Molinié.

Les éprouvettes CT sont conditionnées à la température de 550°C et la mise en charge est effectuée après 24h de stabilisation de la température du four. Celle-ci est réalisée manuellement pendant à peu près deux minutes. Les courbes P (δ) [2], montrent qu'en fin de mise en charge, les éprouvettes restent globalement dans le domaine de l'élasticité, ce qui veut dire que pour ces éprouvettes, le chargement limite n'est pas atteint.

Les courbes $\delta(t)$ se décomposent en trois parties : La première partie est à comparer à une courbe de fluage primaire qui, pour ces matériaux, reste très faible. La partie intermédiaire durant laquelle $d\delta/dt$ est constant, voit la fissure s'amorcer. Il y a donc compétition entre comportement et avancée de la fissure. La dernière partie est similaire à une courbe de fluage tertiaire. L'accélération de $d\delta/dt$ est liée d'une part au fluage tertiaire et d'autre part à l'accélération de la vitesse de fissuration da/dt.

II.1.3. Caractéristiques des essais sur éprouvette CT

On présente dans le tableau 3 les caractéristiques des essais réalisés par E.Molinié [2] (EMP) sur des éprouvettes CT (W = 40 mm) de l'acier (F) à 550°C et on trace (figure 2) leurs résultats.

Référence	B(mm)	B_{net}(mm)	P (N)	a_0(mm)	a_0/w	Durée (h)	Δa (mm)
CT 8_10	20	16	8800	21.236	0.530	2668	6.442
CT 8_11	20	16	9293	21.096	0.527	820	6.762
CT 8_13	20	16	10000	21.28	0.532	359	5.282
CT 8_14	20	16	9700	21.8	0.545	420	3.78
CT 8_16	20	16	11700	21.68	0.542	83	12.721

Tableau 3 : Conditions d'essais de fluage sur CT de l'acier (F)[2]

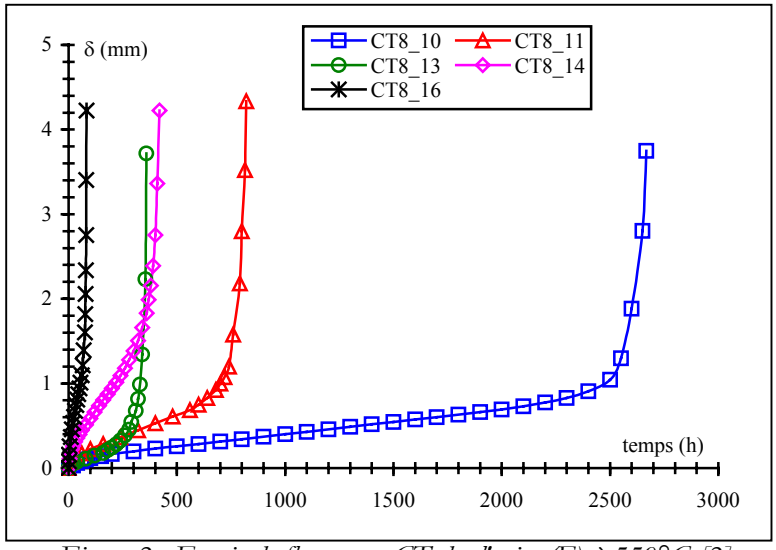


Figure 2 : Essais de fluage sur CT de l'acier (F) à 550°C [2]

II.2. Matériau chaud (C)

II.2.1. Paramètres des lois de comportement

L'acier faiblement allié 1Cr-1Mo-1/4V (C) a été aussi testé à 550°C, les coefficients des lois de comportement en traction et en fluage [2] sont regroupés dans le tableau ci-dessous :

Loi de fluage	B_1	$2.935\ 10^{-14}$
	n_1	5.0203
	p_1	0.449
	B_2	$4.3065\ 10^{-31}$
	n_2	12.243
Loi de plasticité	B_0	$3.9\ 10^{-25}$
	n	9.295
Données de traction	E	162800 MPa
	ν	0.28
	σ_0	200 MPa
	σ_m	282 MPa

Tableau 4 : Données matériau de l'acier (C)[2]

II-1.2.2. Caractéristiques des essais sur éprouvette CT

Dans le tableau ci-dessous, on présente les caractéristiques des essais réalisés par E.Molinié [2] (EMP) sur des éprouvettes CT (W = 40mm) de l'acier (C) à 550°C.

Référence	B(mm)	B_{net}(mm)	P(N)	a_0(mm)	a_0/W	Durée (h)	Δa (mm)
CT 2_42	20	16	9305	21.36	0.534	254	3.782
CT 2_54	20	16	10000	19.96	0.499	98	3.071
CT 2_63	20	16	8000	21.16	0.529	611	5.162
CT 2_64	20	16	8500	21.24	0.531	475	4.782
CT 1_31	20	16	6845	21.40	0.535	1858	13.682
CT 1_61	20	16	13150	20.97	0.524	4.5	10.288
CT 1_62	20	16	6361	21.56	0.539	1564	13.28
CT 1_64	20	16	8870	20.88	0.522	582	2.237
CT 1_65	20	16	7447	21.16	0.529	840	5.473

Tableau 5 : Conditions d'essais de fluage sur CT de l'acier (C) [2]

Les résultats de ces différents essais sont représentés dans la figure 3. Les mêmes remarques que sur le matériau (F) restent valables pour le matériau (C). Cependant, on fait remarquer que l'essai CT1_61 était trop chargé (durée de vie = quatre heures et demie), de ce fait on ne prendra pas cet essai en considération lors du dépouillement des résultats.

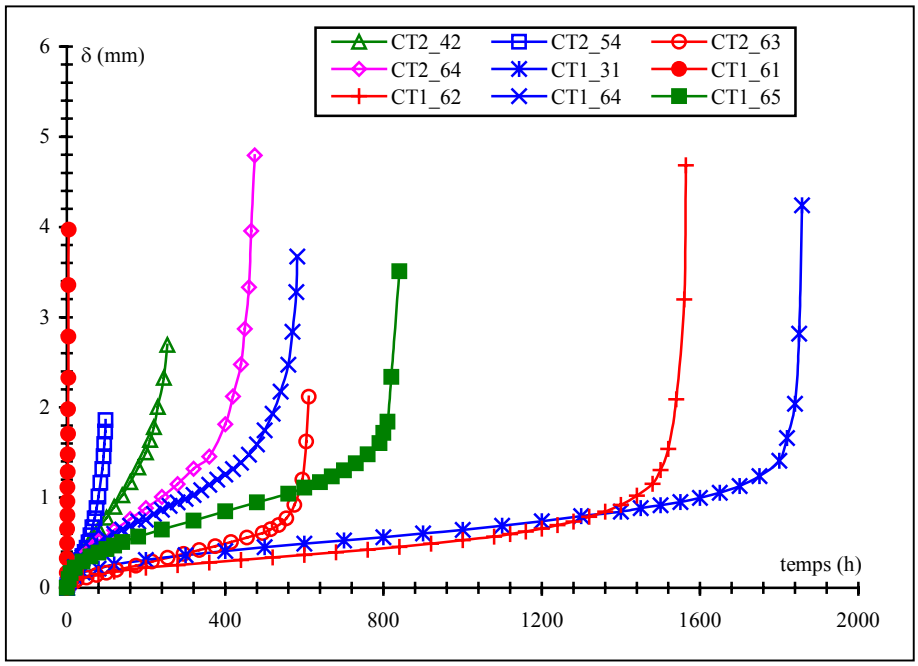


Figure 3 : Essais de fluage sur CT de l'acier (C) à 550°C [2]

III. L'acier inoxydable austénitique 316L(N)

L'acier étudié dans cette partie est l'acier inoxydable austénitique 316L(N) de nuance AFNOR : Z2 CND 17-12 SPH. Différentes tôles de cet acier ont été réalisées dans les programmes d'études du comportement de ce matériau à hautes températures, on cite : la tôle SQ [4][5], la tôle SD [6], la tôle SA [7][8], et la tôle VIRGO [9].

Contrairement aux deux matériaux cités précédemment, l'acier 316L(N) présente une limite d'élasticité relativement faible. Sa résistance au fluage est par contre relativement bonne, ce qui nécessite d'appliquer des chargements importants avant le passage en secondaire.

Les éprouvettes constituées de ce matériau passe donc successivement par les stades de plasticité, de fluage primaire et de fluage secondaire

III.1. Tôle SQ

La tôle SQ est en acier inoxydable austénitique Z2 CND 17-13 SPH à très bas carbone et azote contrôlé. Cette tôle répond à la spécification relative à l'acier de cuve de super Phénix. La composition chimique de cette tôle est présentée dans le tableau suivant :

C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
0.028	0.001	0.028	0.3	1.88	12.46	17.31	2.44
N	B	Co	Cu	Ti	Nb	Al	Ta
0.077	0.0012	0.135	0.175	--	--	--	< 0.05

Tableau 6 : Composition chimique du 316L(N) tôle SQ [4] (% en poids).

III.1.1. Paramètres des lois de comportement

La tôle SQ a été testée à 575°C, 600°C et 650°C. Les coefficients des lois de comportement en traction et en fluage [4] sont regroupés dans le tableau ci-dessous :

Températures		575°C	600°C	650°C
Loi de fluage	B_1	$9\ 10^{-14}$	$1.441\ 10^{-14}$	$2.6336\ 10^{-14}$
	n_1	4	4.642	4.7463
	p_1	0.43	0.5135	0.57
	B_2	--	$1.6325\ 10^{-23}$	$6.95\ 10^{-25}$
	n_2	--	7.69	7.69
Loi de plasticité *	B_0	$2.86\ 10^{-8}$	$2.86\ 10^{-8}$	$2.86\ 10^{-8}$
	n	2.4968	2.4968	2.4968
Données de traction	E	144 000 MPa	144 000 MPa	140 000 MPa
	ν	0.3	0.3	0.3
	σ_0	--	100 MPa	--
	$\sigma_{0.2\%}$	149 MPa	146 MPa	141 MPa
	σ_m	428 MPa	407 MPa	367 MPa

Tableau 7 : Données matériau de l'acier 316L(N) tôle SQ [4]

* D'après R.Piques [4], aucun effet de la température n' a été remarqué sur le comportement élastoplastique des éprouvettes pendant la mise en charge, ainsi il adopte les mêmes coefficients de lois de comportement en élastoplasticité (B_0 et n) pour les trois températures d'essais.

III.1.2. Caractéristiques des essais sur éprouvettes lisses

Dans la figure ci-dessous, on présente les résultats des essais de fluage sur éprouvettes lisses réalisés par R.Piques [4] (EMP) à 600°C :

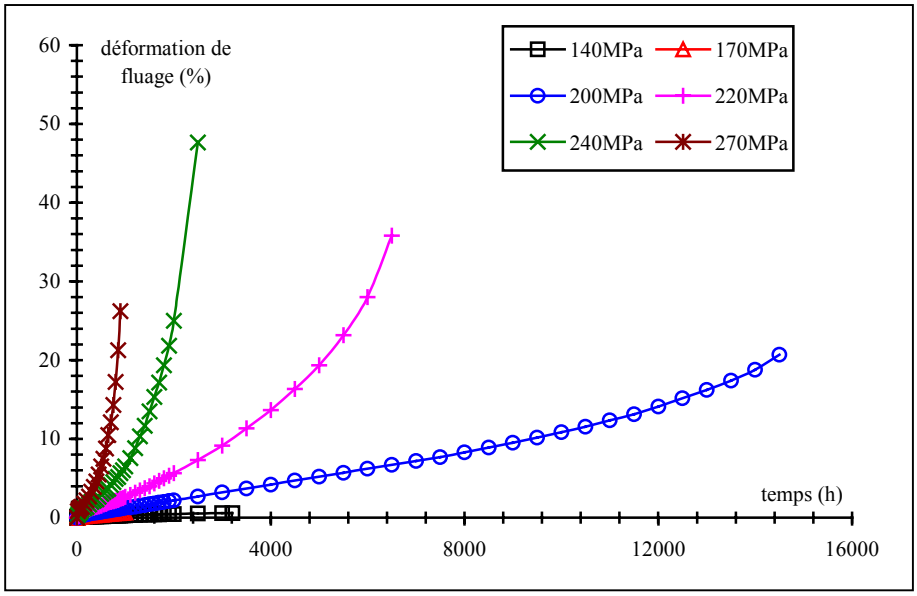


Figure 4 : Essais de fluage sur éprouvettes lisses du 316L(N), tôle SQ [4]

III.1.3. Essais de R.Piques sur CT et CCRB

Les éprouvettes CT (figure 1a) ont été testées à 575, 600, et 650°C. On note que l'épaisseur B est relativement faible devant la largeur W et qu'il n' y a pas d'entaille latérale. Ces éléments laissent penser qu'une hypothèse de contrainte plane est plus adaptée à l'analyse du comportement de cette géométrie [4]. Pour vérifier cette hypothèse, nous avons fait des calculs numériques (chapitre IV) de mise en charge en contraintes planes et en déformations planes pour les comparer avec les résultats expérimentaux. Ces résultats ont montré que ces éprouvettes CT sont plutôt en état de déformations planes, on donnera plus d'explication pour ce constat dans le chapitre 4. Les éprouvettes axisymétriques fissurées CCRB (figure 1b) sont testées dans des conditions de chargement constant et de température isotherme à 600 et 650°C. La particularité de ces éprouvettes est qu'elles nous permettent de nous affranchir du choix des hypothèses contrainte plane ou déformation plane.

Les deux types d'éprouvette sont préfissurées en fatigue à la température ambiante, avec un facteur d'intensité de contrainte inférieur ou égal à 15 MPa.m$^{1/2}$ en fin de préfissuration. Les conditions de température sont imposées à l'aide de fours à résistances ou à radiations. La mesure et la régulation de la température se font par l'intermédiaire de thermocouples chromel-alumel soudés à proximité de la pointe initiale des fissures.

Dans le cas des éprouvettes CCRB, les tiges de l'extensomètre sont placées dans deux rainures circulaires symétriques par rapport au plan de la fissure. La base de mesure (distance entre les rainures) est L_0 = 25 mm. Pour les éprouvettes CT, la base de mesure correspond à deux points de la ligne de charge situés soit à la tête de la ligne d'amarrage, soit sur les faces supérieures et inférieures de l'éprouvette, elle est L_0 = 48 mm. La mesure de $\delta(t)$ se fait au fond de l'entaille d'usinage, au niveau de deux couteaux fixés sur l'éprouvette dans l'axe de la ligne de charge. Au début de l'essai, les tiges de l'extensomètre sont pratiquement au contact.

Les courbes P (δ) [4], montrent qu'en fin de mise en charge, les éprouvettes CCRB et CT sont en état de plasticité. Cela est pratiquement imposé par le fait que l'on considère un matériau dont la limite d'élasticité est faible, et qui d'autre part résiste remarquablement en fluage. Les courbes $\delta(t)$ se décomposent, comme celles d'E.Molinié, en trois parties. Pour les courbes d'avancée de fissure

on remarque que [4], pour les éprouvettes CT, la vitesse de propagation de fissure est plus élevée à cœur qu'au bord de l'éprouvette. Pour les éprouvettes CCRB, cette vitesse est légèrement plus faible dans le plan de la tôle que suivant le travers-court. On souligne qu'au début de l'essai, les D.D.P. du suivi électrique de fissures augmentent assez rapidement.

III.1.4. Caractéristiques des essais sur éprouvettes CCRB

Dans le tableau ci-dessous, on présente les caractéristiques des essais réalisés par R.Piques [4] (EMP) sur des éprouvettes CCRB (fig. 1b) de l'acier 316L(N), tôle SQ à 600 et 650 °C.

Référence	Température(°C)	P (N)	a_0(mm)	a_0/b	Durée (h)	Δa (mm)
CCRB 1	600°C	52630	5.175	0.45	233	1.377
CCRB 2	600°C	50530	4.991	0.434	1787	0.758
CCRB 3	650°C	50470	5.0945	0.443	100	1.617
CCRB 4	600°C	58100	5.0255	0.437	338	1.645
CCRB 5	600°C	54700	5.0255	0.437	291	1.5
CCRB 7	650°C	39530	5.05	0.439	400	3.189
CCRB 8	650°C	34630	5.0945	0.443	1346	2.838
CCRB 9	600°C	50370	5.29	0.46	301	1.813
CCRB 10	600°C	58160	5.5315	0.481	35	2.759
CCRB 11	600°C	36500	5.244	0.456	1462	1.364
CCRB 12	600°C	46880	5.014	0.436	667	1.212
CCRB 14	600°C	51110	4.9335	0.429	326	1.607
CCRB 16	600°C	50950	5.4855	0.477	26	0.658
CCRB 19	600°C	42960	5.06	0.44	915	1.509

Tableau 8 : Conditions d'essais de fluage sur CCRB de l'acier 316L(N), tôle SQ [4]

Les résultats de ces différents essais sont représentés dans la figure ci-dessous :

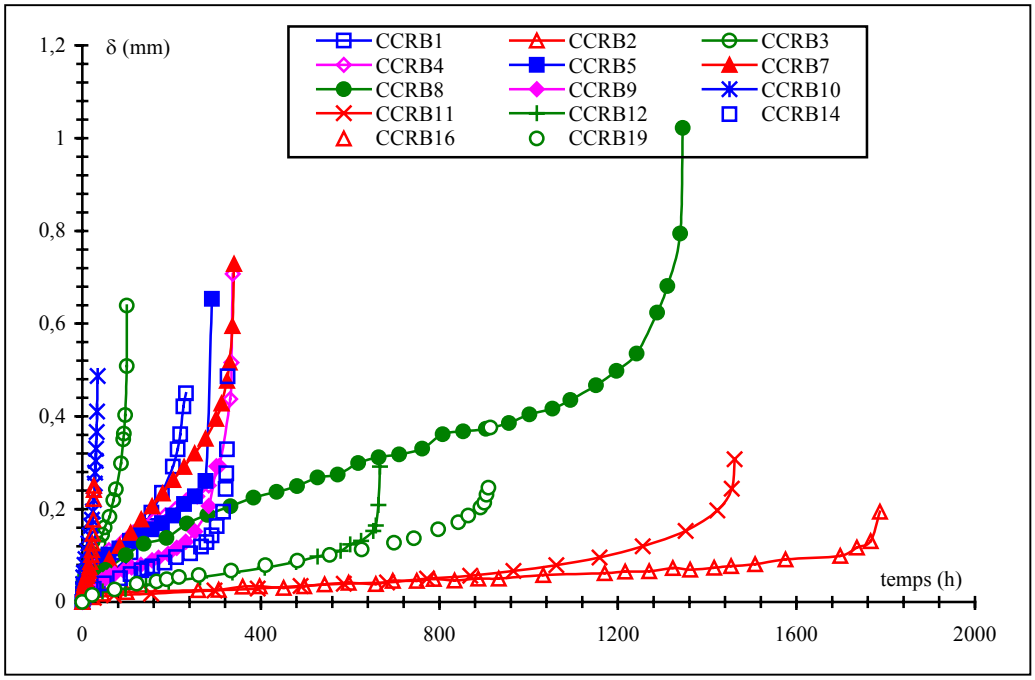


Figure 5 : Essais de fluage sur CCRB du 316L(N), tôle SQ [4]

III.1.5. Caractéristiques des essais sur éprouvettes CT

Dans le tableau ci-dessous, on présente les caractéristiques des essais réalisés par R.Piques [4] (EMP) sur des éprouvettes CT, dont l'épaisseur est égale à 10 mm, (figure 1a) de la tôle SQ à 575, 600 et 650 °C.

Référence	Température (°C)	P (N)	a_0 (mm)	a_0/W	Durée (h)	Δa (mm)
CT 40	650	9973	15.136	0.3784	272	3.716
CT 52	600	3433.3	26.036	0.6509	752	2.284
CT 60	575	4905	24.696	0.6174	1752	1.756
CT 62	600	4120	23.728	0.5932	912	0.496

Tableau 9 : Conditions d'essais de fluage sur CT de l'acier 316L(N), tôle SQ [4]

Les résultats de ces différents essais sont représentés dans la figure ci-dessous :

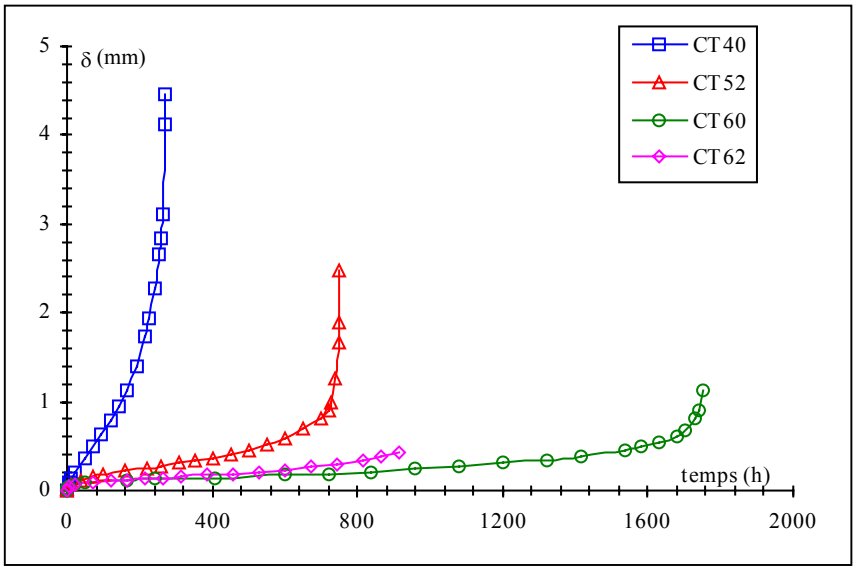


Figure 6 : Essais de fluage sur CT du 316L(N), tôle SQ à 600 et 650°C [4]

III.1.6. Essais de E.Maas sur DENT

Les éprouvettes DENT sont prélevées dans la tôle laminée de telle sorte que les fissures se propagent dans la direction de laminage et sont testées à 600°C. Elles étaient usinées avec des entailles latérales. La mise en charge des éprouvettes est faite 24 heures après la mise en température du four, la vitesse de mise en charge n'est pas contrôlée, le chargement dure quelques minutes. La mesure de δ(t) est faite à l'aide d'extensomètre muni d'un capteur linéaire différentiel par l'intermédiaire de deux pièces rapportées munies de logements permettant de recevoir les tiges d'extensomètre.

Les courbes P(δ) [5], montrent qu'en fin de mise en charge, les éprouvettes sont en plasticité, du fait que les charges appliquées sont supérieures pour l'ensemble des essais aux charges limites correspondantes, calculées à partir des expressions de Haigh et Richards [10], dans lesquelles nous introduisons la limite élastique du matériau (σ_y = 146 MPa). Nous pouvons noter que l'hypothèse de contrainte plane paraît plus appropriée que celle de déformation plane. En effet, pour l'éprouvette DENT2, la charge limite calculée en déformation plane est supérieure à la charge appliquée, or expérimentalement, la courbe P-δ de mise en charge, montre que la plasticité

est généralisée au sein de l'éprouvette, en plus les calculs numériques réalisés dans le chapitre IV, montrent qu'effectivement l'hypothèse de contraintes planes représente mieux la mise en charge de ces éprouvettes. Ainsi, on retient cette hypothèse et on utilisera B = 10 mm, pour dépouiller les essais de E.Maas sur DENT.

III.1.7. Caractéristiques des essais sur éprouvettes DENT

Dans le tableau ci-dessous, on présente les caractéristiques des essais réalisés par E.Maas [5] (EMP) sur des éprouvettes DENT dont l'épaisseur est B = 10mm (figure 1c) de l'acier 316L(N), tôle SQ à 600°C. Les résultats des essais sont représentés dans la figure 7.

Référence	Température (°C)	P (N)	a_0 (mm)	a_0/b	Durée (h)	Δa (mm)
DENT 0	600	30305	10.545	0.703	18	0.272
DENT 2	600	24356	9.75	0.65	211	0.352
DENT 3	600	27138	10.155	0.677	950	0.594

Tableau 10 : Conditions d'essais de fluage sur DENT de l'acier 316L(N), tôle SQ [5]

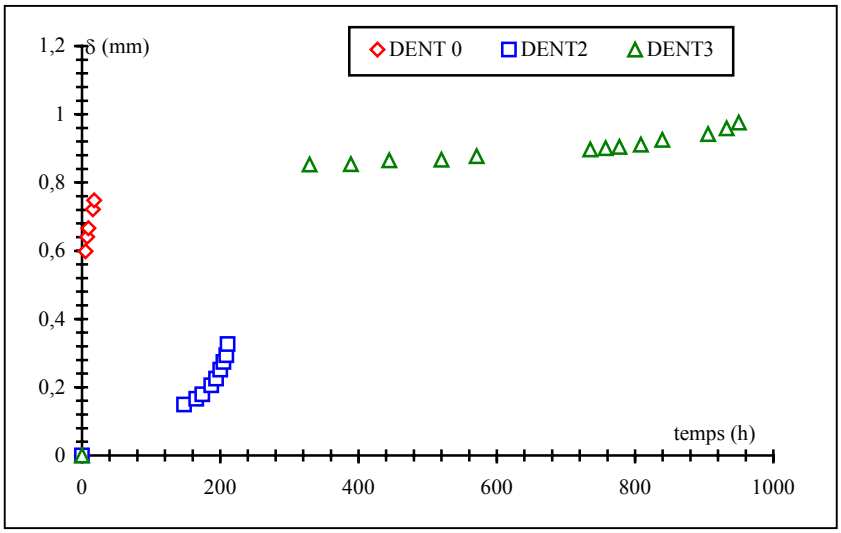


Fig 7 : Essais de fluage sur DENT du 316L(N), tôle SQ à 600 °C [5]

Les données sur les essais d'E.Maas [5] sont incomplètes, en effet pour les éprouvettes DENT2 et DENT3, les valeurs de δ(t) enregistrées correspondent aux dernières parties des essais : à partir d'environ 150h pour DENT2 et 250h pour DENT3. Le manque de données expérimentales pour ces essais nous posera d'énormes difficultés pour l'exploitation de ces essais, en particulier lors de la simulation numérique de la propagation des fissures (chapitre V).

Pour la DENT0, l'essai n'a duré que 18heures, elle a été trop chargée et on ne prendra pas alors cet essai en considération. Les coefficients de lois de comportement trouvés par E.Maas [5] sont identiques à ceux identifiés par R.Piques [4].

III.2. Tôle SD

La tôle SD a été élaboré conformément à la spécification RCC-MR-RM 3331 Niveau 2, appliquée pour la fabrication de la cuve du réacteur à neutrons rapides Super-Phénix [6]. La composition chimique de cette tôle est présentée dans le tableau suivant :

C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
0.038	0.02	0.036	0.313	1.83	11.9	17.3	2.46
N	B	Co	Cu	Ti	Nb	Al	Ta
0.067	--	--	0.27	--	--	--	--

Tableau 11 : Composition chimique du 316L(N) tôle SD (% en poids).[6]

III.2.1. Paramètres des lois de comportement

La tôle SD a été testée à 650°C. Les coefficients des lois de comportement en traction et en fluage [6] sont regroupés dans le tableau ci-dessous :

Température		650°C
Loi de fluage	B_1	$5.863\ 10^{-13}$
	n_1	4.233
	p_1	0.565
	B_2	$1.018\ 10^{-25}$
	n_2	9.407
Loi de plasticité	B_0	$3.838\ 10^{-9}$
	n	2.872
Données de traction	E	148 000 MPa
	ν	0.3
	σ_0	--
	$\sigma_{0.2\%}$	167 MPa
	σ_m	403 MPa

Tableau 12 : Données matériau de l'acier 316L(N) tôle SD [6].

III.2.2. Caractéristiques des essais sur éprouvettes CT

Dans le tableau ci-dessous, on présente les caractéristiques des essais réalisés par Imperial College sur des éprouvettes CT (figure 1a) de la tôle SD de l'acier 316L(N) à 650 °C. Ces éprouvettes ont été usinées avec des entailles latérales, ce qui implique [9] qu'une hypothèse de déformations planes est mieux représentative des comportements de mise en charge et de fluage.

Les résultats de ces différents essais sont représentés dans la figure 8.

Référence	B (mm)	W (mm)	P (N)	a_0 (mm)	a_0/W	Durée (h)	Δa (mm)
CT 2_95	23.8	50.6	16000	24.19	0.478	175	6.500
CT 3_95	23.8	50	18700	24.2	0.484	71	5.794
CT 4_95	23.8	50	13400	24.3	0.486	1970	8.165
CT 16_95	12.7	25.8	4000	12.55	0.486	1081	3.025

Tableau 13 : Conditions d'essais de fluage sur CT de l'acier 316L(N), tôle SD [6]

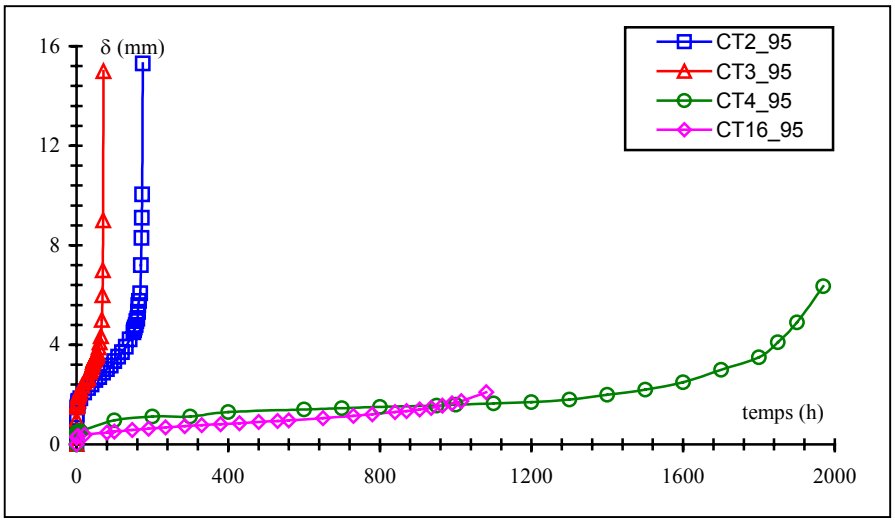


Fig 8 : Essais de fluage sur CT du 316L(N), tôle SD [6]

III.3. Tôle SA

La composition chimique de cette tôle est présentée dans le tableau suivant :

C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
0.02	0.004	0.0021	0.35	1.76	12.2	17.51	2.35
N	B	Co	Cu	Ti	Nb	Al	Ta
0.071	--	0.11	0.13	0.004	0.005	--	< 0.01

Tableau 14 : Composition chimique du 316L(N) tôle SA [7] (% en poids).

III.3.1. Paramètres des lois de comportement

La tôle SA a été testée à 650°C. Les coefficients des lois de comportement en traction et en fluage [7] sont regroupés dans le tableau ci-dessous :

Température		650°C
Loi de fluage	B_1	$6.779\ 10^{-16}$
	n_1	5.4698
	p_1	0.4845
	B_2	$1.7048\ 10^{-20}$
	n_2	6.9953
Loi de plasticité	B_0	$7.6524\ 10^{-11}$
	n	3.6012
Données de traction	E	140 600 MPa
	ν	0.3
	σ_0	125 MPa
	$\sigma_{0.2\%}$	--
	σ_m	--

Tableau 15 : Données matériau de l'acier 316L(N) tôle SA. [7]

III.3.2. Essais de J.P.Polvora sur CT

Les éprouvettes CT utilisées par J.P.Polvora [8] font partie du programme PROFIS établi par le LISN-CEA pour étudier la fissuration du 316L(N) à haute température, elles sont du type CT25 normalisées, (B = 25 mm , W = 50 mm). Ces dimensions sont conformes aux recommandations de la norme ASTM 647-94 [11]. Elles sont usinées avec une entaille initiale de profondeur a = 24.5 mm, soit un rapport a/W = 0.49. Elles sont ensuite préfissurées par fatigue à température ambiante et testées à 650°C. Deux entailles latérales sont usinées sur ces éprouvettes afin d'obtenir un front de fissuration le plus rectiligne possible, ainsi que de se rapprocher de l'hypothèse de déformation plane. Ces entailles représentent chacune 10% de l'épaisseur initiale de l'éprouvette. J.P.Polvora [7] retient alors l'hypothèse de déformation plane, et on utilisera B_{net} = 20 mm, [8] pour dépouiller ces essais sur CT. Les éprouvettes sont mises à 650°C pendant 12 heures. La mise en charge se fait en 15 secondes environ. Les courbes δ(t) se décomposent en trois parties similaires aux trois stades classiques d'un essai de fluage.

III.3.3. Caractéristiques des essais sur éprouvettes CT

Dans le tableau ci-dessous, on présente les caractéristiques des essais réalisés par J.P.Polvora sur des éprouvettes CT (W = 50 mm) d'épaisseur B = 25 mm, avec entailles latérales le la tôle SA, de l'acier 316L(N) à 650 °C. Les résultats de ces essais sont représentés dans la figure 9.

Référence	B_{net} (mm)	P (N)	a_0 (mm)	a_0/W	Durée (h)	Δa (mm)
CT 86	20	14250	28.57	0.5714	1165	7.758
CT 87	20	13250	30.06	0.6012	3916	1.1355

Tableau 16 : Conditions d'essais de fluage sur CT de l'acier 316L(N), tôle SA [8]

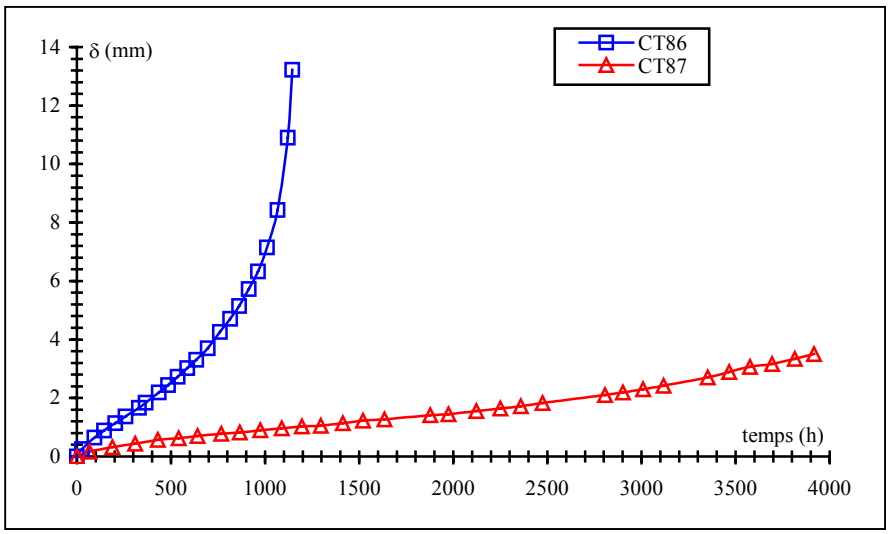


Fig 9 : Essais de fluage sur CT du 316L(N), tôle SA à 650 °C (J.P.Polvora [8])

Il faut signaler que pour ces essais, il y avait un problème d'acquisition du suivi électrique pour la mesure expérimentale de l'avancée de la fissure. Ces erreurs de mesure se répercutent d'une part sur la détermination de la vitesse de propagation de la fissure et d'autre part sur la détermination de C*, ce qui faussera l'interprétation de la corrélation da/dt – C*.

III.4. Tôle VIRGO

La composition chimique de cette tôle est présentée dans le tableau suivant :

C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
0.022	0.02	0.021	0.38	1.8	13.3	17	2.25
N	B	Co	Cu	Ti	Nb	Al	Ta
0.032	0.0014	--	0.032	< 0.01	--	--	--

Tableau 17 : Composition chimique du 316L(N), tôle VIRGO [9] (% en poids).

III.4.1. Paramètres des lois de comportement

La tôle VIRGO a été testée à 550°C. Les coefficients des lois de comportement en traction et en fluage [9] sont regroupés dans le tableau ci-dessous :

Température		550°C
Loi de fluage	B_1	$4.414\ 10^{-10}$
	n_1	3.361
	p_1	0.411
	B_2	$6.71\ 10^{-24}$
	n_2	8.4
Loi de plasticité	B_0	$3.838\ 10^{-9}$
	n	2.872
Données de traction	E	144 000 MPa
	ν	0.3
	σ_0	125 MPa
	$\sigma_{0.2\%}$	112 MPa
	σ_m	361 MPa

Tableau 18 : Données matériau de l'acier316L(N), tôle VIRGO [9]

II-2.4.2. Caractéristiques des essais sur éprouvettes CT

Dans le tableau ci-dessous, on présente les caractéristiques des essais réalisés sur des éprouvettes CT (figure 1a) d'épaisseur B = 20 mm, de la tôle VIRGO, de l'acier 316L(N) à 550 °C. Les éprouvettes sont sans entailles latérales. D'après M.P.Solignac [9], une hypothèse de déformations planes représente mieux les comportement de mise en charge et de fluage de ces éprouvettes.

Les résultats de ces différents essais sont représentés dans la figure 10.

Référence	W (mm)	P (N)	a_0 (mm)	a_0/W	Durée (h)	Δa (mm)
CT 16	40	10000	24.448	0.6112	2460	4.584
CT 19	40	12500	21.64	0.541	4039	3.992

Tableau 19 : Conditions d'essais de fluage sur CT de l'acier 316L(N), tôle VIRGO[9]

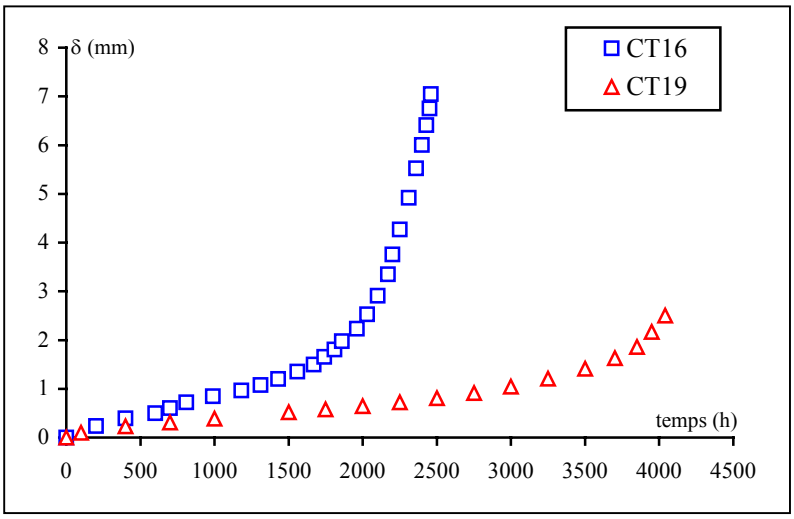


Fig 10 : Essais de fluage sur CT du 316L(N), à 550 °C (tôle VIRGO [9])

Conclusions

Ainsi, pour notre étude qui consiste à déterminer les courbes maîtresses de fissuration à haute température, on retient les essais de fluage et les conditions de dépouillement suivants :

Matériau	Nuance ou tôle	T (°C)	Eprouvettes	Nombre	Etat de contraintes
Acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V	matériau F	550	CT	5	DP (1)
	matériau C	550	CT	9	DP
Acier inoxydable austénitique 316 L(N)	Tôle SQ	575, 600 et 650	CCRB CT DENT	14 4 2 (3)	-- DP CP (2)
	Tôle SD	650	CT	4	DP
	Tôle SA (4)	650	CT	2	DP
	Tôle VIRGO	550	CT	2	DP

Tableau 20 : récapitulatif de la base de données Cstar

(1) DP : Déformations planes.
(2) CP : Contraintes planes.
(3) Le troisième essai sur éprouvette DENT ne sera pas dépouillé. Le chargement était trop élevé.
(4) Tous les essais de fluage sur cette tôle ne seront pas dépouillés.

Références

[1] Kabiri, R., Laiarinandrasana, L., Piques, R., : " base de données Cstar " rapport d'avancement, janvier 2001.

[2] Molinié, E., : " Mécanique et mécanismes de l'endommagement et de la fissuration en viscoplasticité des aciers ferritiques faiblement alliés. Eléments d'estimation de la durée de vie résiduelle de composants fissuré ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1991.

[3] Bensussan, P., : " Approches mécaniques globale et locale de l'amorçage et de la propagation des fissures par fluage dans l'alliage léger aluminium-cuivre 2219 ". Thèse de doctorat-ès-Sciences, Université de Paris Sud-Orsay. 1986.

[4] Piques, R ., : " Mécanique et mécanismes de l'amorçage et de la propagation des fissures en viscoplasticité dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1989.

[5] Maas, E., " Propagation des fissures par fluage dans l'acier inoxydable austénitique Z3-CND17-13 ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1984.

[6] Curtit, F., : " Propagation de fissures semi-elliptiques en fatigue-fluage à 650°C dans des plaques avec ou sans des joints soudés ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1999.

[7] Laiarinandrasana, L., : " Amorçage de fissure à haute température dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1994.

[8] Polvora, J.P., : " Propagation de fissures à haute température dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1998.

[9] Solignac, M.P., : " Etude du comportement à la fissuration en fluage et en fatigue d'aciers inoxydables austénitiques Z2-CND17-13 (316)". Thèse de doctorat ès Sciences Physiques, Paris VI. 1986.

[10] Haigh, J.R. and Richards, C.E., – Laboratory Memorandum N° RD/L/M 461 (May 1974).

[11] ASTM E 1457 – 98, Standard Test Method for Measurement of Creep Crack Growth Rates in Metals (1998).

Annexe 2
Courbes d'avancées de fissures en fonction du temps

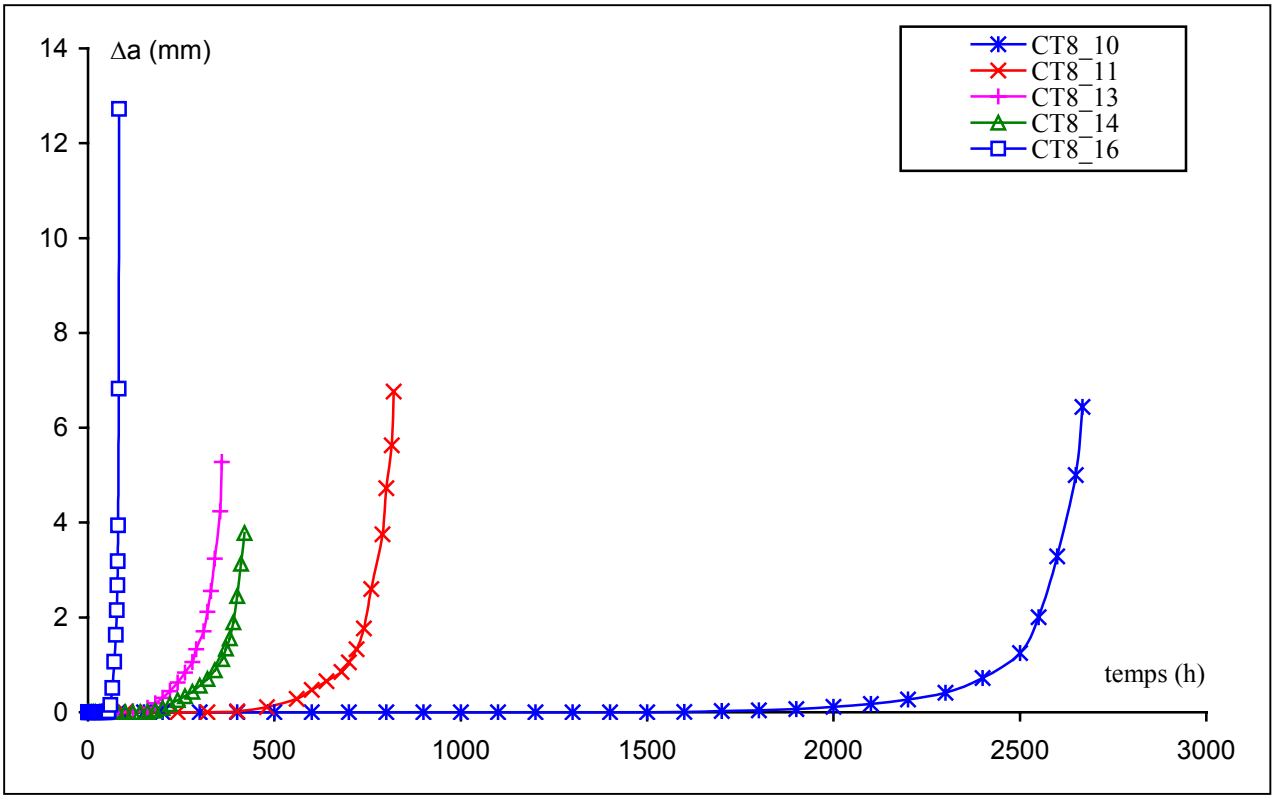


Figure 1 : Avancée de la fissure en fonction du temps (acier F)

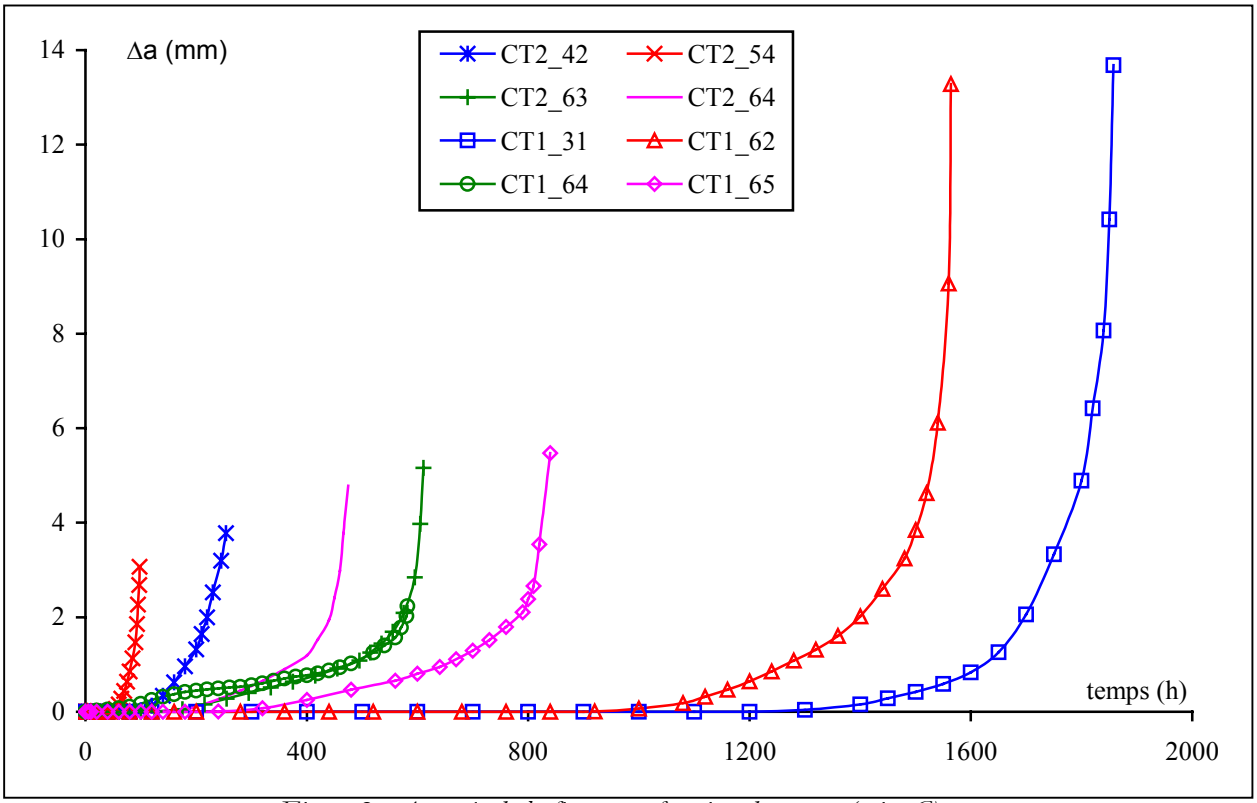


Figure 2 : Avancée de la fissure en fonction du temps (acier C)

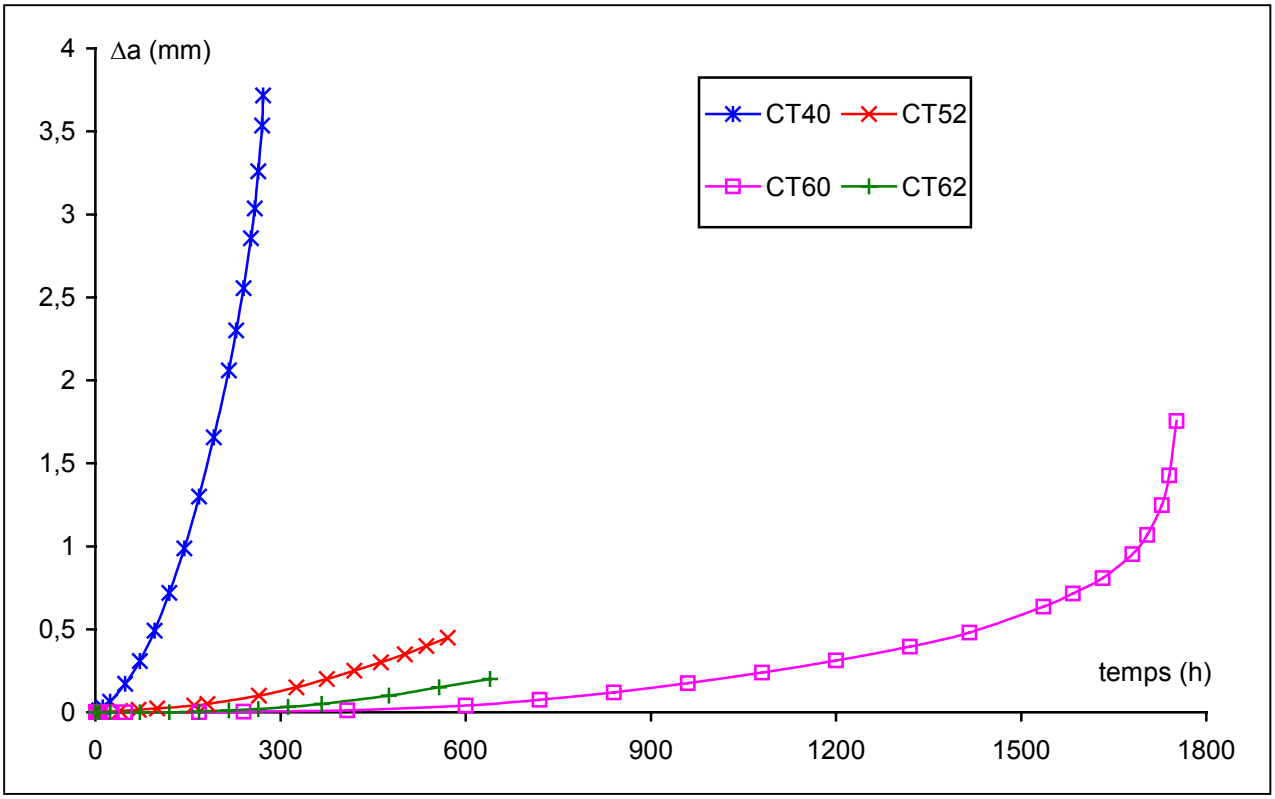


Figure 3 : Avancée de la fissure en fonction du temps (316L(N), tôle SQ, éprouvettes CT)

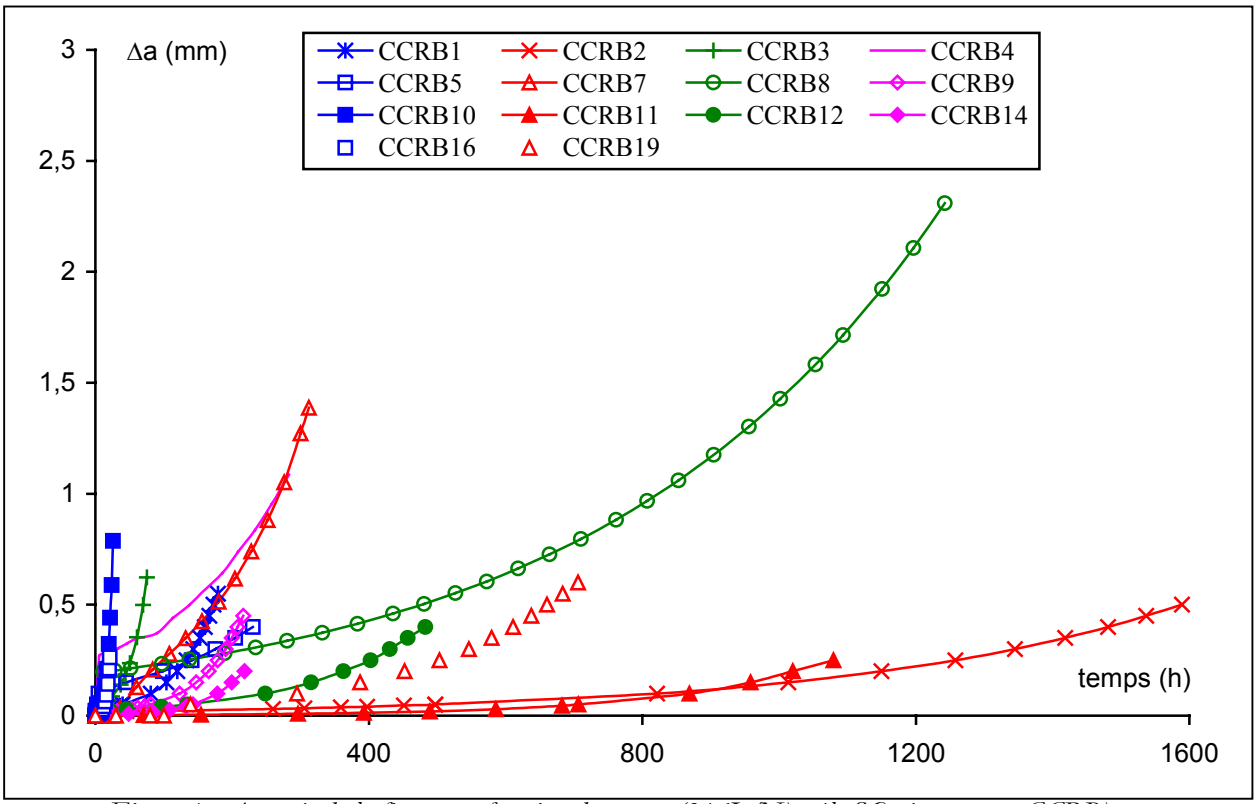


Figure 4 : Avancée de la fissure en fonction du temps (316L(N), tôle SQ, éprouvettes CCRB)

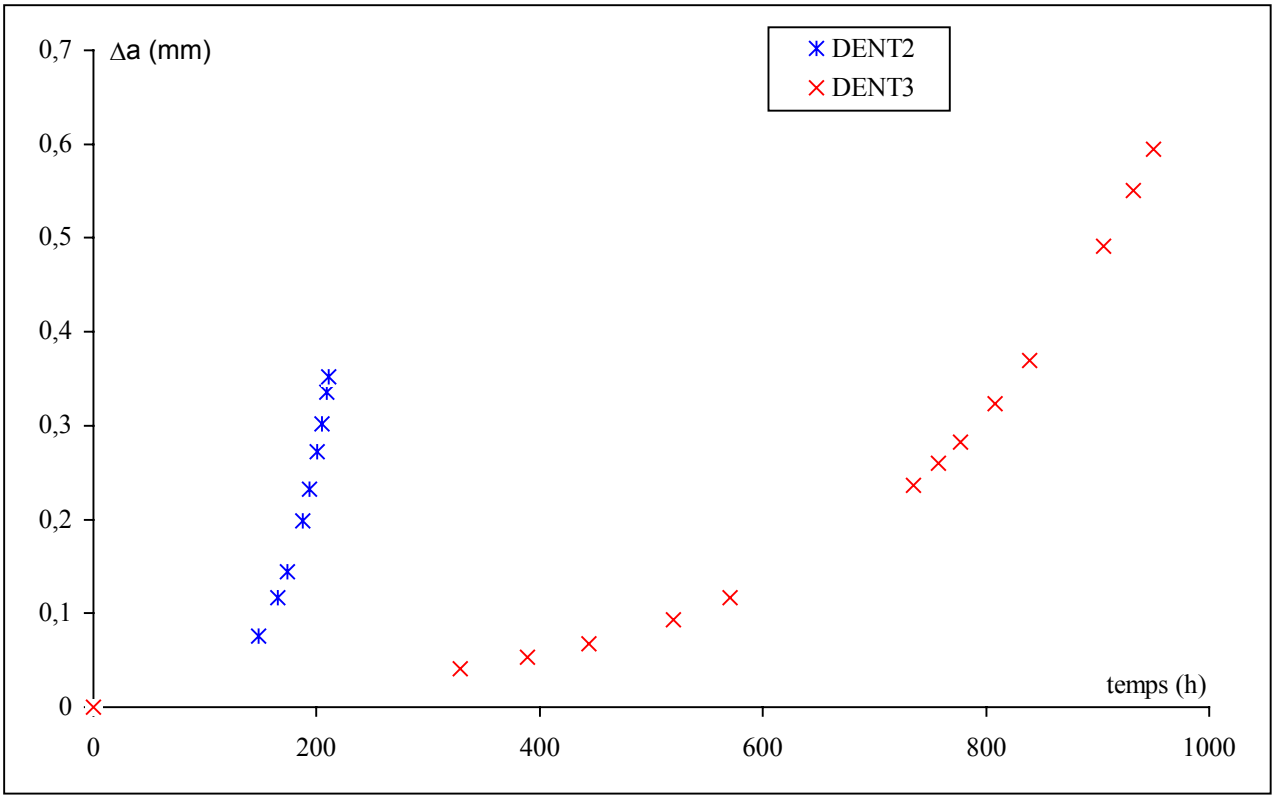


Figure 5 : Avancée de la fissure en fonction du temps (316L(N), tôle SQ, éprouvettes DENT)

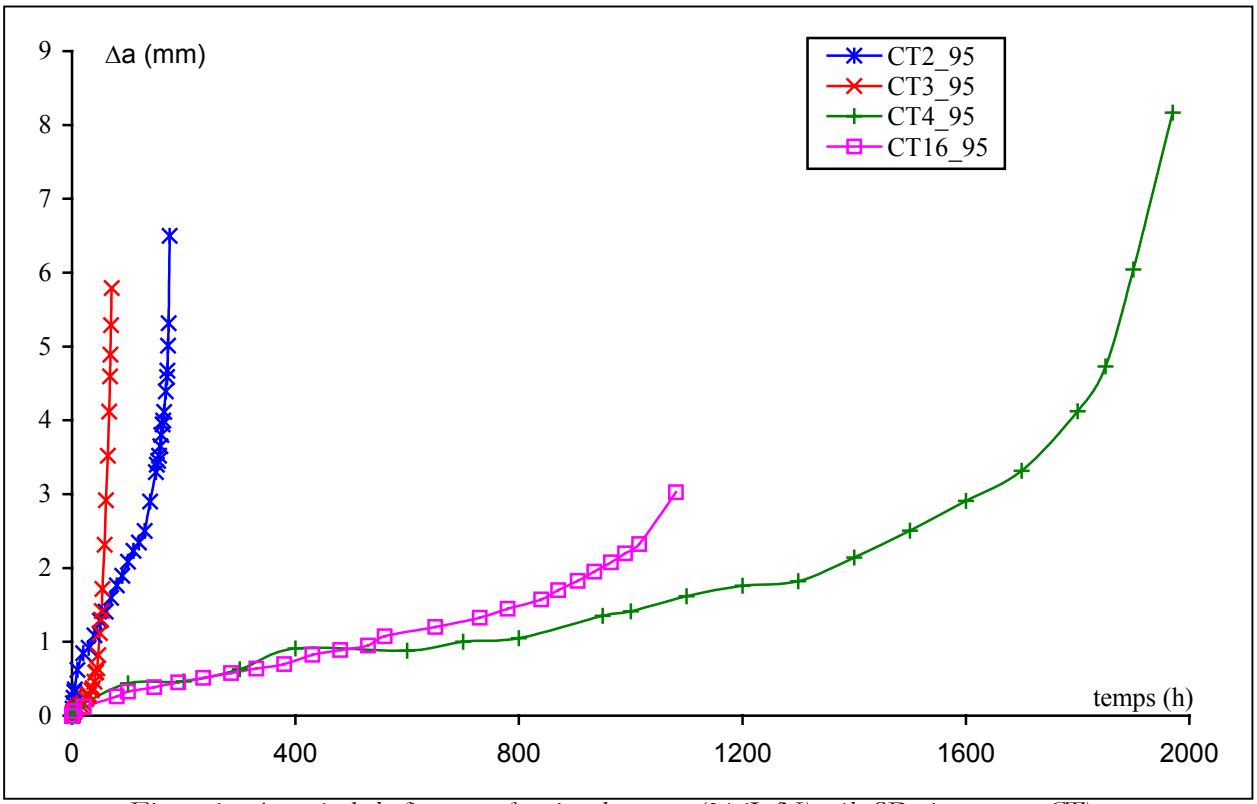


Figure 6 : Avancée de la fissure en fonction du temps (316L(N), tôle SD, éprouvettes CT)

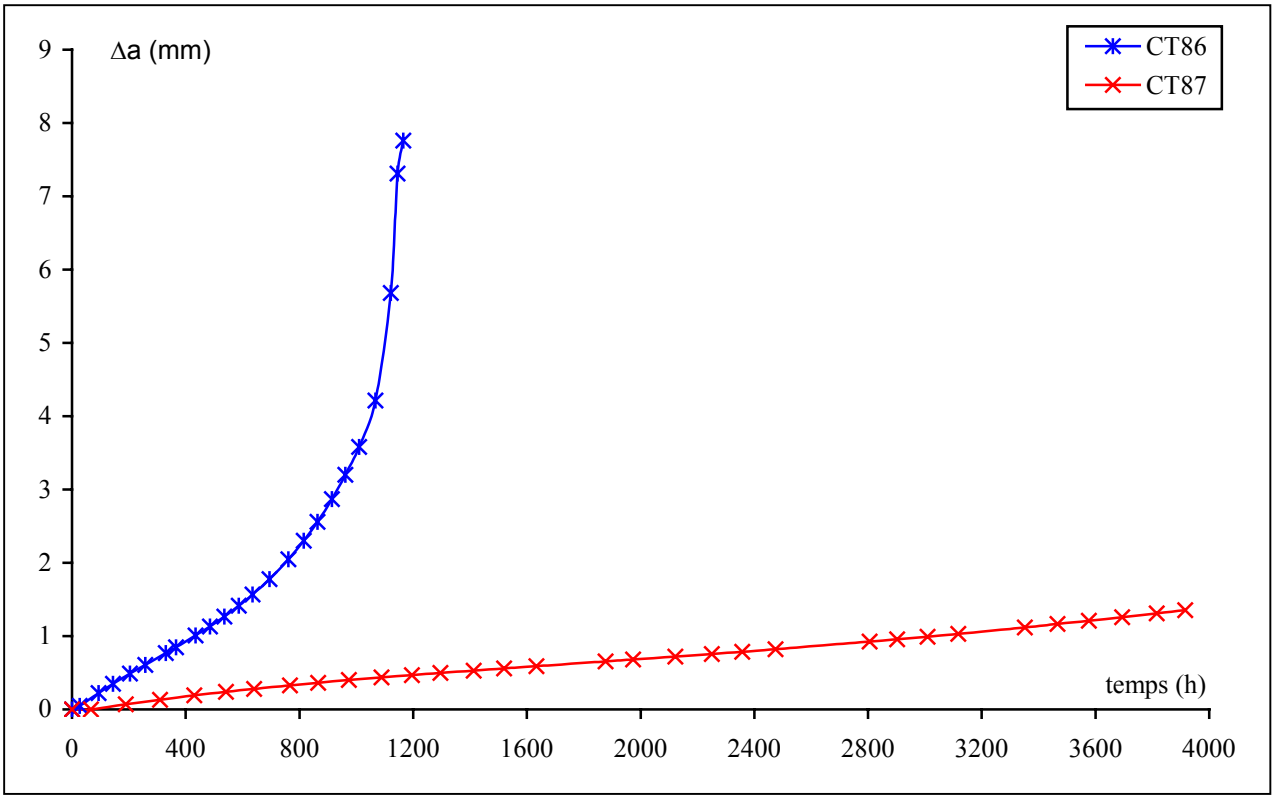


Figure 7 : Avancée de la fissure en fonction du temps (316L(N), tôle SA, éprouvettes CT)

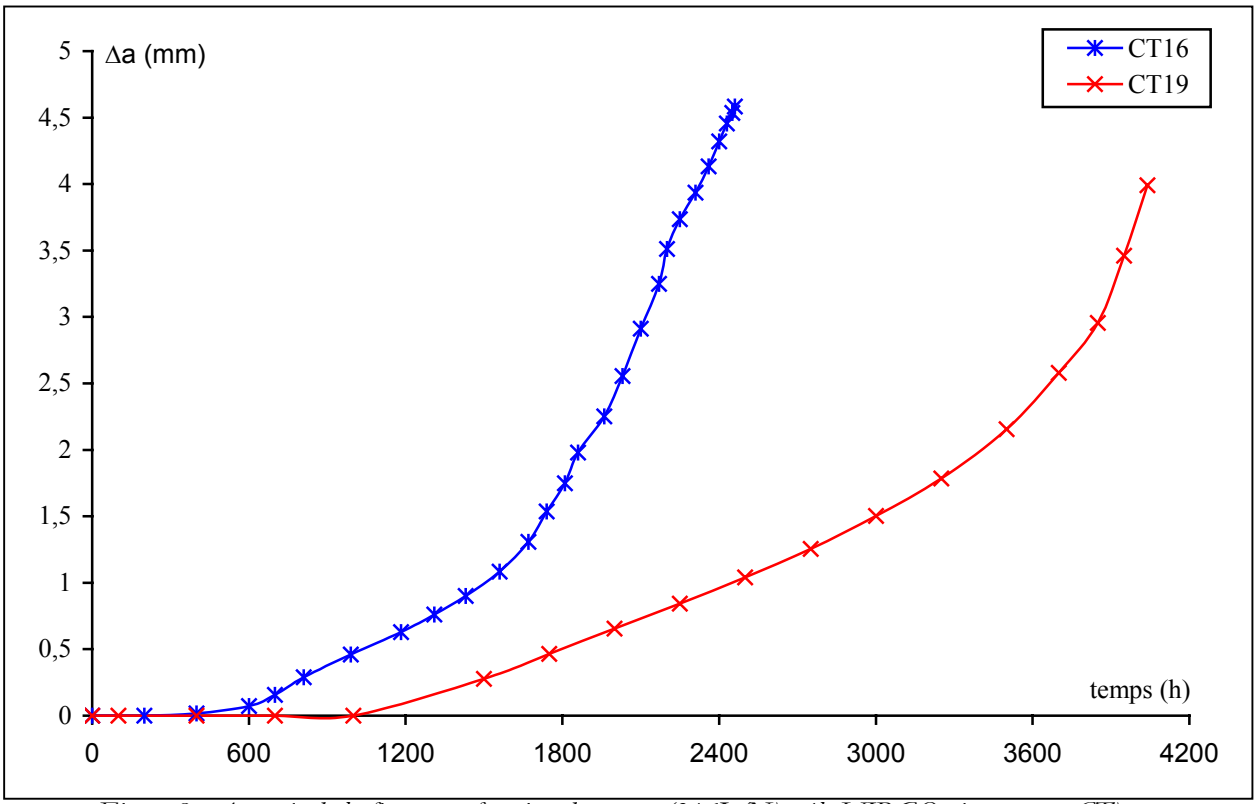


Figure 8 : Avancée de la fissure en fonction du temps (316L(N), tôle VIRGO, éprouvettes CT)

Chapitre III

Singularités de contraintes en élasto-viscoplasticité

Introduction

Dans un champ semi-lointain par rapport à la pointe de fissure, la distribution des contraintes et déformations est approchée par la solution asymptotique (champs HRR) proposée par Hutchinson, Rice et Rosengreen [1, 2], lorsque la plasticité est généralisée. En viscoplasticité, Riedel et Rice [3] proposent les champs RR.

Comme en élasticité linéaire, il existe donc au voisinage de la pointe de fissure (mais pas trop près cependant) un champ de contraintes et un champ de déformations asymptotiques fonctions d'un seul paramètre, J (en plasticité) ou C* (en fluage secondaire). Cette propriété est essentielle pour assurer la transférabilité des résultats obtenus sur des éprouvettes au comportement de structures fissurées [4]. En effet, la pertinence du paramètre global (J ou C*) assure la cohérence du champ analytique asymptotique local tel qu'il est décrit par HRR ou RR.

Cette propriété de C* permettant la description de la distribution des contraintes et déformations, pourra donner lieu à des applications importantes dont les bases sont les suivantes :

- On étudie des géométries d'éprouvettes pour lesquelles il est possible de déterminer "expérimentalement" C*, à partir de l'ouverture de la fissure qu'on enregistre pendant un essai de fluage.
- On repère sur ces éprouvettes l'amorçage et la propagation des fissures, ce qui dans le principe, permet de tracer une courbe de propagation da/dt – C*.
- On étend ces résultats à d'autres types de géométries pour lesquelles on s'est assuré que le paramètre C* reste valable pour décrire la distribution des contraintes et de déformations au voisinage de la pointe de fissure.

Des études précédentes, menées par O'Dowd et Shih [5, 6, 7], Chao [8], Sharama [9] et d'autres auteurs, en plasticité généralisée ont montré que le paramètre J seul n'est pas suffisant pour décrire les distributions des contraintes au voisinage de la pointe de fissure. On traitera ce point avec plus de détails dans les paragraphes suivants. A notre connaissance, très peu d'études ont essayé de faire la même chose en fluage dans la mesure où on s'intéressait exclusivement à l'éprouvette CT.

Ce chapitre sera dédié alors à l'étude des singularités de contraintes au voisinage de la pointe de fissure pour un matériau, comme le 316L(N), qui se plastifie lors de sa mise en charge et qui passe par les stades primaire et secondaire en fluage. L'objectif en est de montrer la capacité de C* (seul) à décrire les singularités de contraintes et de déformations lors d'une sollicitation de fluage. Ce résultat nous permettra, dans un premier temps, de transférer les résultats qu'on obtiendra sur éprouvette CT à d'autres types d'éprouvettes de laboratoire, ensuite d'estimer la validité d'un champ émanant d'un seul paramètre (C*) pour des fissures courtes. Dans tous les cas, on essayera d'analyser l'évolution de la correction, comme celle d' O'Dowd et Shih [5, 6, 7] (approche J-Q) en plasticité, pour pouvoir juger de la pertinence de cette correction en viscoplasticité. La transférabilité de la courbe da/dt – C* d'une éprouvette à l'autre en est l'objectif final.

L'approche à deux paramètres ne peut se faire qu'avec un calcul par éléments finis. La loi de comportement discutée jusqu'ici convient plus à une approche analytique (calcul de C*, champ HRR, champ RR), on doit passer tout d'abord, par une partie décrivant une loi de comportement qui servira pour les simulations.

I. Simulation du comportement du 316 L(N) à 600°C

Cette partie est consacrée aux calculs élasto-viscoplastiques sur l'acier inoxydable austénitique 316L(N) - tôle SQ à 600°C. On s'intéressera essentiellement à l'identification d'une loi de comportement qui permet de reproduire les réponses de l'acier de la tôle SQ à 600°C en traction et en fluage. Le modèle choisi pour faire les simulations est le modèle DDI (Deux Déformations Inélastiques) [10].

I.1. Formalisme du modèle à Deux Déformations Inélastiques

Le modèle à Deux Déformations Inélastiques est un modèle non unifié. En effet, la déformation inélastique est supposée provenir d'une déformation purement plastique et d'une autre déformation associée aux phénomènes visqueux.

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \underline{\underline{\varepsilon}}_{in} = \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \underline{\underline{\varepsilon}}_p + \underline{\underline{\varepsilon}}_v \qquad \text{(III.1)}$$

Les mécanismes physiques responsables de la plasticité et du fluage dans les métaux à haute température permettent d'introduire l'idée de la décomposition adoptée dans le modèle DDI., et de la valider dans le cas d'un acier à haute température. Ce modèle utilise une approche thermodynamique classique et nécessite l'introduction de deux potentiels : plastique Ω_p et viscoplastique Ω_v.

A chaque mode de déformation que l'on a à décrire (plasticité, viscoplasticité) sont associées des variables internes spécifiques. L'interaction plasticité-viscoplasticité est alors décrite par des lois d'évolution dans lesquelles sont couplées les variables internes plastiques et viscoplastiques.

L'introduction de la notion des contraintes internes permet de définir la vitesse de déformation viscoplastique de la manière suivante, en uniaxial :

$$\dot{\varepsilon}_{vp} = \left(\frac{\sigma - \sigma_i}{K} \right)^n = \left(\frac{\sigma_v}{K} \right)^n \qquad \text{(III.2)}$$

où $\dot{\varepsilon}_{vp}$ est la vitesse de déformation viscoplastique, σ_i est la contrainte interne, σ est la contrainte appliquée, K et n sont les paramètres de la loi de comportement. On appelle contrainte visqueuse, notée σ_v, la différence entre σ et σ_i.

La contrainte interne peut être décomposée en la somme de contraintes élémentaires. En multiaxial, on peut décrire la contrainte visqueuse de la manière suivante [11, 12] :

$$\sigma_v = J\left(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\right) - R \qquad \text{(III.3)}$$

où J désigne une distance dans l'espace des contraintes. Pour un matériau obéissant au critère de Von Mises, on utilise :

$$J\left(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\right) = \left[\left(\frac{3}{2} \left(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}'\right) : \left(\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{X}}'\right) \right) \right]^{1/2} \qquad \text{(III.4)}$$

où $\underline{\underline{\sigma}}'$ et $\underline{\underline{X}}'$ représentent les déviateurs des tenseurs $\underline{\underline{\sigma}}$ et $\underline{\underline{X}}$.

Chaque terme de l'équation (III.3) représente une propriété que nous allons décrire dans ce qui suivra :

- R est le seuil viscoplastique. Il est gouverné par une loi d'écrouissage isotrope du matériau qui tend à élargir la taille du domaine élastique :

$$R = R_0 + Q(1 - e^{-b\varepsilon_{vp}}) \qquad \text{(III.5)}$$

où R_0, Q et b sont les paramètres de l'écrouissage isotrope.

- $\overline{\overline{X}}$ est appelée contrainte cinématique. Elle est gouvernée par une loi d'écrouissage cinématique non-linéaire qui représente la translation du domaine élastique dans l'espace des contraintes. En multiaxial, elle s'exprime sous la forme :

$$\overline{\overline{X}} = \frac{2}{3} C \overline{\overline{\alpha}} \qquad \text{avec} \qquad \dot{\overline{\overline{\alpha}}} = \dot{\overline{\overline{\varepsilon}}} - \frac{3}{2}\frac{D}{C}\overline{\overline{X}}\dot{\varepsilon}_{eq}$$

En uniaxial, $\dot{\overline{\overline{\varepsilon}}}_{vp}$ se réduit à $\dot{\varepsilon}_{eq} = \dot{\varepsilon}_{vp}$, on peut alors exprimer X de la manière suivante :

$$X = \frac{C}{D}(1 - e^{-D\varepsilon_{vp}}) \qquad \text{(III.6)}$$

où C et D sont les paramètres de l'écrouissage cinématique.

Nous pouvons maintenant exprimer la vitesse de déformation viscoplastique équivalente, en uniaxial ($\dot{\overline{\overline{\varepsilon}}}_{vp} = \dot{\varepsilon}_{eq} = \dot{\varepsilon}_{vp}$) :

$$\dot{\varepsilon}_{eq} = \left\langle \frac{J(\overline{\overline{\sigma}} - \overline{\overline{X}}) - R}{K} \right\rangle^n \qquad \text{(III.7)}$$

où <F> représente la partie positive de F.

I.2. Identification de la loi de comportement

L'identification des coefficients de la loi de comportement a été faite sur l'optimiseur du code Zébulon de l'Ecole des Mines de Paris [13]. Cette optimisation a été effectuée à partir d' un essai de traction et 6 essais de fluage (figure 4, chapitre II) effectués sur des éprouvettes lisses usinées à partir de la tôle SQ. Tous les essais ont été faits à 600°C.

Le modèle DDI intégré dans le code Zébulon possède plusieurs coefficients matériau. Le nombre de coefficients à prendre en compte dépend des mécanismes de déformations du matériau et des interactions entre ces mécanismes. Par exemple, A.Assire [14] a considéré, pour identifier une loi de comportement du 316 L(N) à 600°C, deux jeux de paramètres : le premier à 13 coefficients et le second à 23 coefficients. Le but de ces considérations est de représenter d'une manière optimale la réponse du matériau aux sollicitations auxquelles il est soumis. Dans notre cas (mise en charge et fluage pur) , on a retenu les coefficients suivants :

- Elasticité : E et ν
- Plasticité :
  - Ecrouissage isotrope : R_0 , Q et b

- Viscoplasticité
  - Viscosité : K et n
  - Ecrouissage cinématique : C et D

Les valeurs de ces coefficients sont représentées dans le tableau ci-dessous :

E	ν	R_0	Q	b	K	n	C	D
144000	0.3	125.42	720	2.8	793.5	7.73	2311.6	100

Tableau 1 : Coefficients de la loi de comportement du 316 L(N) – tôle SQ à 600°C

Afin de valider la loi de comportement identifiée, nous avons fait la comparaison entre les courbes expérimentales en traction et en fluage avec les courbes simulées correspondantes.

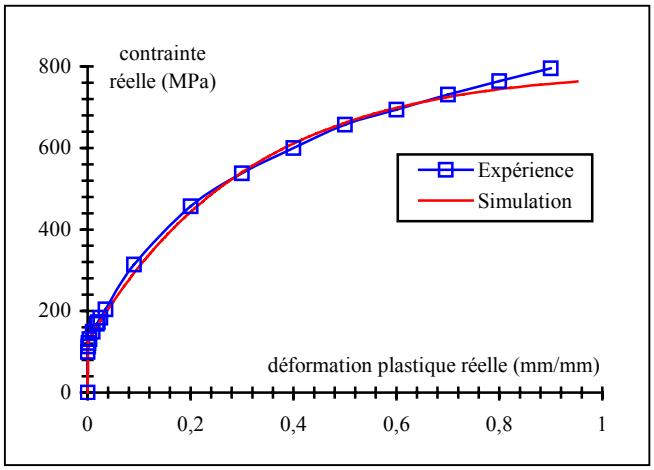


Figure 1 : Comportement en traction simple pour la tôle SQ du 316 L(N) à 600°C

Dans la figure 1, la courbe expérimentale a été extrapolée à des déformations élevées par la méthode de Bridgman [15]. Dans les figures 1 et 2, les résultats simulés sont présentés par des lignes continues. Ils sont en très bon accord avec les courbes expérimentales surtout durant le fluage secondaire (on signale une différence durant les 100 premières heures), ainsi on retient cette loi pour simuler les comportements des éprouvettes fissurées.

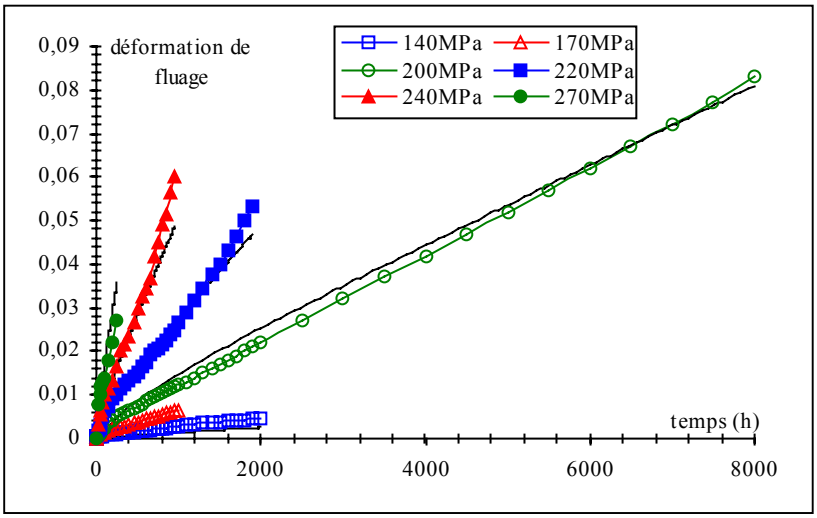


Figure 2 : Comportement en fluage pur pour la tôle SQ du 316 L(N) à 600°C.

I.3. Comportement des éprouvettes fissurées

Une fois que les coefficients de la loi de comportement sont optimisés sur des éléments de volume (éprouvettes lisses), nous simulons la mise en charge et le fluage des éprouvettes expérimentales fissurées CT, AX et DENT. Pour les simulations en fluage, on fera la comparaison jusqu'au temps de l'amorçage de la fissure du fait qu'on fait numériquement des calculs sur des fissures stationnaires.

I.3.1. Eprouvette CT

I.3.1.1. Montée en charge

Nous observons d'abord les courbes de déplacement à la mise en charge et signalons que R.Piques et D.Poquillon [15, 16] ont remarqué que l'état de l'éprouvette est intermédiaire entre contraintes planes et déformations planes, et que le meilleur accord avec l'expérience est obtenu avec des simulations en contraintes planes.

Nous présentons sur la figure 3 la courbe de mise en charge de la CT62, sachant que les résultats sont très comparables pour les autres éprouvettes.

A la fin de mise en charge, nous constatons que l'état de l'éprouvette est intermédiaire entre un état de contraintes planes et un état de déformations planes. Cependant nous remarquons que l'écart entre l'expérience et la simulation numérique en contraintes planes est supérieur à celui entre l'expérience et la simulation par éléments finis en déformations planes (par exemple, pour un chargement P = 3500N, $\delta_{DP} \approx 0.15$ mm, $\delta_{CP} \approx 0.6$ mm et $\delta_{exp} \approx 0.3$ mm).

Aussi, les simulations analytiques en utilisant le code EPRI montrent que, l'éprouvette est en état de déformations planes (pour P = 3500N, $\delta_{DP} \approx 0.3$ mm, $\delta_{CP} \approx 0.8$ mm et $\delta_{exp} \approx 0.3$ mm), ce qui nous amène à retenir cette hypothèse pour dépouiller les éprouvettes CT de R. Piques lors de la mise en charge. Cette hypothèse est très importante pour le calcul de la partie structure de la vitesse d'ouverture de la fissure, on reviendra plus en détail à ce point dans le chapitre IV.

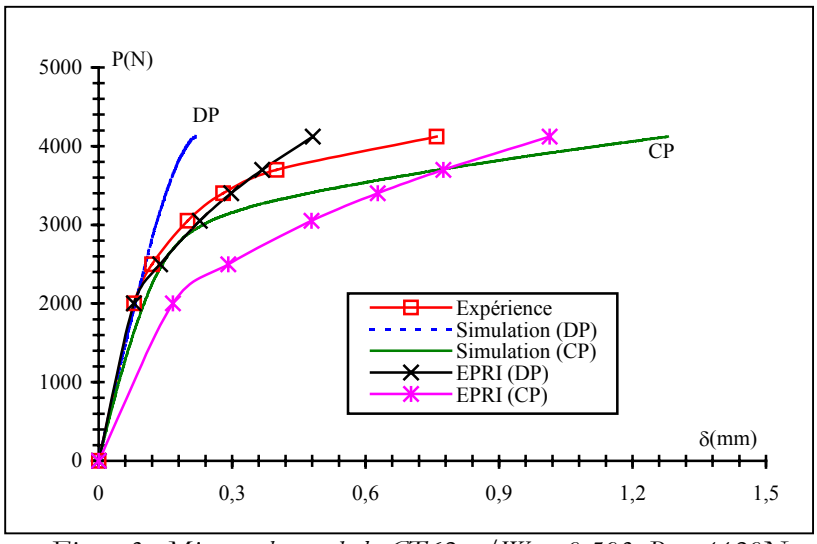


Figure 3 : Mise en charge de la CT62, a/W = 0.593, P = 4120N

Nos résultats nous ont permis de considérer une hypothèse de déformations planes pour l'éprouvette CT, cependant nous observons que R. Piques [15] opte pour une hypothèse de contraintes planes. On peut attribuer cette différence aux facteurs suivants :

- La loi de comportement : R.Piques a choisi pour modéliser ces essais une loi simple de type puissance, alors que nous avons opté pour un modèle un peu plus développé qui prend en considération plusieurs mécanismes de déformations.

- Les conditions de calcul : Les calculs réalisés par R.Piques ont été effectués uniquement en contraintes planes. Il s'est basé sur la faible épaisseur de l'éprouvette (B = 10 mm), et n'a pas effectué de calcul en DP. Ce qui élimine toute possibilité de comparaison.

I.3.1.2. Fluage

Nous avons effectué la comparaison simulation/expérience sur les courbes de déplacement d'ouverture de la fissure pour la CT62. On constate encore une fois que l'éprouvette est dans un état intermédiaire entre contraintes planes et déformations planes. De même, l'écart entre l'expérience et la simulation en contraintes planes est supérieur à celui entre l'expérience et la simulation en déformations planes, ce qui nous amène à considérer qu'en fluage, les éprouvettes de R.Piques sont plus proches d'un état de déformations planes. On note cependant qu'opter pour cette hypothèse (Déformations planes) implique forcément que l'intégrale J, par exemple, sera sous-estimée, (voir l'aire sous la courbe P(δ) en DP, figure 3).

Nous présentons ci-dessous la courbe expérimentale et celles simulées de la CT62, et nous signalons que les résultats sont très comparables pour les autres éprouvettes.

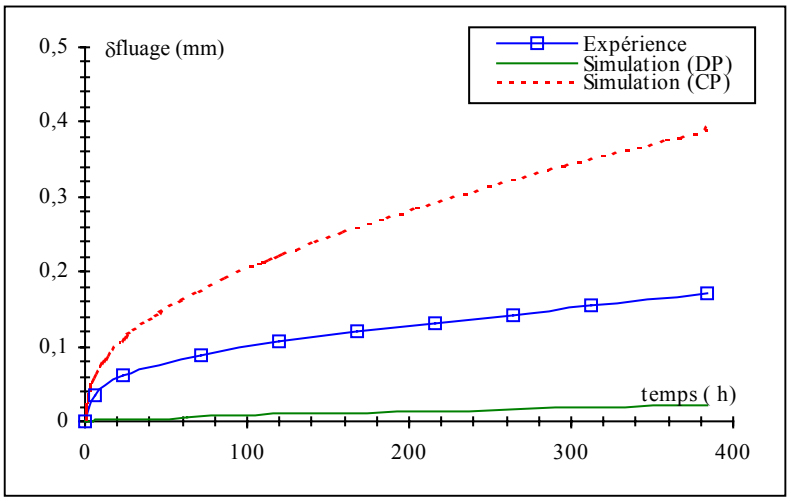


Figure 4 : Courbes de déplacements de l'ouverture de la CT62 en fluage

I.3.2. Eprouvette CCRB

I.3.2.1. Montée en charge

Le problème du choix de l'état de contraintes ne se pose pas et le calcul est fait en axisymétrique. L'accord est bon entre les résultats expérimentaux et les calculs comme le montre la figure 5, pour les éprouvettes CCRB12 et CCRB14. Il en est de même pour les autres éprouvettes.

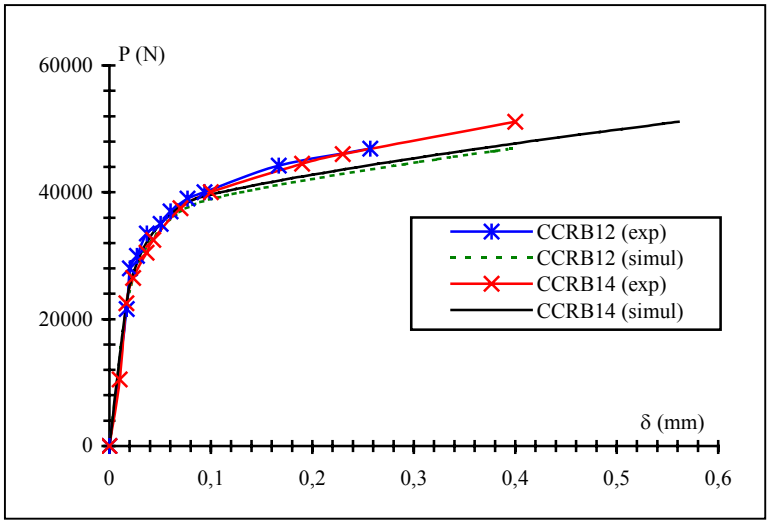


Figure 5 : Mise en charge des CCRB12 et CCRB14

I.3.2.2. Fluage

Nous présentons dans la figure 6, les résultats de la comparaison entre l'expérience (motif plein) et la simulation (motif vide) pour quatre éprouvettes axisymétriques (CCRB5, CCRB9, CCRB14 et CCRB19). En s'affranchissant des hypothèses contraintes planes ou déformations planes, les simulations avec les calculs axisymétriques sont en bon accord avec l'expérience.

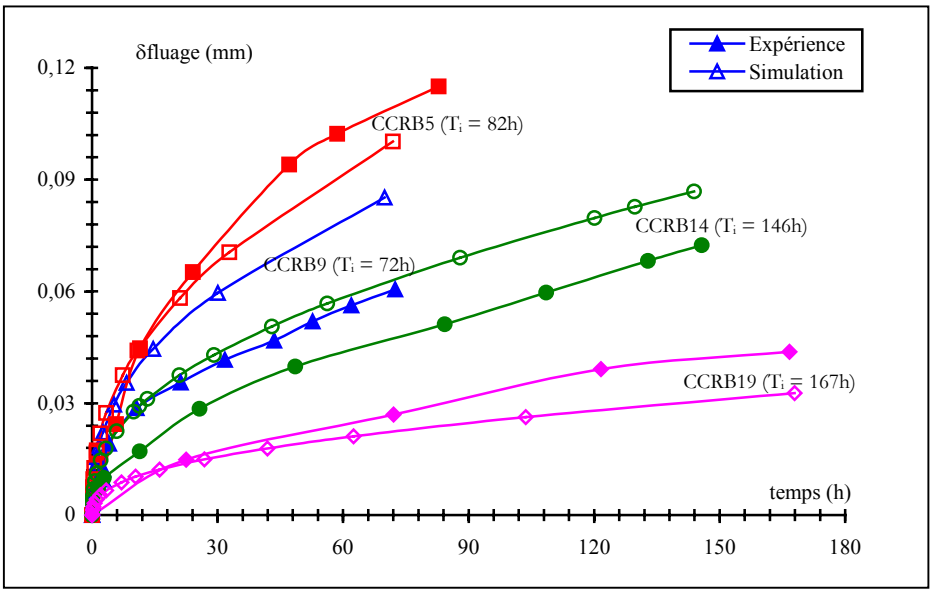


Figure 6 : Courbes de déplacements de l'ouverture des éprouvettes CCRB en fluage

I.3.3. Eprouvette DENT

I.3.3.1. Montée en charge

Nous représentons dans la figure 7 la mise en charge de l'éprouvette DENT2 uniquement, mais ce résultat est le même pour les deux autres DENT testées. On note, comme E.Maas [17] que ces éprouvettes sont dans état de contraintes planes en fin de mise en charge.

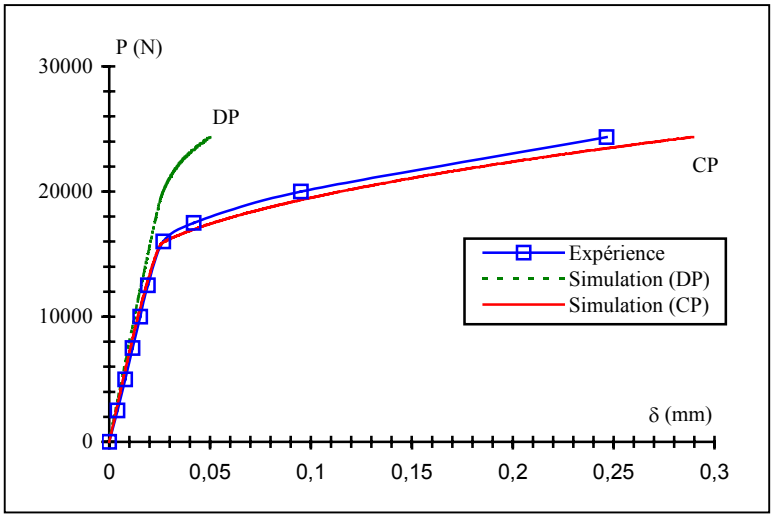


Figure 7 : Mise en charge de la DENT2, a/b = 0.65, P = 24356N

I.3.3.2. Fluage

Nous présentons dans la figure 8, les résultats de cette comparaison pour l'éprouvettes DENT2 La comparaison entre l'expérience et la simulation, pour cette éprouvette (ou pour la DENT3) ne nous donnent pas la possibilité de faire des comparaisons dans les premières phases du fluage. Ceci est attribué au manque de points expérimentaux dans les registres de ces essais. Nous rappelons que ces essais ont été réalisé en 1984, et nous ne disposons que des courbes (papiers) qui figurent dans la thèse de E.Maas [17]. Le manque de données fiables pour cette éprouvette entraînera sans doute plus d'incertitude de calcul lors des dépouillements.

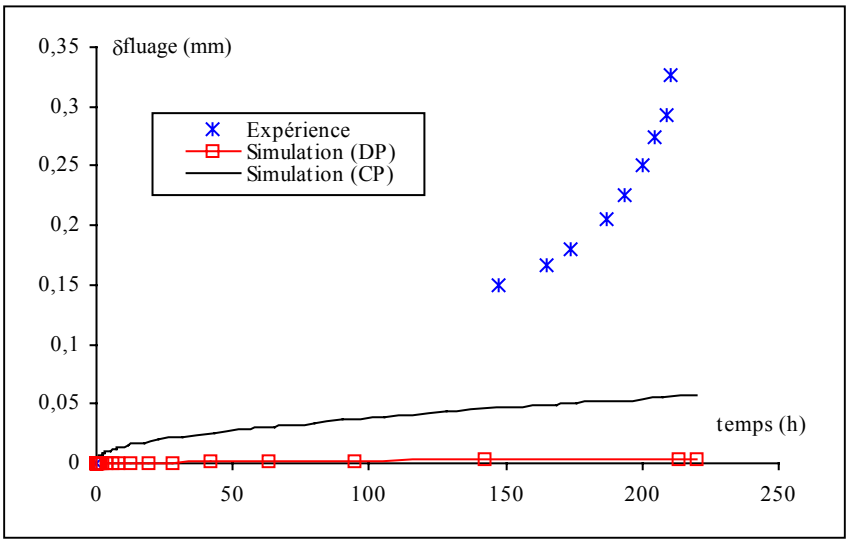


Figure 8 : Courbes de déplacements de l'ouverture de la DENT2 en fluage

Au terme de ce paragraphe, on a montré que la loi de comportement identifiée sur éprouvettes lisses (1 essai de traction et 6 essais de fluage) donne des résultats satisfaisants sur éprouvettes fissurées. Les écarts entre la simulation et l'expérience sont observés d'une part pour les éprouvettes DENT à cause de la non fiabilité des résultats expérimentaux et d'autre part pour les éprouvettes CT à cause des hypothèses de l'état de contraintes.

II. Etude des singularités élastoplastiques des contraintes

L' intégrale J et le facteur d'intensité de contrainte K sont deux grandeurs couramment utilisées en mécanique de la rupture. Elles permettent dans un état de plasticité confinée en pointe de fissure et donc de forte triaxialité, de représenter les champs de contraintes et de déformations en pointe de fissure. Un certain nombre de résultats accumulés au cours de ces dernières années montrent néanmoins que lorsque la plasticité se développe et que le facteur d'intensité de contrainte K n'est plus utilisable, l'intégrale J reste encore un paramètre intéressant à condition de l'associer à un second paramètre représentatif du degré de confinement de la plasticité en pointe de fissure. Ce deuxième paramètre est généralement issu des termes du second ordre des champs analytiques des contraintes en pointe de fissure [18].

Ce concept a fait apparaître un nombre relativement important d'approches. Nous citons en particulier les approches J-T et J-Q qui sont actuellement les plus récentes dans la littérature. Après un descriptif de ces approches et des méthodes d'évaluation des paramètres T et Q, nous étudions les champs de contraintes en élasto-viscoplasticité, et nous analysons l'existence d'un second terme représentatif du confinement ou non de la zone viscoplastique. Notre objectif est de vérifier si en élasto-viscoplasticité, le paramètre C* via le champ RR est capable de décrire correctement la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure, quelle que soit la géométrie de l'éprouvette et quelle que soit la taille de la fissure pour une géométrie donnée.

Pour ce faire, on examinera le comportement de quatre éprouvettes (CT, CCRB, DENT et CCP), avec quatre rapports de taille de fissure (0.1, 0.25, 0.5 et 0.6) en utilisant la loi de comportement de la tôle SQ identifiée à 600°C (modèle DDI), dans des états de contraintes planes et de déformations planes.

II.1. Elasticité linéaire : Approche K - T

II.1.1. Rappel

Pour un matériau élastique linéaire, le champ des contraintes devant une fissure est décrit par un terme singulier sous la forme :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + 0\left(\frac{1}{\sqrt{r}}\right) \qquad \text{(III.8)}$$

Avec K_I : facteur d'intensité des contraintes en mode I (par exemple)
$f_{ij}(\theta)$: fonction de θ, indépendante de la géométrie et du chargement [4].
r, θ : coordonnées polaires définies sur la figure 9.

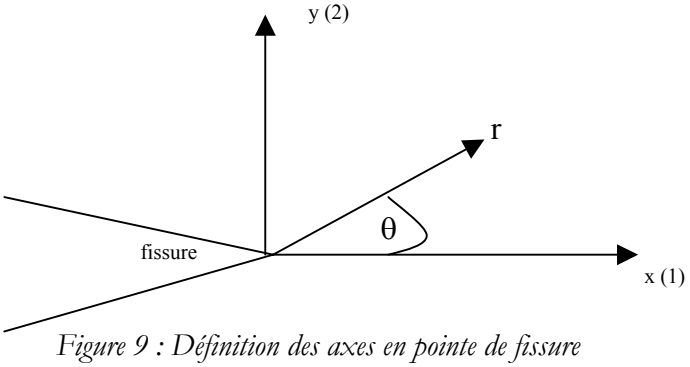


Figure 9 : Définition des axes en pointe de fissure

Dès que l'on s'éloigne de la fissure, d'autres termes dits "réguliers" interviennent. Le symbole $0(\frac{1}{\sqrt{r}})$ signifie que ces termes sont négligeables devant $\frac{1}{\sqrt{r}}$ quand r → 0. Dès 1957, Williams [19] propose de tenir compte d'un terme supplémentaire (contrainte T) dans le développement des champs de contraintes et de déplacements en pointe de fissure pour un matériau élastique (en 2D). Ainsi, il propose de réécrire le champ des contraintes au voisinage de la pointe de fissure comme suit :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T\delta_{xi}\delta_{xj} + 0(\frac{1}{\sqrt{r}}) \qquad \text{(III.9)}$$

La contrainte T (fonction du chargement) apparaît comme une contrainte parallèle au plan de la fissure et intervient uniquement sur σ_{xx} (en 2D). La contrainte T a pour effet de modifier, également, le terme hydrostatique du tenseur des contraintes : $\sigma_m = (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})/3$. De plus, pour une même valeur du facteur d'intensité des contraintes K, la taille de la zone plastique tend à être confinée (étendue) lorsque la valeur de T est positive (négative). Pour une contrainte T positive (négative), la zone plastique se "propage" vers l'arrière (l'avant) de la fissure [20]. Ceci est dû à l'influence de la contrainte T sur la triaxialité des contraintes et la plus grande contrainte principale. Hancock et al [21, 22] ont proposé d'associer ce paramètre à J_{Ic} (ou K_{Ic}) pour décrire les différents mécanismes de rupture (ductile, fragile). La représentation des différentes ruptures dans un digramme (J_{Ic} – T) donne alors une courbe unique. Cette proposition a été vérifiée par des essais expérimentaux [21, 22] dans les cas de la déchirure ductile et de la rupture fragile.

La contrainte T est proportionnelle au chargement appliqué (i.e. au facteur d'intensité des contraintes K) et est donc difficile d'accès pour l'expérimentateur. Pour pallier à ce problème, Leevers et Radon [23] ont introduit un paramètre adimensionnel de la contrainte T, le paramètre B (que nous noterons β pour éviter toute confusion avec l'épaisseur), appelé taux de biaxialité de la fissure ("crack biaxiality ratio") :

$$\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I}$$

Avec a : longueur de la fissure de l'éprouvette.

Ce paramètre présente l'avantage de dépendre uniquement de la géométrie de l'éprouvette. Pour les géométries dites de "traction" (CCP, DENT, CCRB par exemple), la valeur du paramètre β est négative. Les géométries de "flexion" (CT, flexion 3 points (SENB) par exemple) ont une valeur de β positive [18]. Connaissant la valeur du paramètre β pour une géométrie donnée, il est aisé de retrouver la contrainte T associée à l'éprouvette et au chargement appliqué.

Pour le cas où la plasticité n'est plus confinée, le paramètre T est calculé à partir de la composante élastique de l'intégrale J :

$$K_I = \sqrt{\frac{J_e E}{(1-\nu^2)}} \qquad \text{en déformations planes}$$

On en déduit alors que :

$$T = \frac{\beta K_I}{\sqrt{\pi a}} \qquad \text{(III.10)}$$

Il est évident que l'application de cette approche nécessite la connaissance de la valeur du paramètre β pour l'éprouvette étudiée. De nombreux auteurs ont évalué ce paramètre pour

différentes géométries fissurées mais avec des méthodes plus au moins complexes. Nous en présentons dans ce qui suit deux simples.

II.1.2. Détermination du paramètre β

II.1.2.1. Calcul du paramètre β à partir du lissage en contraintes

En reprenant les résultats de M.L.Williams (éq. III.9), et en considérant les termes d'ordre $r^{1/2}$ non nuls, L.Bauvineau [18] propose d'écrire la contrainte σ_{xx} en pointe de fissure comme suit :

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos(\frac{\theta}{2}) \left[1 - \sin(\frac{\theta}{2}) \sin(\frac{3\theta}{2}) \right] + T + A(\theta)\sqrt{r} + 0(r) \qquad \text{(III.11)}$$

sachant que $\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I}$, il définit une fonction β* telle que :

Pour θ = 0 (ligament) :
$$\beta^* = \beta + A_1\sqrt{r} = \frac{\sqrt{\pi a}}{K_I} \left[\sigma_{xx} - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \right] \qquad \text{(III.12)}$$

En traçant la fonction β* en fonction de $r^{1/2}$, on obtient une droite. La valeur de β est ensuite déduite par extrapolation de cette droite à la pointe de la fissure (pour r = 0).

II.1.2.2. Calcul du paramètre β à partir du lissage en différence de contraintes

Cette méthode se rapproche de celle développée par Wang [24]. En prenant l'expression du champ de contraintes σ_{xx} et σ_{yy} en pointe de fissure (éq. III.9), nous avons :

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos(\frac{\theta}{2}) \left[1 - \sin(\frac{\theta}{2}) \sin(\frac{3\theta}{2}) \right] + T + 0(r) \qquad \text{(III.13)}$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos(\frac{\theta}{2}) \left[1 + \sin(\frac{\theta}{2}) \sin(\frac{3\theta}{2}) \right] + 0(r) \qquad \text{(III.14)}$$

Pour le ligament (θ = 0), les équations (III.13) et (III.14) se simplifient et se mettent sous la forme :

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} + T + 0(\sqrt{r}) \qquad \text{(III.15)}$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} + 0(\sqrt{r}) \qquad \text{(III.16)}$$

En effectuant ensuite la différence des solutions numériques (éq. III.13) et (éq. III.14), nous déduisons que :

$$T = \sigma_{xx} - \sigma_{yy} + 0(\sqrt{r})$$

$$\beta = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})\frac{\sqrt{\pi a}}{K_I} + 0(\sqrt{r})$$

En tenant compte des premiers termes d'ordre supérieur du champ des contraintes ($r^{1/2}$) afin d'effectuer un lissage, nous pouvons définir une fonction β^* telle que :

$$\beta^* = \beta + D\sqrt{r} = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})\frac{\sqrt{\pi a}}{K_I} \qquad \text{(III.17)}$$

D'une façon identique aux méthodes précédentes, la valeur du paramètre β est ensuite déduite par extrapolation de la "droite" $\beta^* = f(r^{1/2})$ à la pointe de la fissure (pour $r = 0$).

II.2. Plasticité étendue

II.2.1. Approche J-Q : Champs HRR

Dans le cas d'un matériau ayant un comportement élastique non linéaire de la forme $\varepsilon = B_0 \sigma^n$, ($B_0$ et n sont des constantes) Hutchinson [1], Rice et Rosengren [2] (HRR) ont proposé une méthode pour le calcul des contraintes au voisinage de la pointe de fissure. Cette méthode permet d'avoir la répartition des contraintes et des déformations en fonction de J, de la position du point considéré et des paramètres de la loi d'écrouissage.

Ainsi, le champ de contrainte HRR est basé sur la connaissance de l'intégrale J de Rice qui est le paramètre caractéristique de la singularité en pointe de la fissure.

Dans l'analyse du champ HRR, la formule qui donne par exemple la plus grande contrainte principale sur le ligament ($\theta = 0$) s'écrit :

$$\sigma_{22} = \left(\frac{J}{B_0 I_n r}\right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_\theta(0, n) \qquad \text{(III.18)}$$

Où $\tilde{\sigma}_\theta(\theta, n)$ et I_n sont des constantes pour θ et n fixés, tabulées par exemple dans [25].
Par commodité, on définit les axes pour la fissure comme dans la figure (9)

Compte tenu de la forme des champs de type HRR, ce ne sont pas les différents calculs de J qui peuvent justifier les écarts observés entre les champs analytiques (HRR) et les champs des contraintes issues des simulations numériques. Ces écarts sont à mettre en relation avec les problèmes de non confinement de la plasticité dans une éprouvette donnée. Dans le but de prendre en compte ces effets de non confinement, O'Dowd et Shih [5, 6] proposent une extension de l'expression du champ HRR :

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{J}{B_0 I_n r}\right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) + Q\left[\frac{r}{J/\sigma_0}\right]^q \hat{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad + \text{termes d'ordres sup.} \qquad \text{(III.19)}$$

Pour des valeurs du coefficient d'écrouissage n comprises entre 5 et 20 ($5 \le n \le 20$), O'Dowd et Shih montrent que l'exposant q est proche de zéro ($q \approx 0$). Pour un angle : $|\theta| < \frac{\pi}{2}$, les fonctions angulaires $\hat{\sigma}_{\theta\theta}$ et $\hat{\sigma}_{rr}$ sont équivalentes et constantes ($\hat{\sigma}_{\theta\theta} \approx \hat{\sigma}_{rr} \approx cste$; et la valeur de $\hat{\sigma}_{r\theta}$ est négligeable devant celle de $\hat{\sigma}_{\theta\theta}$ ($|\hat{\sigma}_{\theta\theta}| >> |\hat{\sigma}_{r\theta}|$. L'expression du champ des contraintes peut alors être mise sous la forme suivante :

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{J}{B_0 I_n r} \right)^{1/n+1} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n) + Q\sigma_0 \delta_{ij} \qquad \text{(III.20)}$$

Le paramètre Q est appelé facteur d'amplitude du champ du second ordre ("amplitude factor of the second-order field") ou paramètre de triaxalité du confinement ("triaxiality constraint factor"). Il a pour définition :

$$Q = \frac{\sigma_{22}^{numérique} - \sigma_{22}^{HRR}}{\sigma_0} \qquad \text{(III.21)}$$

Lorsque la plasticité est confinée en pointe de fissure, O'Dowd et Shih proposent également l'expression suivante du paramètre Q :

$$Q = \frac{\sigma_{22}^{numérique} - \sigma_{22}^{SSY}}{\sigma_0} \qquad \text{(III.22)}$$

Où la contrainte σ_{22}^{SSY} correspond au champ de contraintes en plasticité confinée ("Small Scale Yielding"). Le paramètre Q traduit en quelque sorte la différence entre le champ réel généré dans la structure et un champ de référence. Le choix du champ de référence (σ^{HRR} ou σ^{SSY}) ne semble pas avoir beaucoup d'influence pourvu que la référence soit identique le long des calculs. Une valeur négative (positive) de Q entraîne une réduction (augmentation) de la contrainte hydrostatique, c'est à dire une diminution (augmentation) du taux de triaxialité.

II.2.2. Détermination du paramètre Q

Pour déterminer le paramètre Q, O'Dowd et Shih, [5, 6], définissent la fonction $Q(\tilde{r})$

$$Q(\tilde{r}) = \frac{\sigma_{22}^{numérique}(\tilde{r}) - \sigma_{22}^{HRR}(\tilde{r})}{\sigma_0} \quad \text{avec} \quad \tilde{r} = \frac{r\sigma_0}{J} \qquad \text{(III.23)}$$

Ils proposent de déterminer cette valeur dans l'intervalle $1 \le \tilde{r} \le 5$ où la fonction $Q(\tilde{r})$ devrait rester constante. Pour ce faire, ils introduisent le paramètre Q' = ¼ [Q(5) – Q(1)] tel que si $|Q'| < 0.1$, la différence entre les deux champs est effectivement constante dans l'intervalle $1 \le \tilde{r} \le 5$. Si Q' est largement supérieur à 0.1, la variation des niveaux de contraintes est comparable à la limite élastique σ_0, dans ce cas la valeur du paramètre Q est déterminée pour $\tilde{r} = 2$. Ces conditions sur la distance r permettent de situer la zone d'étude en dehors de l'influence de l'émoussement et d'obtenir une valeur du paramètre Q sensiblement constante.

On note, cependant, que la plupart des études qui ont été réalisées pour développer cette approche introduisant le paramètre du second ordre Q, [5, 6, 7, 8] a traité essentiellement des cas où le coefficient d'écrouissage n est supérieur à 5. D'autres auteurs [9, 26], ont constaté qu'en fonction de la valeur du coefficient d'écrouissage n, d'autres termes d'ordre supérieur ne sont plus

négligeables, et pour mieux décrire la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure, ils introduisent des termes de troisième, quatrième et parfois de cinquième ordre. Les mêmes auteurs ont constaté qu'un développement limité à des ordres supérieures simule correctement la distribution des contraintes. Dans le cas de notre étude, l'acier inoxydable austénitique 316 L((N) - tôle SQ, est un matériau qui s'écrouit beaucoup lors de la mise en charge. (coefficient d'écrouissage identifié par R.Piques [15] à 600°C est d'environ 2.5). Cette valeur est visiblement plus faible que celles trouvées dans la littérature. Cela pourrait faire apparaître un comportement inattendu pour ce matériau.

II.2.3. Etude des singularités de contraintes

On rappelle que dans cette partie, on s'intéressera aux distributions de contraintes au voisinage de la pointe de fissure le long du ligament non fissuré ($\theta = 0$) dans le cas de plusieurs géométries (quatre éprouvettes avec quatre rapports de tailles de fissures chacune), dans les états de contraintes planes et de déformations planes. Le matériau de cette étude est la tôle SQ de l'acier inoxydable austénitique 316 L(N), testée à 600°C.

Pour les champs numériques, on utilise la loi de comportement DDI (identifiée au paragraphe I.2), alors que pour le calcul des champs HRR (éq. III.18), on utilise les coefficients de la loi de comportement ($\varepsilon = B_0 \sigma^n$) identifiée par R.Piques [15] et la fonction $\tilde{\sigma}(\theta, n)$ tabulée dans la référence [25]. On résume, dans le tableau ci-dessous, toutes les constantes qui nous ont servi aux dépouillements des résultats.

n	B_0	I_n (DP)	$\tilde{\sigma}(0, n)$ (DP)	I_n (CP)	$\tilde{\sigma}(0, n)$ (CP)
2.4968	$2.86\ 10^{-8}$	5.66	1.807	4.03	1.08

Tableau 2 : Constantes de dépouillement

Les expressions utilisées pour le calcul de la fonction I_n sont les suivantes [27] :

En déformations planes (DP)
$$I_n = 10.3\left(0.13 + \frac{1}{n}\right)^{\frac{1}{2}} - \frac{4.6}{n} \qquad \text{(III.24)}$$

En contraintes planes (CP)
$$I_n = 7.2\left(0.12 + \frac{1}{n}\right)^{\frac{1}{2}} - \frac{2.9}{n} \qquad \text{(III.25)}$$

A notre connaissance, il n'existe aucune référence pour calculer les fonctions I_n et $\tilde{\sigma}(\theta, n)$ pour une éprouvette axisymétrique fissurée. Toutefois, nous avons calculé les champs HRR de cette éprouvette avec les hypothèses contraintes planes et déformations planes en considérant que ces deux conditions encadrent le champ réel. Dans le cas des éprouvettes CT, CCP, et DENT, on détermine les champs HRR en utilisant le paramètre J calculé par la méthode EPRI. Pour l'éprouvette CCRB, ce paramètre est calculé par la méthode EMP. On rappelle ci dessous les expressions de calcul de J et les fonctions h_1 (a/b, n) utilisées dans le code EPRI [28]. Pour l'éprouvette CT, b = W.

$$J^P_{EPRI} = B_0 \sigma_0^{n+1} (b-a)\, h_1\left(\frac{a}{b}, n\right)\left[\frac{P}{P_0}\right]^{n+1} \qquad \text{(III.26)}$$

$$J^{EMP}(CCRB) = \frac{n-1}{n+1}\frac{P\delta}{2\pi R^2} \qquad \text{(III.27)}$$

n = 2.5	CT		CCP		DENT	
$h_1(a/b, n)$	DP	CP	DP	CP	DP	CP
a/b = 0.1	2.15*	1.54*	3.834	3.789	0.847	0.922
a/b = 0.25	1.916	1.371	3.109	3.054	1.35	1.295
a/b = 0.5	1.376	0.991	2.245	2.13	2.455	1.425
a/b = 0.6	1.346	0.953	1.937	1.801	3.415	1.371

Tableau 3 : constantes $h_1(a/b, n)$ du code EPRI pour les différentes éprouvettes

** : Les constantes h_1 $(a/W = 0.1, n)$ pour l'éprouvette CT en déformations et contraintes planes n'existent pas dans les tableaux du code EPRI [28]. Nous avons alors extrapolé cette fonction pour cette valeur. Donc, il faut être prudent lors de l'interprétation des résultats issus des calculs sur l'éprouvette CT avec $a/W = 0.1$.*

Les calculs numériques ont été réalisés en contraintes planes et en déformations planes pour les éprouvettes (CT, CCP, et DENT) et en axisymétrique pour l'éprouvette CCRB. Pour des raisons de symétrie, on ne maille que la moitié de l'éprouvette CT, le quart des éprouvettes CCP, et DENT, et le quart d'un plan méridien de l'éprouvette CCRB (figure 1, annexe 3). La longueur caractéristique de la maille quadratique de type c2d8r pour CT, CCP et DENT et cax8r pour CCRB est de 50µm. Pour toutes les éprouvettes, les degrés de liberté suivant la direction (Oy) des nœuds du ligament non fissuré situés sur l'axe (Ox) sont bloqués.

La démarche que nous allons suivre peut être résumé par le plan suivant qui traite de 3 effets (géométrie d'éprouvette, chargement, taille de la fissure)

1. Effet de la géométrie d'éprouvette : sur les quatre géométries d'éprouvette analysées (CT, CCRB, CCP et DENT), on fixe la taille de la fissure à a/b = 0.5. Le chargement de chaque type d'éprouvette est choisi de manière à obtenir un temps de stabilisation en fluage secondaire « raisonnable ». Ce chargement est dans tous les cas supérieur à la charge limite de l'éprouvette. (voir tableaux 5, 7, 9, et 11). On étudie alors en contraintes et déformations planes, les singularités des contraintes élastoplastiques ainsi que le paramètre Q.

2. Effet du chargement : on étudie, en déformations planes, l'effet du chargement sur deux éprouvettes : CT et DENT contenant des fissures de taille a/b = 0.5. On analysera l'évolution de Q par rapport au niveau de chargement.

3. Effet de la taille de fissure : On traite dans cette partie, les singularités des contraintes pour les quatre éprouvettes, avec quatre rapports de taille de fissure. Les chargements appliqués diminuent quand a/b augmente.

II.2.3.1. Effet de la géométrie

On trace dans la figure 10 l'évolution du paramètre Q en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour les éprouvettes CT, CCRB, CCP et DENT contenant des fissures telles que a/b = 0.5. Cette figure montre qu'en état de contraintes planes, le deuxième paramètre Q des éprouvettes CCP et DENT est quasi nul, il est négatif ($Q \approx -0.5$) pour l'éprouvette CT et positif ($Q \approx 1$) pour la CCRB. En état de déformations planes, le paramètre de confinement des éprouvettes CT, CCP et DENT est négatif, tandis que celui de l'éprouvette CCRB reste positif ($Q \approx 0.7$).

On rappelle que pour l'éprouvette CCRB, les calculs se basent sur des hypothèses (contraintes ou déformations planes) qui ne sont pas judicieuses. Nous n' en avons tracé les courbes qu' à titre indicatif. Mais, il ne faut pas accorder trop d'importance aux résultats obtenus sur cette

éprouvette. De la même manière, les valeurs de Q indiquées dans la figure 10 sont données pour une géométrie donnée, a/b = 0.5 et pour des chargements différents selon les éprouvettes. De cette figure, nous retiendrons la stabilité de la valeur de Q pour ces cas particuliers dans le domaine $2 < r/(J/\sigma_0) < 5$.

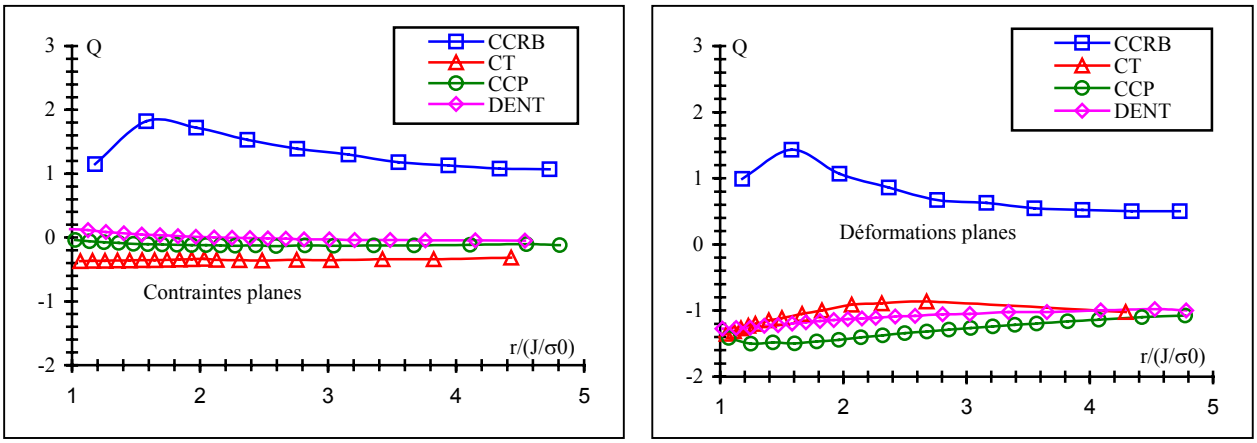


Figure 10 : Evolution de Q en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour toutes les éprouvettes (a/b = 0.5)

II.2.3.2. Effet du chargement

On analyse dans cette partie l'effet du chargement sur le paramètre Q dans le cas de deux éprouvettes : CT (flexion) et DENT (traction) en état de déformations planes et en fixant a/b = 0.5. Les chargements appliqués lors des simulations sont calculés en fonction des chargements limites de chaque éprouvette, calculés d'après le code EPRI [28].

On résume dans le tableau ci-dessous les valeurs de ces chargements.

Eprouvette	Chargement limite P_0 (N)	P_{app}/P_0
CT	590.3	3/4 ; 1 ; 5/4 ; 3/2 ; 2
DENT	2037.5	1 ; 3/2 ; 7/4 ; 2

Tableau 4 : chargements imposés

L'évolution du paramètre Q en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour les deux éprouvettes est représentée dans la figure 11.

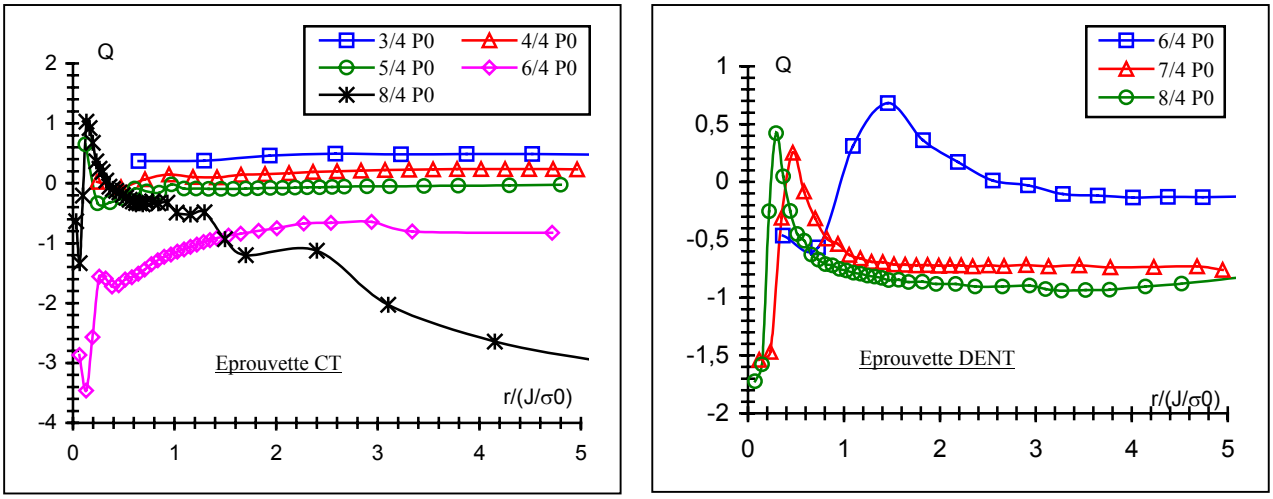


Figure 11 : Evolution de Q en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ (CT et DENT, a/b = 0.5)

Pour l'éprouvette CT, on remarque que le paramètre Q est bien constant dans l'intervalle [1,5] sauf pour le chargement $2P_0$ (J = 192.19 KJ/m²). La dépendance de Q par rapport à la distance à la pointe de fissure implique que l'exposant q (éq. III.19) n'est pas nul, et par conséquent, on ne peut pas appliquer l'approche J – Q dans ce cas. On retrouve pour un chargement faible ($3/4P_0$) la valeur positive de Q ≈ 0.5 rencontrée souvent dans la littérature. Ceci est dû au comportement singulier de l'acier 316L(N) qui s'écrouit beaucoup. Dans la suite, nous avons opté pour un chargement plus élevé pour réduire le temps de stabilisation en fluage secondaire. Pour l'éprouvette DENT, le paramètre Q est constant dans l'intervalle d'étude. On trace dans la figure 12 l'évolution du paramètre Q en fonction du chargement pour les deux éprouvettes.

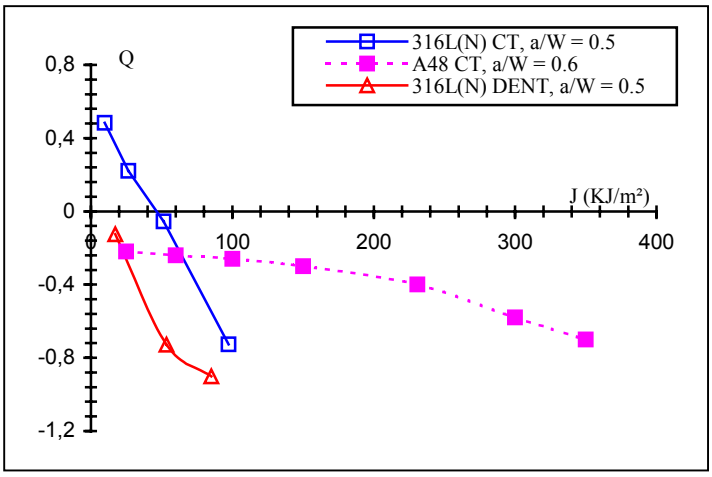


Figure 12 : Evolution de Q en fonction du chargement (CT et DENT, a/b = 0.5)

Pour l'acier 316 L(N), le paramètre Q décroît lorsque le chargement augmente, et ce pour les deux éprouvettes, cette diminution est presque linéaire. On note que les valeurs du deuxième paramètre pour l'éprouvette CT sont toujours supérieures à celles de l'éprouvette DENT. Ainsi, on peut déduire que l'éprouvette DENT confine moins la plasticité que l'éprouvette CT. Nous retrouvons donc un résultat classique de la littérature faisant mention qu'une éprouvette de flexion (SENB, CT) confine plus (Q > 0 et de niveau élevé) qu'une éprouvette de traction (CCP, DENT). A titre comparatif, nous traçons sur la figure 12 l'évolution de Q pour l'acier au manganèse (A48 CT a/W=0.6) : la diminution de Q est moins marquée que pour le 316L(N).

II.2.3.3. Effet de la taille de fissure

II.2.3.3.1. Eprouvettes CT

Avant d'étudier les singularités de contraintes pour l'éprouvette CT, on tient à signaler la particularité d'un rapport de taille de fissure, a/W = 0.1 (fissures courtes). Bauvineau [18] montre par exemple que la plasticité peut s'écouler en arrière de la fissure. Par conséquent, le paramètre de chargement J n'est plus pertinent pour décrire les champs de contraintes au voisinage de la fissure et en particulier dans le ligament restant. Ce cas est fréquemment rencontré pour des aciers ferritiques, qui ne s'écrouissent pas pendant la mise en charge. Pour le 316L(N) (n = 2.5), nous avons jugé essentiel d'étudier cet effet de petite fissure d'autant plus que le code EPRI ne fournit pas les valeurs des fonctions tabulées pour une taille de fissure de a/W=0,1. La figure 11 montre les zones plastiques, définies par les régions où la déformation plastique cumulée (epcum) est supérieure ou égale à 0.2%, de deux éprouvettes CT (a/W = 0.1), en état de déformations planes, soumises au même chargement. Il s'agit de deux éprouvettes simulées avec le comportement de l'acier 316L(N) (n = 2.5) pour la première et de l'acier au Carbone – Manganèse de type A48 (n = 4) [18] pour la seconde.

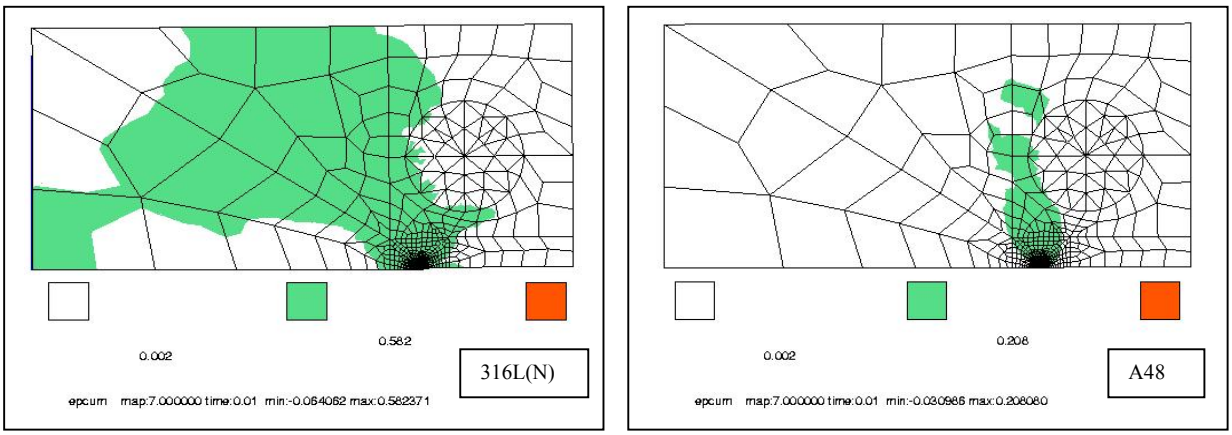


Figure 13 : zones plastiques du 316L(N) et du A48 (CT, a/W = 0.1)

La figure 13 montre que, pour l'acier 316 L(N), la plasticité envahit une bonne partie du ligament, tandis que pour l'acier A48, la plasticité reste assez localisée et le ligament reste élastique. La figure 14 représente, pour des éprouvettes CT, en déformations planes, telles que le rapport de taille de fissure a/W = 0.1 et 0.5, l'évolution de la déformation plastique cumulée, en fonction de la distance à la pointe de la fissure. On représente par des motifs pleins l'acier 316 L(N) et par des motifs vides l'acier A48.

Cette figure montre que, lorsqu'il s'agit de fissure longue (a/W = 0.5), les deux matériaux se plastifient le long du ligament et que la déformation plastique cumulée du 316 L(N) est supérieure à celle de l'acier A48. Pour les fissures courtes (a/W = 0.1), l'acier austénitique 316 L(N) se plastifie, tandis que l'acier au manganèse A48 reste élastique le long du ligament (epcum < 0.2%). Ainsi, pour l'éprouvette CT en acier 316 L(N), le cas a/W = 0.1, n'est pas considéré comme une petite fissure et donc pourra être traité, comme les autres rapports de taille de fissure, en utilisant les paramètres de la mécaniques non linéaire de la rupture.

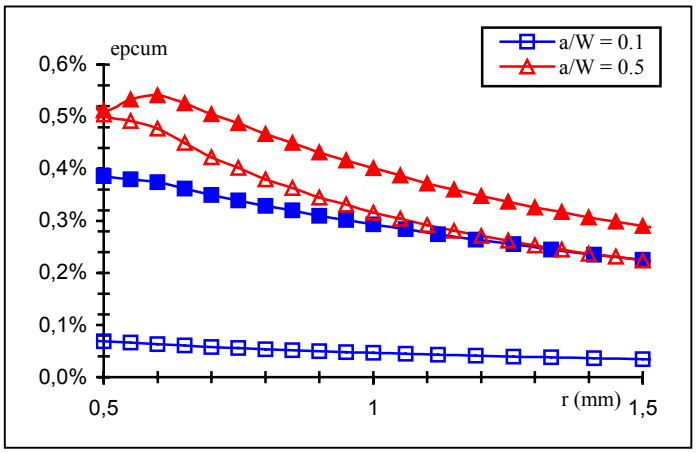


Figure 14 : zones plastiques du 316L(N) et A48 (CT, a/W = 0.1et 0.5)

On donne dans le tableau 5 toutes les données qui nous ont permis de faire les calculs numériques et analytiques en élastoplasticité et en viscoplasticité pour l'éprouvette CT.

On signale que pour toutes les éprouvettes et tous les rapports de taille de fissure, les chargements ont été choisis pour avoir une stabilité du paramètre C* et donc du fluage secondaire pendant des temps de calcul raisonnables.

a/W	P/B (DP)	P/B (CP)	P_0/B (DP)	P_0/B (CP)	J (DP)	J (CP)	P/P_0 (DP)	P/P_0 (CP)
0.1	3000	3000	2337	1720	113.95	238.30	1.28	1.74
0.25	2200	1600	1511	1112	131.40	90.15	1.46	1.44
0.5	1000	700	590	434	106.92	64.59	1.69	1.61
0.6	700	600	358	264	137.82	166.19	1.95	2.28

Tableau 5 : données pour les calculs numériques et analytiques (éprouvette CT)

** DP : déformations planes, CP : contraintes planes*
** Les chargements (P/B) sont donnés en N/mm (B étant l'épaisseur de l'éprouvette)*
** Le paramètre J en N/mm.*
** Pour l'éprouvette CT, W = 40mm.*

En examinant la figure 3 de l'annexe 3, on note que dans les deux états de contraintes, les champs HRR calculés analytiquement sont en bon accord avec les champs numériques correspondants et ce pour les deux rapports de tailles de fissure a/b = 0.25 et 0.5. C'est à dire, que pour ces deux cas, seul le paramètre J est capable de décrire la distribution des contraintes. Dans la figure qui suit, on trace l'évolution de la fonction $Q(\tilde{r})$ dans l'intervalle [1,5].

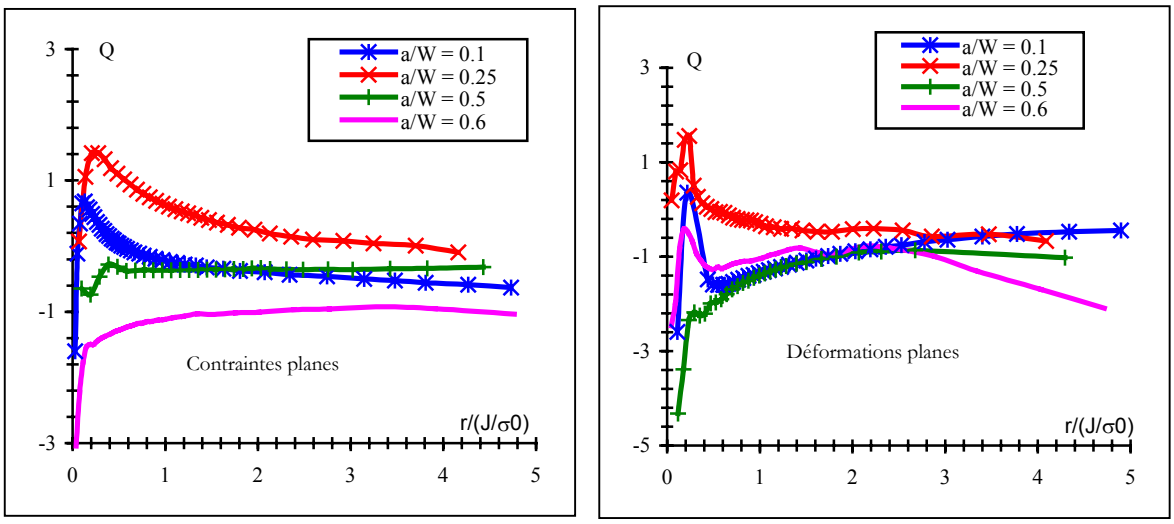


Figure 15 : Evolution de Q en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour l'éprouvette CT

Le tableau 6 représente, pour les différents rapports de taille de fissure, les valeurs de Q pour la distance $\tilde{r} \approx 2$.

a/W	J/σ_0 (mm)		Q	
	DP	CP	DP	CP
0.1	0.091	1.9	-0.66	-0.51
0.25	1.05	0.718	-0.56	0.06
0.5	0.855	0.515	-0.93	-0.34
0.6	1.1	1.325	*	-0.97

Tableau 6 : Valeurs de Q pour les différentes tailles de fissures (CT)

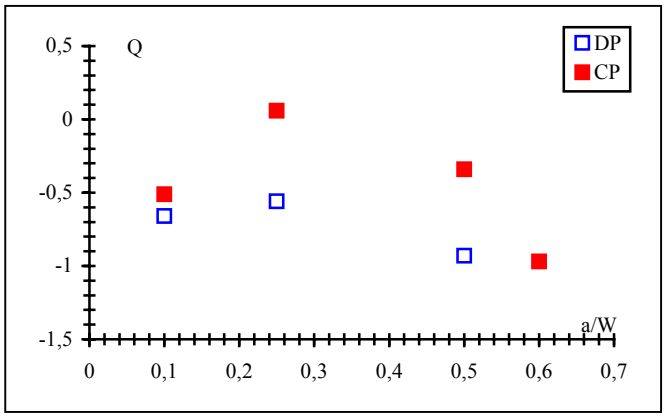


Figure 16 : Evolution de Q en fonction de a/W pour l'éprouvette CT

D'après les figures 15 et 16, les éprouvettes CT contenant des fissures très longues (a/W = 0.6) en déformations planes présentent un problème de validité du paramètre Q.

En effet, la figure 15, montre que l'évolution du paramètre Q dépend de la distance à la pointe de fissure, de ce fait l'exposant q de l'équation (III.19), n'est plus proche de zéro, et par conséquent la valeur de Q n'est pas stable.

Nos résultats sont en accord avec les constatations d' O'Dowd et Shih [6], qui ont montré que pour les éprouvettes de flexion (CT, SENB), en état de déformations planes, le paramètre Q varie linéairement avec la distance r dans l'intervalle [1,5] pour des cas où le rapport de taille de fissure est supérieure ou égale à 0.6. Pour les éprouvettes CT en acier 316L(N), nous pouvons donc tirer les conclusions suivantes :

- Les valeurs de Q en CP sont toujours supérieures à celles en DP pour n'importe quel rapport a/W ;

- On peut effectuer le calcul de Q même pour les petites fissures a/W = 0,1 lorsqu'il s'agit d'un matériau très écrouissable comme le 316L(N) ;

- Pour les fissures longues a/W = 0,6 et en particulier en DP, on perd l'indépendance de Q vis-à-vis de $\tilde{r}$, fait déjà mentionné par O'Dowd et Shih [6]

II.2.3.3.2. Eprouvette CCRB

On donne dans le tableau 7 toutes les données qui nous ont permis de faire les calculs numériques et analytiques en élastoplasticité et en viscoplasticité pour l'éprouvette CCRB.

a/b	P (N)	P_0 (N)	σ_{ref} (MPa)	J_{EMP}	P/P_0
0.1	60000	35343	212.207	8.376	1.70
0.25	55000	29452	233.427	11.689	1.87
0.5	40000	19635	254.648	15.846	2.04
0.6	26000	15708	206.901	7.666	1.66

Tableau 7 : données pour les calculs numériques et analytiques (éprouvette CCRB)

Certes, les deux hypothèses (contraintes planes, déformations planes) qu'on a retenues pour le calcul analytique de l'éprouvette CCRB, ne sont *a priori* pas judicieuses, mais en examinant la figure 2 de l'annexe 3, on s'aperçoit que l'état de déformations planes semble mieux représenter l'état axisymétrique. Ainsi, dans tout ce qui suivra, on retiendra cette hypothèse pour le calcul des champs HRR.

L'évolution du rapport σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ (figure 2 : Annexe 3), montre que le champ HRR est en bon accord avec le champ numérique pour les rapports a/b = 0.25 et 0.5. Pour les autres tailles de fissure, on note un écart entre les deux champs.

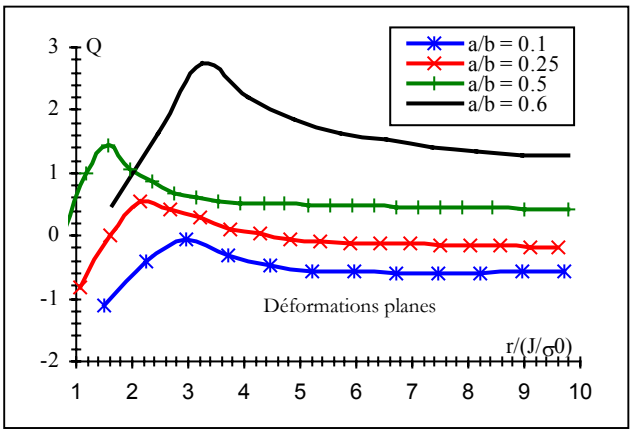


Figure 17 : Evolution de Q en fonction de r/(J/σ0) pour l'éprouvette CCRB

D'après la figure 17, la fonction Q ne se stabilise pas pour la valeur $\tilde{r} \approx 2.$. Dans le tableau 8, on donne les valeurs de Q pour $\tilde{r} \approx 4$ (valeur de stabilité de Q). Nous tenons à signaler que les singularités de contraintes en pointe de fissure pour l'éprouvette CCRB sont rarement traités dans la littérature.

a/b	J/σ0 (mm)	Q (DP)
0.1	0.067	-0.54
0.25	0.093	-0.12
0.5	0.25	0.47
0.6*	0.122	*

Tableau 8 : Valeurs de Q pour les différentes tailles de fissures (CCRB)

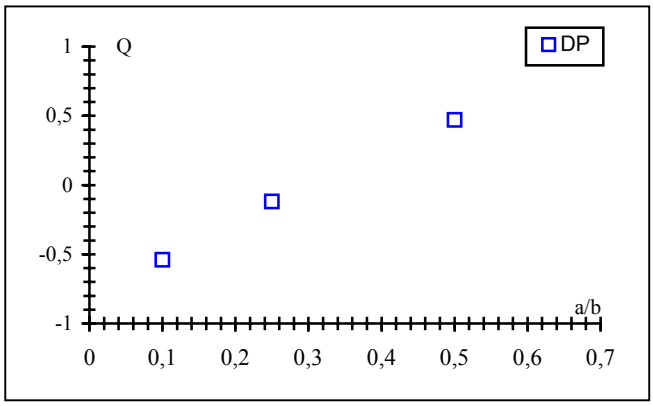


Figure 18 : Evolution de Q en fonction de a/b pour l'éprouvette CCRB

* Pour le rapport de taille de fissure a/b = 0.6, la valeur de Q n'est pas constante pour $\tilde{r} = 4$, donc on ne déterminera pas cette valeur.

A titre purement indicatif, nous montrons (figure 18) l'évolution de Q en fonction du rapport de taille de fissure.

II.2.3.3.3. Eprouvettes CCP

On donne dans le tableau 9 toutes les données qui nous ont permis de faire les calculs numériques et analytiques en élastoplasticité et en viscoplasticité pour l'éprouvette CCP.

a/b	P/B (DP)	P/B (CP)	P0/B (DP)	P0/B (CP)	J (DP)	J (CP)	P/P0 (DP)	P/P0 (CP)
0.1	5000	4400	2598	2250	20.94	21.88	1.92	1.96
0.25	4000	3800	2165	1875	30.67	41.64	1.85	2.03
0.5	2800	2800	1443	1250	35.02	54.94	1.94	2.24
0.6	2200	2000	1155	1000	27.23	30.01	1.91	2.00

Tableau 9 : données pour les calculs numériques et analytiques (éprouvette CCP)

Dans la figure 4 de l'annexe 3, les champs HRR calculés analytiquement en état de contraintes planes sont en très bon accord avec les champs numériques correspondant. En état de déformations planes, il y un écart entre les champs numériques et analytiques. Dans la figure qui suit, on trace l'évolution de la fonction Q($\tilde{r}$) dans l'intervalle [1,5].

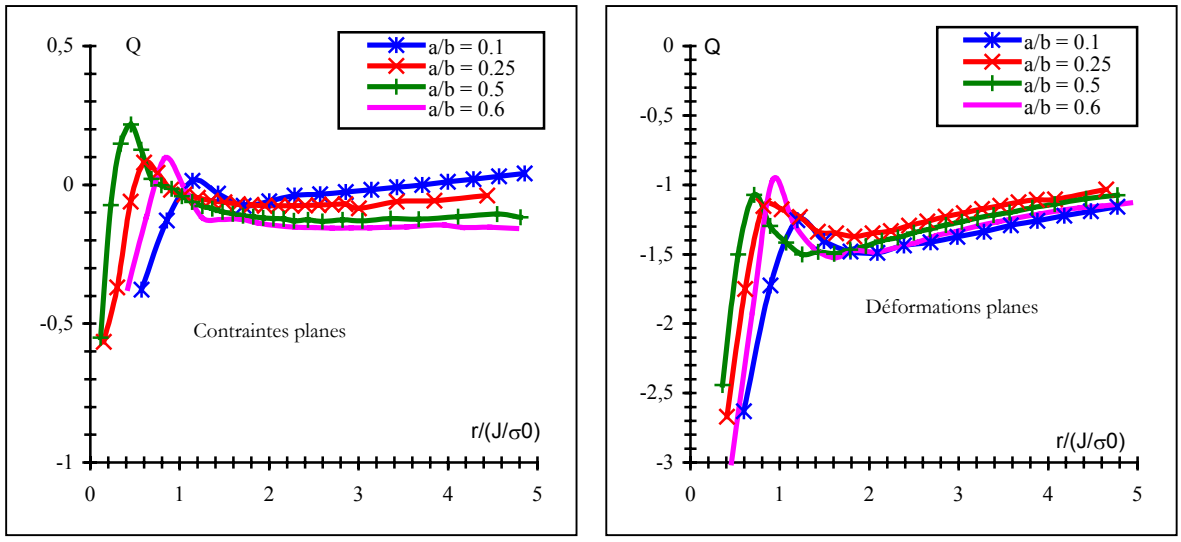


Figure 19 : Evolution de Q en fonction de r/ (J/σ_0) pour l'éprouvette CCP.

On donne dans le tableau 10 les valeurs de Q pour la valeur de $\tilde{r} \approx 2$, et on trace dans la figure 20 l'évolution de Q en fonction de a/b.

a/b	J/σ_0 (mm)		Q	
	DP	CP	DP	CP
0.1	0.167	0.175	-1.30	0.00
0.25	0.245	0.332	-1.20	-0.06
0.5	0.280	0.438	-1.25	-0.12
0.6	0.218	0.239	-1.28	-0.15

Tableau 10 : Valeurs de Q pour les différentes tailles de fissures (CCP)

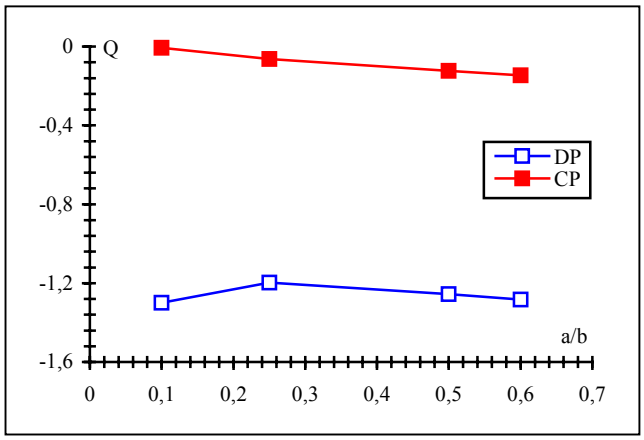


Figure 20 : Evolution de Q en fonction de a/b pour l'éprouvette CCP

Les figures 19 et 20 montrent que la valeur de Q est constante dans l'intervalle [1,5] pour les deux états de contraintes, et que cette valeur est presque la même pour tous les rapports de taille de fissure et pour des chargements à peu près équivalents.

En état de contraintes planes, la valeur de Q est proche de zéro, donc on peut déduire que le paramètre J seul est suffisant pour décrire la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure.

En déformations planes, le deuxième paramètre est négatif. Nos valeurs de Q (figure 21) sont proches de celles trouvées par O'Dowd et Shih [6] et Bauvineau [18].

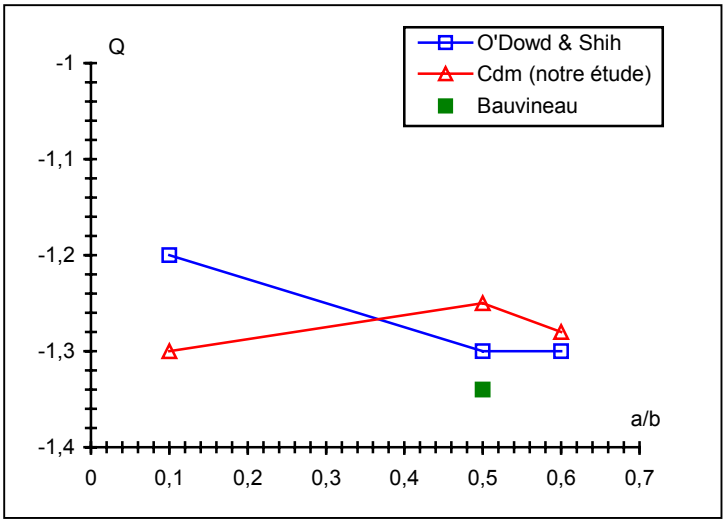


Figure 21 : Comparaison des valeurs de Q avec la littérature pour l'éprouvette CCP

Une étude de l'indépendance de Q par rapport au coefficient d'écrouissage n pour les valeurs 3, 5, 10 et 20 a été également réalisée par O'Dowd et Shih [6]. Leurs résultats montrent que, pour tous les rapports de taille de fissure, le confinement (paramètre Q) de cette éprouvette est important pour les matériaux qui s'écrouissent peu. Pour notre acier d'étude (316L(N)) fortement écrouissable (n = 2.5) , il faut s'attendre à un confinement négligeable.

Pour les éprouvettes CCP en acier 316L(N), nous pouvons donc tirer les conclusions suivantes :

- Les valeurs de Q en CP sont toujours supérieures à celles en DP pour n'importe quel rapport a/W ;
- Les valeurs de Q semblent rester fixes quelle que soit la taille de fissure. Elle est nulle en CP et de l'ordre de -1.2 en DP.
- Le chargement semble avoir peu d'effet sur ces valeurs stabilisées.

II.2.3.3.4. Eprouvettes DENT

L'éprouvette DENT est un peu similaire à la CCP dans la mesure où ce sont des éprouvettes de traction. Les tendances observées sur la CCP devraient pouvoir se retrouver ici.

On donne dans le tableau 11 toutes les données qui nous ont permis de faire les calculs numériques et analytiques en élastoplasticité et en viscoplasticité pour l'éprouvette DENT.

a/b	P/B (DP)	P/B (CP)	P_0/B (DP)	P_0/B (CP)	J (DP)	J (CP)	P/P_0 (DP)	P/P_0 (CP)
0.1	5000	4400	2948	2598	29.75	32.20	1.70	1.69
0.25	4400	3800	2606	2165	38.86	42.71	1.69	1.76
0.5	3600	2800	2038	1443	55.24	44.46	1.77	1.94
0.6	3200	2400	1810	1155	61.61	43.55	1.77	2.08

Tableau 11 : données pour les calculs numériques et analytiques (éprouvette DENT)

Dans la figure 5 de l'annexe 3, les champs HRR calculés analytiquement dans un état de contraintes planes sont en bon accord avec les champs numériques correspondants. Q est donc

proche de 0 en CP. Cependant, en état de déformations planes, il y un écart entre les champs numériques et analytiques.

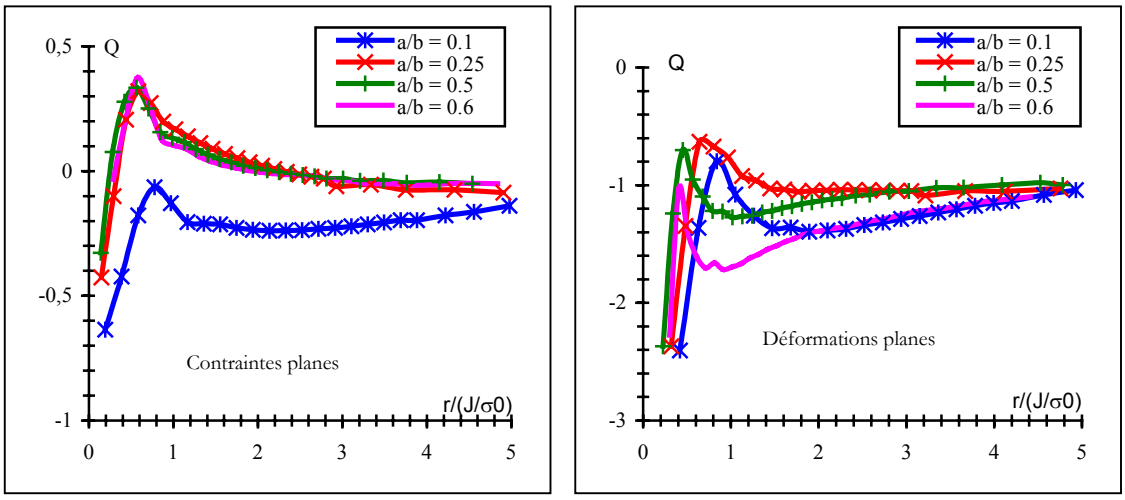


Figure 22 : Evolution de Q en fonction de r/(J/σ0) pour l'éprouvette DENT

Dans la figure 22, on trace l'évolution de la fonction $Q(\tilde{r})$. On y voit effectivement qu'en CP la valeur de Q se stabilise autour de 0 sauf pour a/W = 0,1 où le chargement P/B est le plus élevé. En DP $Q(\tilde{r}) < 0$ quels que soient a/b et P/B.

On donne dans le tableau 12 les valeurs de Q pour la distance $\tilde{r} \approx 2$, pour laquelle il y a stabilisation.

a/b	J/σ0 (mm)		Q	
	DP	CP	DP	CP
0.1	0.238	0.257	-1.23	-0.21
0.25	0.311	0.340	-1.05	-0.03
0.5	0.442	0.354	-1.05	-0.03
0.6	0.493	0.347	-1.24	-0.03

Tableau 12 : Valeurs de Q pour les différentes tailles de fissures (DENT)

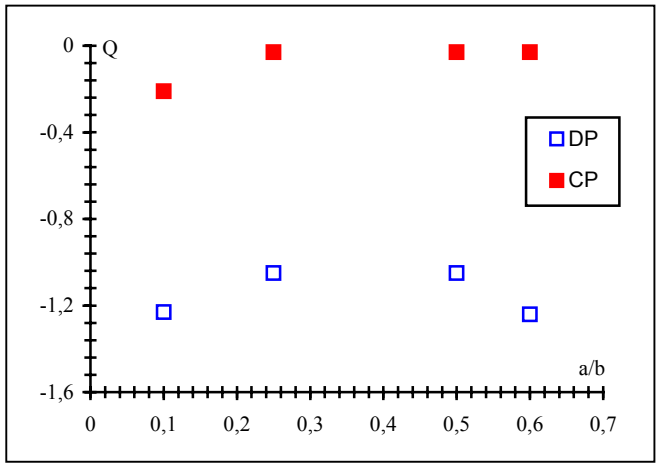


Figure 23 : Evolution de Q en fonction de a/b pour l'éprouvette DENT

En contraintes planes (figures 22 et 23), avec une valeur négligeable de Q ($Q \approx 0$), le paramètre J seul est capable de décrire la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure.

En déformations planes, le deuxième paramètre est négatif. Nos valeurs de Q (figure 24) sont légèrement inférieures à celles trouvées par O'Dowd et Shih [6]. Ceci est dû probablement à la différence du niveau de chargement et du comportement du matériau.

La même étude de l'indépendance de Q par rapport au coefficient d'écrouissage réalisée par O'Dowd et Shih [6] a montré que pour des fissures très profondes (a/b = 0.9), l'effet de n est inexistant, cependant pour des fissures telles que a/b ≤ 0.5, la même remarque que pour l'éprouvette CCP est observée.

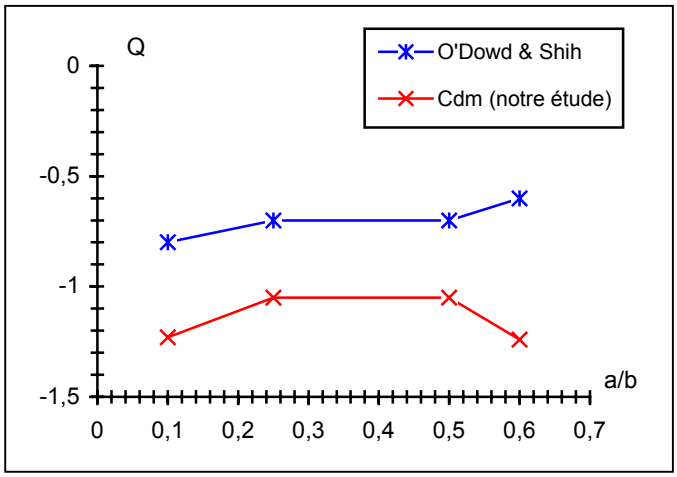


Figure 24 : Comparaison des valeurs de Q avec la littérature

Pour les éprouvettes DENT en acier 316L(N), nous pouvons donc tirer les conclusions suivantes :

- Les valeurs de Q en CP sont toujours supérieures à celles en DP pour n'importe quel rapport a/W ;
- Les valeurs de Q semblent rester fixes quelle que soit la taille de fissure. Elle est nulle en CP et de l'ordre de -1 en DP.
- Par rapport à la CCP, l'éprouvette DENT semble être plus sensible aux effets de Q.

Conclusions

Récapitulons maintenant les résultats de cette première analyse élastoplastique et rapportons dans le même tableau les valeurs du paramètre Q pour tous les cas étudiés. Signalons cependant que l'effet du chargement n'a pas été "découplé" des valeurs données dans ce tableau.

	a/b	CCRB	CT	CCP	DENT
Déformations planes	0.1	-0.54	-0.66	-1.30	-1.23
	0.25	-0.12	-0.56	-1.20	-1.05
	0.5	0.47	-0.93	-1.25	-1.05
	0.6	*	*	-1.28	-1.24
Contraintes planes	0.1	*	-0.51	0.00	-0.21
	0.25	*	0.06	-0.06	-0.03
	0.5	*	-0.34	-0.12	-0.03
	0.6	*	-0.97	-0.15	-0.03

Tableau 13 : Valeurs de Q pour les différentes géométries.

A partir du tableau 13, et des figures précédemment citées, on peut conclure que :

1. Eprouvette CT

- Les valeurs de Q en CP sont toujours supérieures à celles en DP pour n'importe quel rapport a/W et pour les niveaux de chargement explorés;
- Pour le 316L(N), a/W = 0,1 n'induit pas d'effet de petite fissure.
- Pour les fissures longues a/W = 0,6 et en particulier en DP, on perd l'indépendance de Q vis-à-vis de $\tilde{r}$, fait déjà mentionné par O'Dowd et Shih [6]

2. Eprouvettes CCP et DENT

- Les valeurs de Q en CP sont toujours supérieures à celles en DP pour n'importe quel rapport a/W et pour les niveaux de chargement explorés ;
- Les valeurs de Q semblent indépendantes de la taille de fissure. Elle est nulle en CP et négative en DP.
- Le chargement semble avoir peu d'effet sur ces valeurs stabilisées même si la DENT est plus sensible que la CCP aux effets évoqués dans ce chapitre.

3. Eprouvette CCRB

- L'étude a été effectuée de manière qualitative dans la mesure où le champ de référence (HRR) n'est probablement pas adapté. Comme c'est une éprouvette de "traction", la tendance devrait se ressembler à celle observée pour la CCP et DENT. Les mêmes conclusions semblent donc être appropriées pour la CCRB.

Cette étude a montré qu'en élastoplasticité, le deuxième paramètre varie en fonction de l'éprouvette, du chargement et du rapport de taille de fissure. Tous ces effets sont imbriqués et nous avons essayé de balayer une large gamme de ces paramètres. Notre objectif est d'analyser, tout en conservant cette gamme de paramètres, l'évolution de Q en fluage. L'étude des singularités de contraintes en viscoplasticité nous semble incontournable.

II.3. Viscoplasticité

II.3.1. Singularités de contraintes - Champs RR

Lorsqu'une structure fissurée est sollicitée à haute température avec effet du temps, une zone viscoplastique se développe autour de la pointe de fissure et croît dans la zone plastique initiale.

Dans le cas d'un matériau qui présente un comportement viscoplastique (fluage primaire et secondaire), comme notre matériau d'étude (l'acier 316L(N)), et qui peut être modélisé suivant les équations I.8 et I.12 (chapitre I), Riedel et Rice [29] ont proposé par analogie au champs HRR, des solutions analytiques pour caractériser la distribution des contraintes et des déformations au voisinage de la pointe d'une fissure stationnaire. Ce sont les singularités RR.

Pour expliciter ces singularités, nous utilisons les coordonnées cylindriques (r,θ), comme le montre la figure 9, et on se limite au tenseur des contraintes à la pointe de fissure. On rappelle que toutes les grandeurs utilisées dans les expressions qui suivent ont été définies précédemment.

Pour l'acier inoxydable austénitique 316L (N), qui présente un comportement élastoplastique en fin de mise en charge, on peut écrire à t = 0 :

$$\sigma_{ij}(r,\theta,t=0)=\left(\frac{J}{B_0 I_n r}\right)^{\frac{1}{n+1}}\tilde{\sigma}_{ij}(\theta,n) \qquad \text{(III.28)}$$

Au cours du temps, une zone de fluage primaire se développe à partir de la pointe de fissure. Il y a donc localement une relaxation des contraintes qui s'expriment alors comme suit :

$$\sigma_{ij}(r\to 0,\theta,t)=\left(\frac{J}{B_1(n_1+1)^{p_1}\,t^{p_1}\,I_{n_1} r}\right)^{\frac{1}{n_1+1}}\tilde{\sigma}_{ij}(\theta,n_1) \qquad \text{(III.29)}$$

Quand le fluage primaire devient plus étendu, les contraintes redistribuées se stabilisent :

$$\sigma_{ij}(r,\theta)=\left(\frac{C_h^*}{B_1 I_{n_1} r}\right)^{\frac{1}{n_1+1}}\tilde{\sigma}_{ij}(\theta,n_1) \qquad \text{(III.30)}$$

Le temps t_1 à partir duquel les contraintes sont redistribuées se définit par l'égalité entre les contraintes de relaxation (éq. III.29) et leurs valeurs asymptotiques (éq. III.30).

$$t_1=\frac{1}{(n_1+1)}\left(\frac{J}{C_h^*}\right)^{\frac{1}{p_1}} \qquad \text{(III.31)}$$

Dès que la zone de fluage secondaire se développe à la pointe de la fissure, une nouvelle relaxation des contraintes se produit :

$$\sigma_{ij}(r\to 0,\theta,t)=\left[\frac{n_2 p_1+1}{n_2+1}\left(\frac{C_h^*}{B_2 I_{n_2} t^{(1-p_1)} r}\right)\right]^{\frac{1}{n_2+1}}\tilde{\sigma}_{ij}(\theta,n_2) \qquad \text{(III.32)}$$

Quand le fluage secondaire devient étendu, les contraintes redistribuées se stabilisent :

$$\sigma_{ij}(r,\theta)=\left(\frac{C^*}{B_2 I_{n_2} r}\right)^{\frac{1}{n_2+1}}\tilde{\sigma}_{ij}(\theta,n_2) \qquad \text{(III.33)}$$

Le temps t_2 à partir duquel les contraintes sont redistribuées se définit par l'égalité entre les contraintes de relaxation (éq. III.32) et leurs valeurs asymptotiques (éq. III.33).

$$t_2=\left(\frac{n_2 p_1+1}{n_2+1}\frac{C_h^*}{C^*}\right)^{\frac{1}{1-p_1}} \qquad \text{(III.34)}$$

II.3.2. Approche C(t)-A_2 (t)

Pour des matériaux qui fluent suivant la loi de Norton (éq. I-8), les champs asymptotiques d'ordre supérieur au voisinage de la pointe de fissure ont été étudié en mode I dans des conditions de déformations planes par Chao et al. [30] et Nguyen et al. [31]. Les résultats de ces études ont montré que le paramètre C(t) seul, n'est pas capable de représenter correctement la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure et que des champs asymptotiques d'ordre supérieur sont nécessaires pour caractériser cette distribution. Ces auteurs stipulent que les contraintes au voisinage de la pointe de fissure peuvent sous mettre sous la forme suivante :

$$\frac{\sigma_{ij}(r,\theta,t)}{\sigma_0}=A_1(t)\left[\bar{r}^{s_1}\tilde{\sigma}_{ij}^{(1)}(\theta)+A_2(t)\bar{r}^{s_2}\tilde{\sigma}_{ij}^{(2)}(\theta)+A_3(t)\bar{r}^{s_3}\tilde{\sigma}_{ij}^{(3)}(\theta)+\ldots\right] \qquad \text{(III.35)}$$

où

- les indices 1, 2 et 3 correspondent au premier, deuxième et troisième ordre du champ des contraintes.
- A_1, A_2 et A_3 sont des constantes dépendant du temps.
- s_1, s_2 et s_3 sont les exposants des fonctions de contraintes tels que $s_1 < s_2 < s_3$
- $\bar{r}=\frac{r}{L}$, où L une distance caractéristique.

Après plusieurs développements de cette expression [30], ces auteurs montrent que :

- Le champ asymptotique de premier ordre est équivalent à un champ de singularités de type HRR et donc :

$$A_1(t)=\frac{1}{\sigma_0}\left(\frac{C(t)}{B_2 I_{n_2} L}\right)^{\frac{1}{n_2+1}} \text{ et } s_1=-\frac{1}{n_2+1} \qquad \text{(III.36)}$$

- Les amplitudes des champs de contraintes du second et du troisième ordre sont reliées par la relation suivante :

$$A_3 = A_2^2 \tag{III.37}$$

- Pour des exposants de fluage secondaire (éq. I.8) $n_2 \geq 3$, les exposants des fonctions de contraintes sont reliés par la relations suivante :

$$s_3 = 2s_2 - s_1 \tag{III.38}$$

Ainsi, ils concluent que cette solution à trois termes considérant $C(t)$-$A_2(t)$ comme une approche à deux paramètres est la solution pour caractériser la distribution des contraintes pour un matériau qui flue en loi puissance (éq. I.8) et que la déformation élastique n'aura aucun effet sur les champs de contraintes au voisinage de la fissure.

Enfin, en remplaçant les équations (III.36), (III.37) et (III.38) dans l'équation (III.35), on trouve que les champs de contraintes peuvent se mettre sous la forme suivante :

$$\frac{\sigma_{ij}(r,\theta,t)}{\sigma_0} = A_1(t)\left[\bar{r}^{s_1}\tilde{\sigma}_{ij}^{(1)}(\theta) + A_2(t)\bar{r}^{s_2}\tilde{\sigma}_{ij}^{(2)}(\theta) + A_2^2(t)\bar{r}^{s_3}\tilde{\sigma}_{ij}^{(3)}(\theta)\right] \tag{III.39}$$

Où,

- la fonction $A_1(t)$ est définie par l'équation (III.36).
- $A_2(t)$ est un paramètre indéterminé qui peut être lié aux conditions de chargement, au temps de fluage et la géométrie de l'éprouvette.
- L est une longueur caractéristique de la fissure qui peut être égale à la longueur de la fissure, à la largeur de l'éprouvette, ou égale à 1cm.
- Les exposants s_1, s_2 et s_3, l'intégrale I_n et les fonctions angulaires adimensionnelles $\tilde{\sigma}_{ij}^{(m)}$ (m=1, 2, 3) sont tabulées par Chao et Zhang (1997).

Ils notent aussi que la fonction $A_2(t)$ ne peut pas être déterminée par une analyse asymptotique. Elle pourra être déterminée en égalant les trois termes de l'équation (III.39) avec des champs de contraintes connus comme ceux issus d'une analyse par éléments finis.

Après avoir effectué une série de calcul par éléments finis sur quatre éprouvettes [29] : Single Edge Notch Tension (a/W = 0.125 et 0.5), Three-Point Bending (a/W = 0.125), Center Crack Panel (a/W = 0.125) et Compact Tension (a/W = 0.25), ils ont conclu que :

- Les champs de type HRR sont valides pour caractériser la distribution des contraintes pour les géométries à grand effet de confinement comme la SENT et la CT et ne sont plus représentatifs pour les autres géométries.

- La solution à trois termes $C(t)$-$A_2(t)$ est valable pour les géométries de très faible à très grand effet de confinement pour toute la durée de fluage secondaire.

II.3.3. Approche C*- Q(t)

L'approche J-Q (élastoplasticité) pourrait être étendue en viscoplasticité pour un matériau qui flue suivant l'équation (III.40), équivalente à l'équation (I.8)

$$\dot{\varepsilon} = B_2 \sigma^{n_2} \qquad \text{(III.40)}$$

où, n_2 est l'exposant de la loi de fluage secondaire et B_2 est une constante

O'Dwod et Shih [32] ont proposé une fonction Q(t) qui permettra de décrire la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure. Ainsi, on pourra écrire le champ de contrainte de la manière suivante :

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{C(t)}{B_2 I_{n_2} r} \right)^{\frac{1}{n_2+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n_2) + Q(t) \left[\frac{r}{J/\sigma_0} \right]^q \hat{\sigma}_{ij}(\theta, n_2) \qquad \text{(III.41)}$$

Où t est le temps écoulé après la mise en charge.

Lorsque le fluage secondaire étendu est atteint, le paramètre C(t) se stabilise à la valeur C* tel que (C* = lim C(t) pour $t \to \infty$) ainsi, le champ de contraintes au voisinage de la pointe de fissure aura la forme suivante :

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{C^*}{B_2 I_{n_2} r} \right)^{\frac{1}{n_2+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, n_2) + Q^* \left[\frac{r}{J/\sigma_0} \right]^q \hat{\sigma}_{ij}(\theta, n_2) \qquad \text{(III.42)}$$

Ainsi, on pourra déterminer la valeur du paramètre Q*, de la même manière que le paramètre Q et en adoptant les mêmes conditions ($|\theta| \prec \frac{\pi}{2}$), de la manière suivante :

$$Q^* = \frac{\sigma_{22}^{\text{numérique}} - \sigma_{22}^{RR}}{\sigma_0} \qquad \text{(III.43)}$$

Remarquons qu'on pourra retrouver les paramètres Q et Q* (élastoplasticité et viscoplasticité) à partir de la fonction Q(t) par l'équation suivante :

$$Q = Q(t=0) \text{ et } Q^* = \lim_{t \to \infty} Q(t) \qquad \text{(III.44)}$$

Dans un premier temps, on étudiera les singularités viscoplastiques spatiales lorsque le fluage secondaire est atteint, c'est à dire lorsque C* est le bon paramètre pour caractériser le champ de contraintes, ensuite on s'intéressera aux singularités viscoplastiques temporelles qui permettent de caractériser l'évolution, dans le temps, de la triaxialité de contraintes de chaque éprouvette. Cette deuxième étude nous permettra de mettre en évidence le phénomène de relaxation des contraintes dû au fluage et à quantifier l'effet du fluage primaire sur cette redistribution.

Pour déterminer le paramètre Q* par analogie à l'étude précédente (singularités élastoplastiques), on introduira la fonction $Q^*(\tilde{r})$ telle que :

$$Q^*(\tilde{r}) = \frac{\sigma_{22}^{\text{numérique}}(\tilde{r}) - \sigma_{22}^{RR}(\tilde{r})}{\sigma_0} \quad \text{où} \quad \tilde{r} = \frac{r\sigma_0}{J} \tag{III.45}$$

On résume, dans le tableau 14, toutes les constantes qui nous ont servi aux calculs analytiques.

Constantes	Fluage primaire	Fluage secondaire
Coefficients des lois de comportement en fluage primaire et secondaire à 600°C	$n_1 = 4.642$	$n_2 = 7.69$
	$B_1 = 1.441\ 10^{-14}$	$B_2 = 1.6325\ 10^{-23}$
	$p_1 = 0.5135$	
I_n (déformations planes)	5.06	4.65
$\tilde{\sigma}(0, n)$ (déformations planes)	2.177	2.4
I_n (contraintes planes)	3.55	3.22
$\tilde{\sigma}(0, n)$ (contraintes planes)	1.132	1.14

Tableau 14 : Constantes de dépouillement

On utilise les équations (III.24 et III.25) pour le calcul de la fonction I_n et on fait remarquer encore une fois que nous allons dépouiller les résultats correspondant à l'éprouvette CCRB avec les expressions de I_n et de $\tilde{\sigma}_\theta(\theta, n)$ avec l'hypothèse de déformations planes.

Pour calculer les champs RR en fluage primaire et secondaire, on utilise les paramètres C^*_h et C^* calculées par l'intermédiaire des expressions suivantes. On utilise la méthode EPRI pour les éprouvettes CT, CCP, et DENT, et la méthode EMP pour l'éprouvette CCRB.

$$C^*_{h\,EPRI} = B_1 \sigma_0^{n_1+1} (b-a)\, h_1\left(\frac{a}{b}, n_1\right) \left[\frac{P}{P_0}\right]^{n_1+1} \tag{III.46}$$

$$C^*_{EPRI} = B_2 \sigma_0^{n_2+1} (b-a)\, h_1\left(\frac{a}{b}, n_2\right) \left[\frac{P}{P_0}\right]^{n_2+1} \tag{III.47}$$

$$C^*_h(EMP) = \frac{n_1 - 1}{n_1 + 1} \frac{P}{2\pi R} B_1 \sigma_{ref}^{n1} \tag{III.48}$$

$$C^*(EMP) = \frac{n_2 - 1}{n_2 + 1} \frac{P}{2\pi R} B_2 \sigma_{réf}^{n_2} \tag{III.49}$$

On présente dans le tableau 15 les valeurs des fonctions $h_1(a/b, n)$ utilisées pour calculer C^* et C^*_h. Ces fonctions sont tabulées dans le code EPRI [28].

$h_1(a/b, n)$	CT		CCP		DENT	
$n_1 = 4.642$	DP	CP	DP	CP	DP	CP
a/b = 0.1	1.741*	1.251*	4.301	4.388	1.093	1.307
a/b = 0.25	1.534	1.099	3.276	3.189	1.602	1.459
a/b = 0.5	0.976	0.724	2.011	1.855	2.439	1.208
a/b = 0.6	1.022	0.727	1.489	1.46	3.425	1.085
$n_2 = 7.69$	DP	CP	DP	CP	DP	CP
a/b = 0.1	1.55*	0.98*	4.259	4.643	1.41	1.832
a/b = 0.25	1.314	0.863	3.12	3.053	1.766	1.549
a/b = 0.5	0.633	0.53	1.705	1.584	2.274	0.972
a/b = 0.6	0.718	0.57	1.1	1.172	3.216	0.849

Tableau 15 : constants $h_1(a/b, n)$ du code EPRI pour les différentes éprouvettes

** Les deux constantes h_1 pour l'éprouvette CT avec $a/W = 0.1$ n'existent pas dans les tableaux du code EPRI [28]. Pour notre étude, nous avons extrapolé la fonction h_1 pour cette valeur de a/W.*

Les calculs numériques ont été réalisés en contraintes planes et en déformations planes pour les éprouvettes (CT, CCP, et DENT) et en axisymétrique pour l'éprouvette CCRB. Pour les calculs élasto-viscoplastiques, on garde les mêmes géométries, les mêmes conditions au limites et la même loi de comportement (modèle DDI) que pour les calculs élastoplastiques.

Après une mise en charge assez rapide (36 secondes), on maintient le chargement fixe jusqu'à la stabilité du paramètre C*. Dans le paragraphe III.5 du chapitre I, on a montré que les valeurs du paramètre C* calculé par les méthodes simplifiées sont les mêmes que celles calculées numériquement. Ainsi, tous les champs analytiques de type RR (éq. III.30 et III. 33) seront déterminés en utilisant les valeurs numériques de C*.

Pour cette deuxième partie de l'étude des singularités des contraintes au voisinage de la pointe de fissure en fluage, il s'agit d'analyser l'évolution de Q vers Q*. Pour ce faire, on introduira le paramètre χ qui est égal à la différence entre Q* et Q. Un signe -, (+) devant ce paramètre implique que le deuxième paramètre diminue (augmente) en fonction du temps. On utilisera ce paramètre pour comparer les éprouvettes étudiées selon leurs formes (CT, CCRB, CCP et DENT) et selon la taille de fissure (a/b = 0.1, 0.25, 0.5 et 0.6). Les configurations étudiées, étant différemment chargées, il nous paraît plus pertinent de les comparer en terme de χ. Avant de procéder à cette comparaison, présentons tout d'abord, comme en élastoplasticité, les résultats des simulations numériques.

II.3.4. Singularités temporelles

Comme il a été déjà mentionné, l'objectif de cette partie est de tracer l'évolution de la fonction Q(t) pour voir l'effet de la relaxation des contraintes sur le deuxième paramètre. Rappelons que notre matériau, l'acier inoxydable austénitique 316L(N), s'écrouit lors de sa mise en charge et passe par un stade de fluage primaire assez important. Les études menées par Chao et al. [30] et Nguyen et al. [31] traitent des matériaux élastiques pendant le chargement et qui fluent directement en secondaire, ce qui entraîne pour un tel matériau une modification des équations III.28 à III.34. Nous allons tout d'abord sélectionner une géométrie donnée avec un état de chargement pour illustrer la démarche permettant de suivre cette évolution de Q dans le temps. Nous prenons alors l'exemple d'une éprouvette CCP avec a/b = 0,5 en DP et dont le chargement par unité d'épaisseur est de 2800N/mm.

Sur la figure 25, on représente l'évolution du rapport σ_{22}/σ_0 en fonction de la distance à la pointe de fissure pour différents temps de fluage. Ces résultats correspondent à une simulation en déformations planes. Les cercles correspondent au maximum du rapport de contraintes.

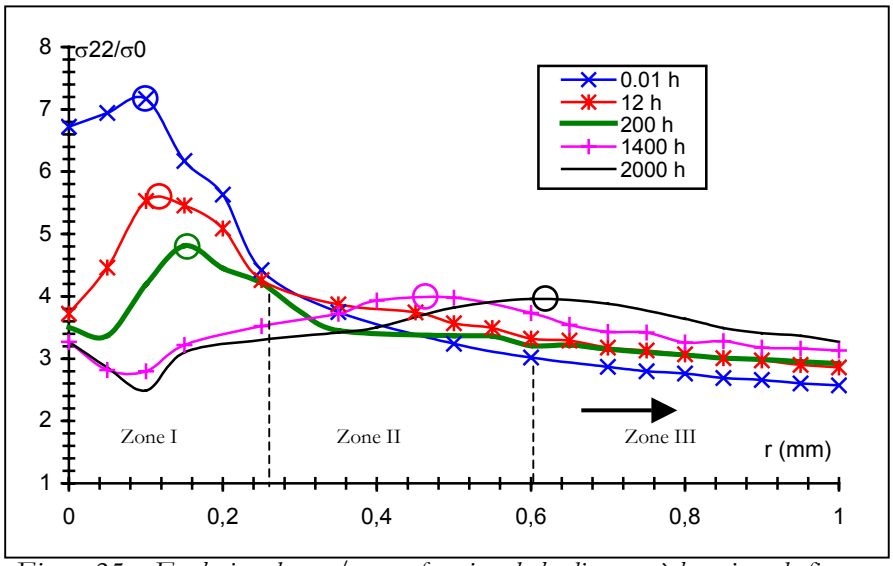


Figure 25 : Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction de la distance à la pointe de fissure (éprouvette CCP, a/b = 0.5, DP)

Chaque singularité spatiale à t fixé fait apparaître une localisation de la contrainte maximale à une distance variable (mais non nulle) de la pointe de la fissure. Notons r_{max} cette distance, qui est une fonction de l'émoussement. Elle augmente au cours du temps pendant que le niveau de la contrainte maximale diminue. La relaxation de contrainte s'accompagne d'un décalage de l'abscisse de la « bosse » vers le ligament restant.

L'évolution de la contrainte d'ouverture en fonction de la distance à la pointe de fissure (pour t donné) permet de diviser le ligament non fissuré en 3 régions. Pour le cas de l'éprouvette CCP avec un rapport de taille de fissure a/b = 0.5, on a :

- La première région ($0 \leq r \leq r_{max}$) : zone entièrement contrôlée par l'effet d'émoussement de la pointe de la fissure. La singularité ne peut pas faire apparaître cette distribution de contrainte puisque celle-ci est supposée valable pour une fissure aiguë.

- La deuxième région ($r \geq r_{max}$) : zone contrôlée par la singularité des contraintes en $r^{-1/(n+1)}$. C'est la zone qui nous intéresse puisque la relaxation des contraintes s'y situe.

- La troisième zone ($r \geq r_{max}$) : zone contrôlée par les conditions limites et donc par les termes non singuliers.

Les cercles qui représentent le maximum de la contrainte d'ouverture se déplacent à droite de la pointe de fissure lorsque le temps de fluage s'écoule. Ainsi si on examine un point fixe, (par exemple aux alentours de 500µm sur la figure 26) on trouvera que la contrainte, au lieu de se relaxer en fonction du temps peut augmenter. Cet aspect est important dans la mesure où la définition de $\tilde{r}$ évolue dans le temps, selon la singularité étudiée.

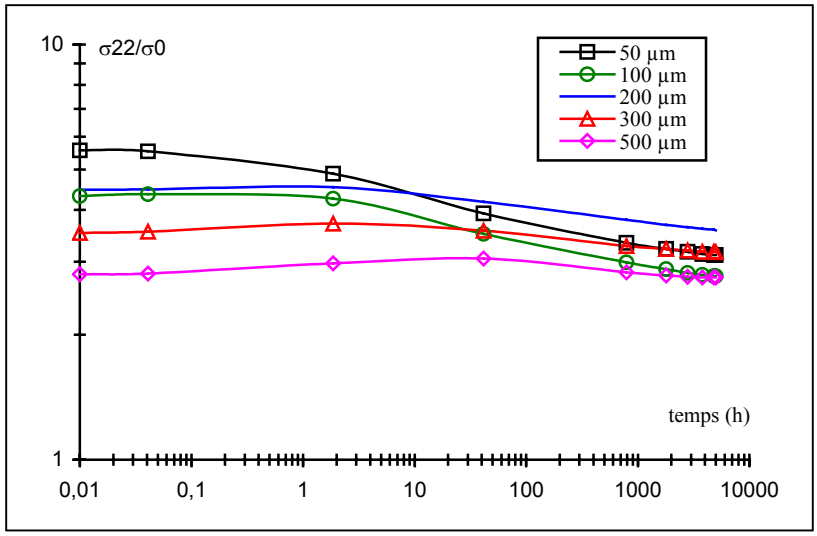


Figure 26 : Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction du temps (éprouvette CCP, a/b = 0.5, DP)

La figure 27 représente une comparaison à une distance de 50µm de la pointe de fissure entre le champ numérique simulé en déformations planes de l'éprouvette CCP (a/b = 0.5) et le champ asymptotique calculé pour ce même cas par l'intermédiaire des équation III.28 à III.34

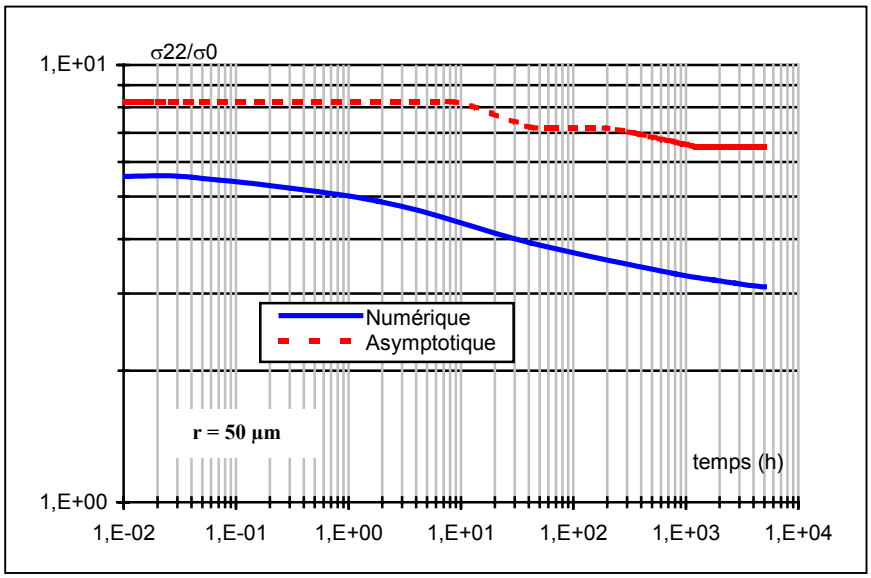


Figure 27 : Comparaison entre les champs numérique et asymptotique en fonction du temps (éprouvette CCP, a/b = 0.5, DP)

La figure 27 montre que le champ numérique calculé à 50µm de la pointe de fissure est constamment inférieur au champ asymptotique et que l'écart entre ces deux champs diminue en fonction du temps. Ceci implique que la fonction Q(t) (figure 28) est négative décroissante et que sa valeur asymptotique en fluage secondaire stabilisée est égale à Q*.

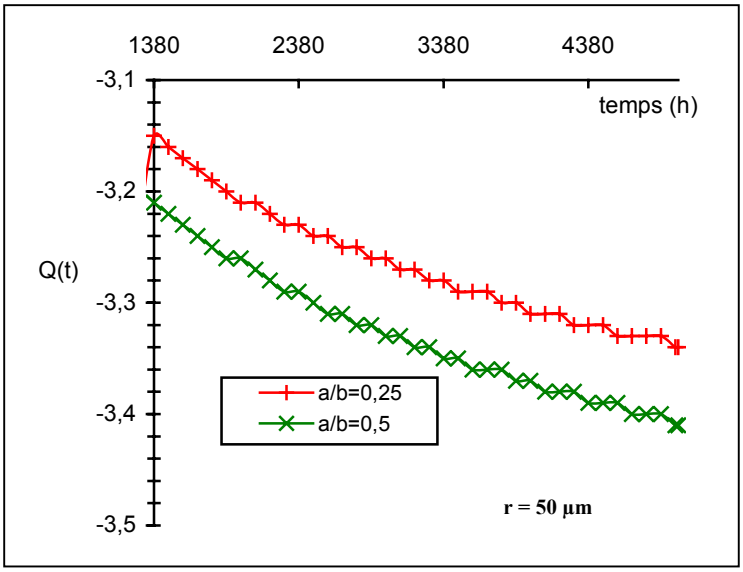


Figure 28 : Evolution de la fonction Q(t) en fonction du temps (éprouvette CCP, a/b = 0.5, DP)

Dans la suite nous intéresserons uniquement aux valeurs de Q*. Par conséquent, nous ne tracerons plus l'évolution continue de Q vers Q* : la tendance ayant été illustrée pour le cas de l'éprouvette CCP étudiée précédemment. De ce fait, on ne représentera que les singularités spatiales au delà du temps de stabilisation du fluage secondaire.

II.3.5. Singularités spatiales

II.3.5.1. Eprouvette CCRB

On donne dans le tableau 16 toutes les données qui nous ont permis de faire les calculs numériques et analytiques en élastoplasticité et en viscoplasticité pour l'éprouvette CCRB.

a/b	P (N)	σ_{ref} (MPa)	$C^*_{h\ EMP}$	C^*_{EMP}	P/P_0
0.1	60000	212.207	0.624	0.010418	1.70
0.25	55000	233.427	1.068	0.023849	1.87
0.5	40000	254.648	1.745	0.050798	2.04
0.6	26000	206.901	0.541	0.008360	1.66

Tableau 16 : données pour les calculs numériques et analytiques (éprouvette CCRB)

L'évolution du rapport σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ (figure 6 : Annexe 3), montre qu'il y a un écart entre le champ numérique et le champ asymptotique de type RR. L'évolution de Q* en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ (figure 29) montre que le paramètre Q* se stabilise pour $\tilde{r} \approx 4$ pour tout a/b et chargement correspondant.

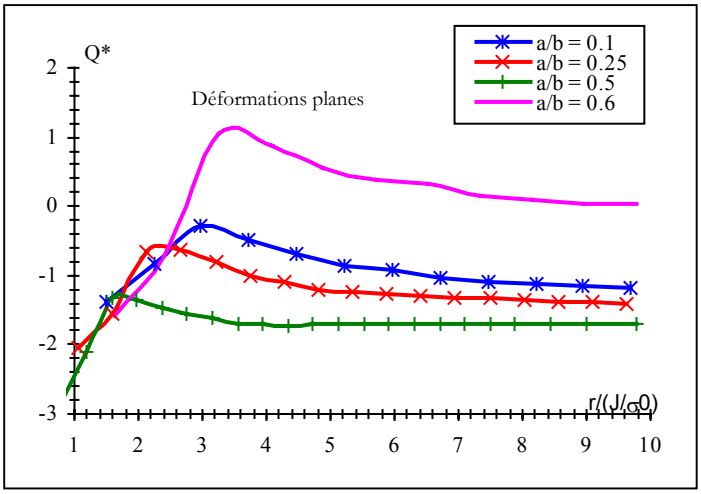


Figure 29 : Evolution de Q en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour l'éprouvette CCRB*

On donne dans le tableau ci-dessous les valeurs de Q* pour la valeur $\tilde{r} \approx 4$, et on fait remarquer comme précédemment qu'il n'est pas possible de déterminer cette valeur pour le rapport de fissure a/b = 0.6.

a/b	Q (DP)
0.1	-1.07
0.25	-1.34
0.5	-1.70
0.6*	*

Tableau 17 : Valeurs de Q pour les différentes tailles de fissures (CCRB)*

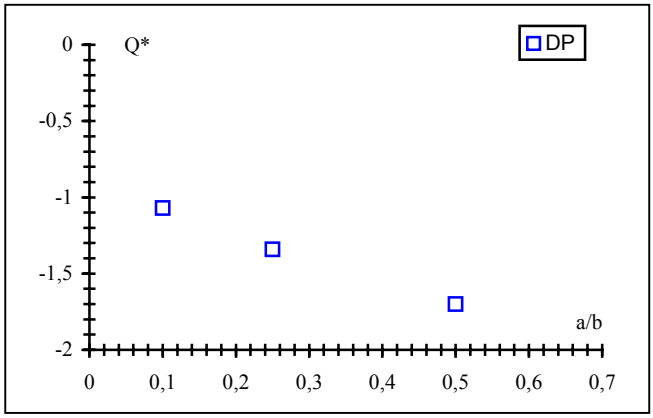


Figure 30 : Evolution de Q en fonction de a/b pour l'éprouvette CCRB*

II.3.5.2. Eprouvette CT

On donne dans le tableau 18 toutes les données qui nous ont permis de faire les calculs numériques et analytiques en élastoplasticité et en viscoplasticité pour l'éprouvette CT.

a/W	P/B (DP)	P/B (CP)	C^*_h (DP)	C^*_h (CP)	C* (DP)	C* (CP)	P/P_0 (DP)	P/P_0 (CP)
0.1	3000	3000	2.502	10.128	0.013299	0.120539	1.28	1.74
0.25	2200	1600	3.736	2.501	0.028043	0.016588	1.46	1.44
0.5	1000	700	3.729	2.083	0.033644	0.018201	1.69	1.61
0.6	700	600	6.989	11.738	0.105536	0.314626	1.95	2.28

Tableau 18 : données pour les calculs numériques et analytiques (éprouvette CT)

La figure 7 de l'annexe 3 montre que pour tous les rapports de taille de fissure, les champs numériques calculés avec l'hypothèse contraintes planes, sont en bon accord avec les champs RR. En déformations planes, il y a un écart entre les deux champs de contraintes pour les fissures

courtes, cet écart disparaît pour les fissures longues. On trace maintenant, l'évolution de Q* en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour les différents rapports de taille de fissure.

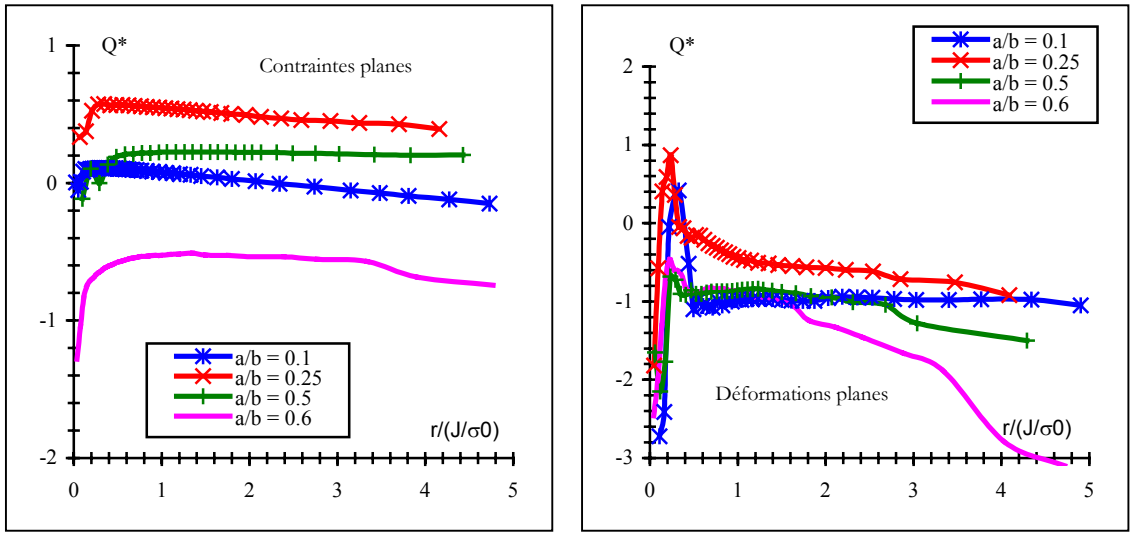


Figure 31 : Evolution de Q en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour l'éprouvette CT*

On donne dans le tableau 19 les valeurs de Q* correspondant à $\tilde{r} \approx 2$, pour laquelle Q* est stabilisé, quels que soient l'état de contrainte (CP/DP) et le rapport de taille de fissure.

La valeur de Q* correspondant à a/W = 0.6 ne peut pas être identifiée car la fonction $Q^*(\tilde{r})$ n'est pas constante.

a/W	Q*	
	DP	CP
0.1	-0.97	-0.06
0.25	-0.74	0.44
0.5	-1.16	0.21
0.6	*	-0.60

Tableau 19 : Valeurs de Q pour les différentes tailles de fissures (CT)*

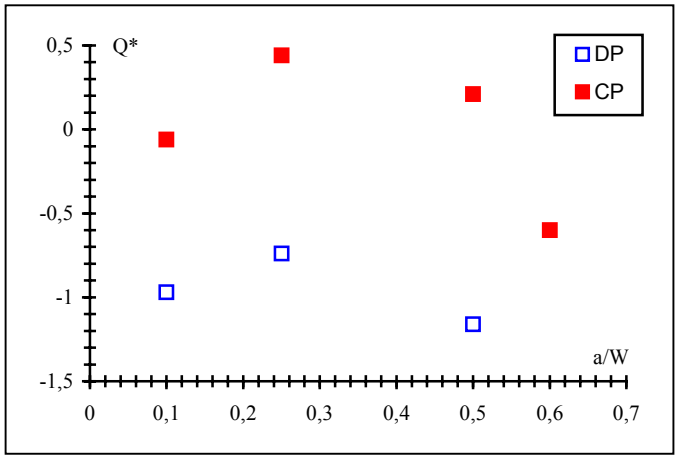


Figure 32 : Evolution de Q en fonction de a/W pour l'éprouvette CT*

La figure 32 montre que, comme en élastoplasticité, la valeur de Q* en CP est toujours supérieure à celle en DP.

II.3.5.3. Eprouvette CCP

On donne dans le tableau 20 toutes les données qui nous ont permis de faire les calculs numériques et analytiques en élastoplasticité et en viscoplasticité pour l'éprouvette CCP.

a/b	P/B (DP)	P/B (CP)	C*h (DP)	C*h (CP)	C* (DP)	C* (CP)	P/P_0 (DP)	P/P_0 (CP)
0.1	5000	4400	1.518	1.695	0.030851	0.038653	1.92	1.96
0.25	4000	3800	1.914	3.140	0.033023	0.072222	1.85	2.03
0.5	2800	2800	2.063	4.284	0.036767	0.119221	1.94	2.24
0.6	2200	2000	1.324	1.708	0.019472	0.031629	1.91	2.00

Tableau 20 : données pour les calculs numériques et analytiques (éprouvette CCP)

L'évolution du rapport σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ (figure 8 : Annexe 3), montre que, pour tous les rapports de taille de fissure, les champs numériques calculés avec l'hypothèse contraintes planes, sont en très bon accord avec les champs RR. En déformations planes, l'écart entre les deux champs de contraintes est significatif pour tous les rapports de taille de fissure. On trace maintenant, l'évolution de Q* en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour les différents rapports de taille de fissure.

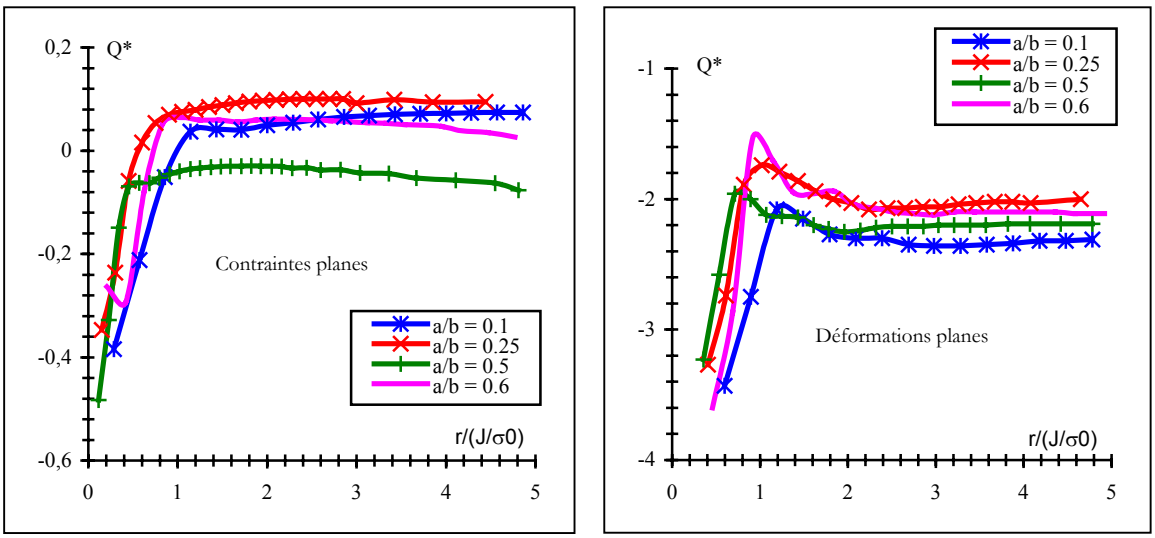


Figure 33 : Evolution de Q en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour l'éprouvette CCP*

Dans tous les cas, la valeur de Q* se stabilise à partir de $\tilde{r} \approx 2$. On donne dans le tableau ci-dessous ces valeurs de Q*.

a/b	Q*	
	DP	CP
0.1	-2.33	0.07
0.25	-2.04	0.09
0.5	-2.21	-0.04
0.6	-2.10	0.05

Tableau 21 : Valeurs de Q pour les différentes tailles de fissures (CCP)*

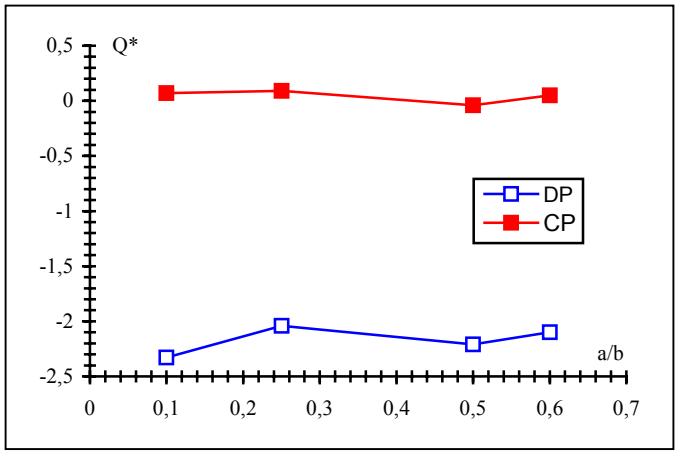


Figure 34 : Evolution de Q en fonction de a/b pour l'éprouvette CCP*

Comme en élastoplasticité, quel que soit l'état de contraintes (CP ou DP), les valeurs de Q* sont stables pour tous les rapports de tailles de fissures et les chargements correspondants. En contrainte plane Q* ≈ 0 comme en élastoplasticité tandis qu'en déformation plane cette valeur stabilisée est de Q* ≈ -2

II.3.5.4. Eprouvette DENT

Comme en élastoplasticité, nous nous attendons à observer que les effets seront similaires à ceux de l'éprouvette CCP. On donne dans le tableau 22 toutes les données qui nous ont permis de faire les calculs numériques et analytiques en élastoplasticité et en viscoplasticité pour l'éprouvette CCP.

a/b	P/B (DP)	P/B (CP)	C*h (DP)	C*h (CP)	C* (DP)	C* (CP)	P/P_0 (DP)	P/P_0 (CP)
0.1	5000	4400	1.893	2.243	0.034116	0.043697	1.70	1.69
0.25	4400	3800	2.251	2.552	0.034157	0.041995	1.69	1.76
0.5	3600	2800	2.954	2.478	0.043548	0.041921	1.77	1.94
0.6	3200	2400	3.330	2.628	0.049534	0.053351	1.77	2.08

Tableau 22 : données pour les calculs numériques et analytiques (éprouvette DENT)

Pour tous les rapports de taille de fissure, les champs numériques calculés en contraintes planes sont en très bon accord avec les champs RR, en déformations planes l'écart est significatif.
L'évolution de Q* en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ est représentée dans la figure 35.

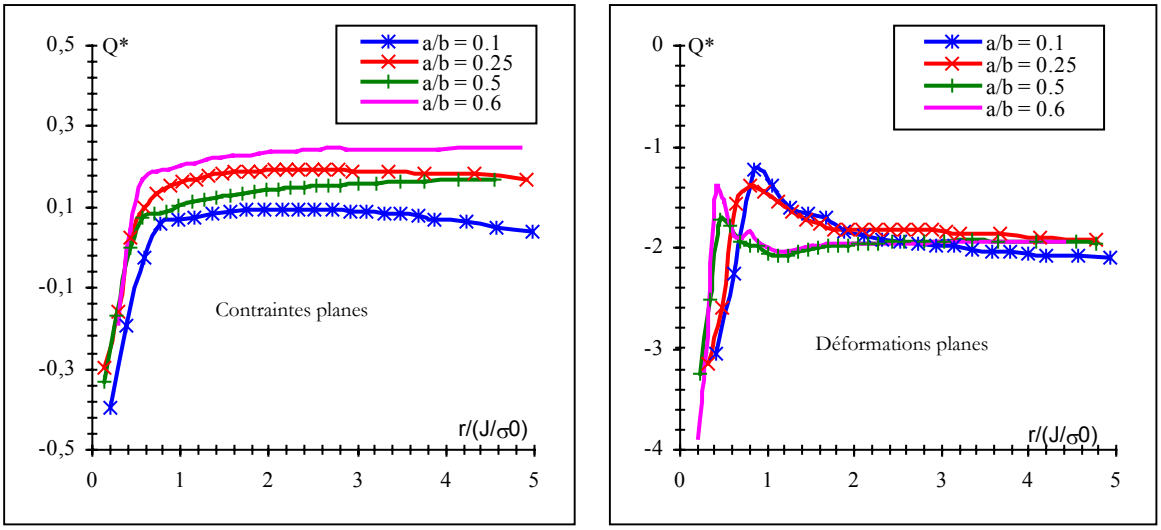


Figure 35 : Evolution de Q en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ pour l'éprouvette DENT*

La stabilisation de la valeur de Q* est obtenue pour $\tilde{r} \approx 2$. On donne dans le tableau 23 ces valeurs de Q* on les trace en fonction des différents rapports de taille de fissure.

a/b	Q*	
	DP	CP
0.1	-2.01	0.08
0.25	-1.85	0.19
0.5	-1.95	0.15
0.6	-1.95	0.24

Tableau 23 : Valeurs de Q pour les différentes tailles de fissures (DENT)*

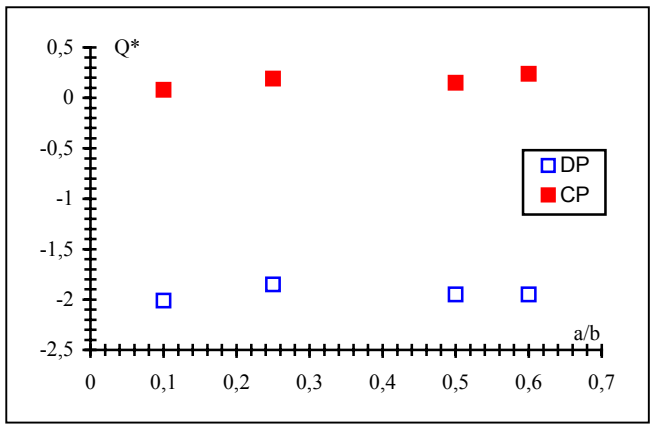


Figure 36 : Evolution de Q en fonction de a/b pour l'éprouvette DENT*

Nous observons exactement les mêmes conclusions que pour l'éprouvette CCP : les valeurs de Q* sont stables pour tous les rapports de tailles de fissures (Q* ≈ 0 en CP et Q* ≈ -2 en DP).

Récapitulatif

Résumons maintenant les résultats de cette deuxième analyse viscoplastique et rapportons dans le même tableau les valeurs du paramètre Q* pour tous les cas étudiés.

	a/b	CCRB	CT	CCP	DENT
Déformations planes	0.1	-1.07	-0.97	-2.33	-2.01
	0.25	-1.34	-0.74	-2.04	-1.85
	0.5	-1.70	-1.16	-2.21	-1.95
	0.6	*	*	-2.10	-1.95
Contraintes planes	0.1	*	-0.06	0.06	0.08
	0.25	*	0.44	0.09	0.19
	0.5	*	0.21	-0.04	0.15
	0.6	*	-0.60	0.05	0.24

Tableau 24 : Valeurs de Q pour les différentes géométries.*

II.4. Synthèse

En nous basant sur les tableaux 24 et 13, nous calculons les différentes valeurs de χ que nous avons rassemblé dans le tableau 25 pour toutes les éprouvettes et pour tous les rapports de taille de fissure dans les deux états de contraintes.

	a/b	CCRB	CT	CCP	DENT
Déformations planes	0.1	- 0.53	-0.31	-1.03	-0.78
	0.25	- 1.22	-0.18	-0.84	-0.8
	0.5	- 2.17	-0.23	-0.96	-0.9
	0.6	*	*	-0.82	-0.71
Contraintes planes	0.1	*	0.45	0.06	0.29
	0.25	*	0.38	0.15	0.22
	0.5	*	0.55	0.08	0.18
	0.6	*	0.37	0.2	0.27

Tableau 25 : Valeurs de χ pour les différentes géométries.

II.4.1. Etat de contraintes planes

A partir du tableau 25, on remarque que toutes les valeurs de χ sont positives, ce qui implique qu'on se retrouve en fin de fluage secondaire avec un écart entre les champs numérique et RR supérieur à celui observé à la fin de mise en charge.

On trace dans la figure 37 les évolutions de Q, Q* et χ en fonction du rapport de taille de fissure.

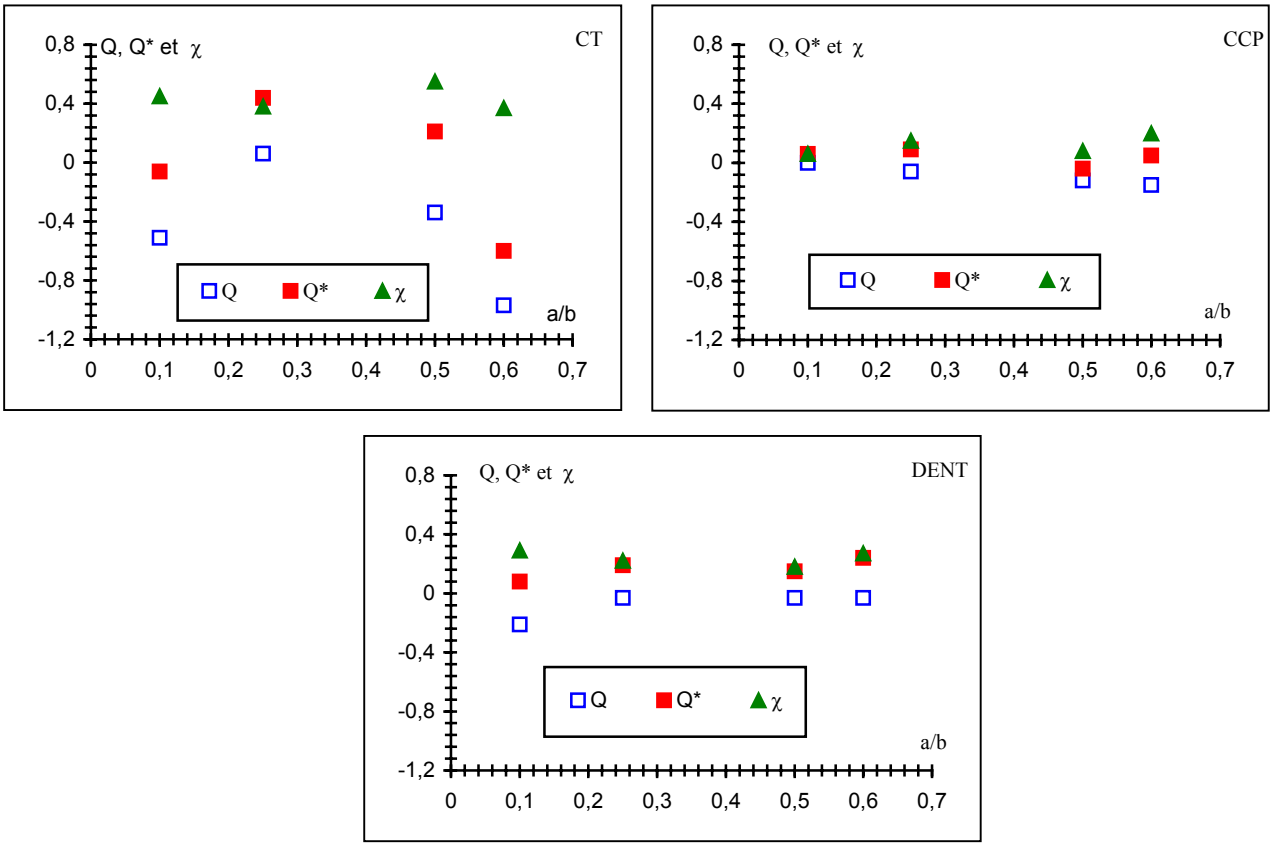


Figure 37 : Valeurs de Q, Q et χ pour les différentes géométries (CP).*

Les résultats de la figure 37 appellent les commentaires suivants :

- La tendance générale en CP est que la viscoplasticité a pour effet d'augmenter légèrement le deuxième paramètre : Q* > Q.

- Pour les éprouvettes de traction CCP et DENT , les valeurs de Q, Q* et par conséquent celles de χ sont quasi nulles quel que soit le rapport de taille de fissure. Donc pour ces éprouvettes la distribution des contraintes pourra être bien représentée avec des champs de type HRR ou RR.

- Pour l'éprouvette CT, χ est de l'ordre de 0,4. L'éprouvette CT confine la (visco)plasticité en pointe de fissure. Nous verrons par la suite la conséquence en terme de critère de propagation.

II.4.2. Etat de déformations planes

Le tableau 25 montre également que, contrairement à l'état de contraintes planes, les valeurs de χ sont négatives.

On trace dans la figures 38 les évolutions de Q, Q* et χ en fonction du rapport de taille de fissure. Rappelons qu'en DP, les valeurs de Q et Q* sont négatives. Ainsi la valeur négative de χ signifie qu'en viscoplasticité, la contrainte « numérique » s'éloigne plus de la contrainte RR. Autrement dit, la contrainte RR est largement surestimée par rapport à la contrainte calculée numériquement.

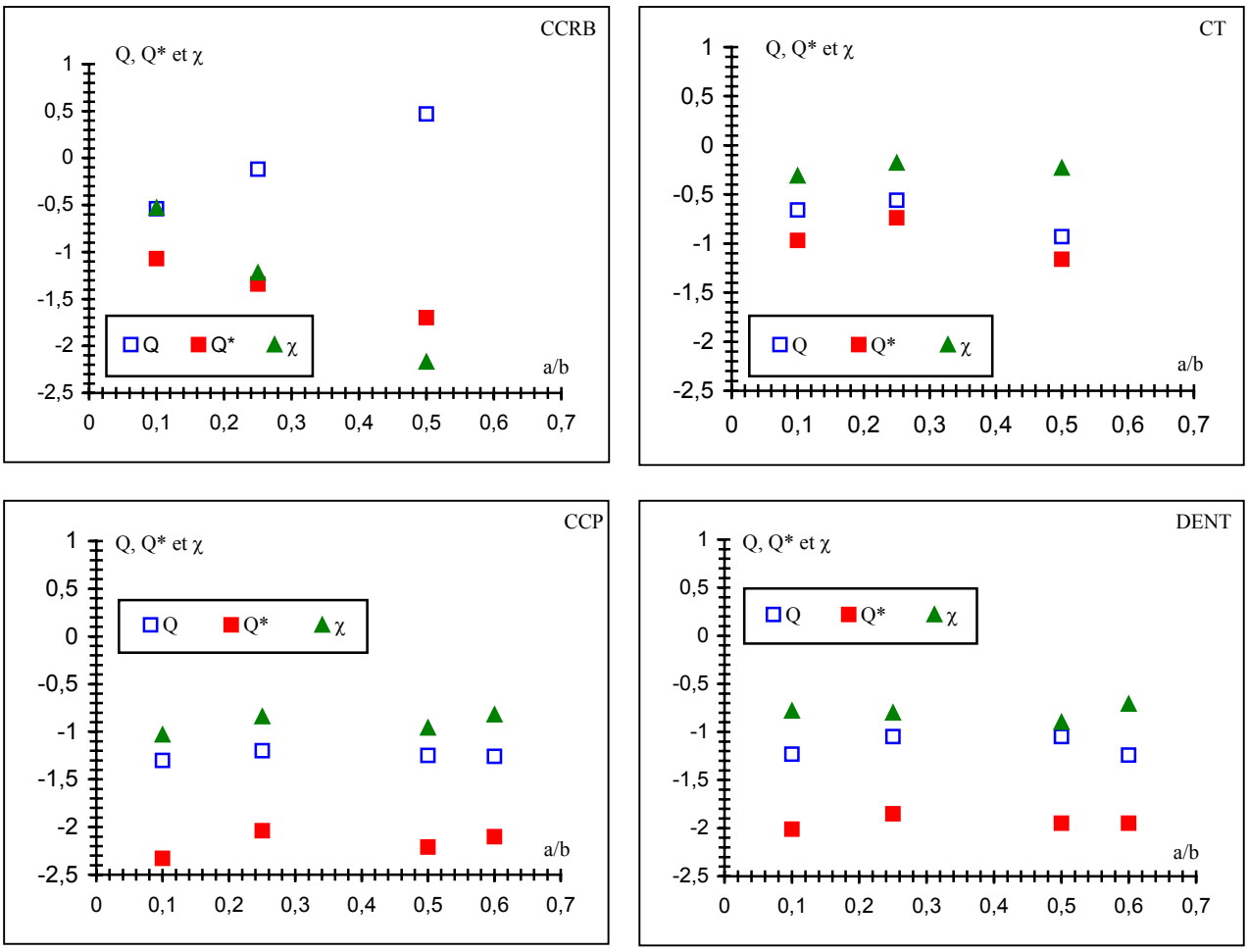


Figure 38 : Valeurs de Q, Q et χ pour les différentes géométries (DP).*

Les résultats de la figure 38 montrent que :

- La tendance générale en DP est que la viscoplasticité a pour effet de diminuer de manière plus importante qu'en CP le deuxième paramètre : Q* < Q. < 0.

- Pour les éprouvettes de traction CCP et DENT, les valeurs de Q, Q* et par conséquent celles de χ sont indépendantes de la taille de la fissure pour les chargements considérés. Cela signifie qu'en règle générale, la contrainte calculée numériquement est plus faible que la contrainte singulière du champ RR. Pour l'acier 316L(N), la contrainte d'ouverture qui est aussi la plus grande

contrainte principale joue un rôle important dans les mécanismes d'endommagement. Il s'avère donc que se baser sur la contrainte RR revient à « sécuriser » le critère dans ce cas précis.

- Pour l'éprouvette CT, les mêmes remarques que pour les éprouvettes de traction peuvent être reformulées.

- Pour l'éprouvette CCRB, les effets mentionnés ci-dessus (en particulier pour les éprouvettes de traction) devraient être vérifiés aussi.

Les résultats de littérature dans ce domaine sont d'une part ceux de Chao et al. [30]. Ces auteurs, fondateurs de l'approche C^*-A_2 (t), ont réalisé des calculs numériques en déformations planes sur le superalliage Inconel 800 H à 1200°F ($n_2 = 5$ et $B_2 = 2.1\ 10^{-27}$). Ces calculs ont été faits sur quatre éprouvettes : SENT (Single Edge Notch Tension) avec des rapports de tailles de fissures $a/b = 0.125$ et 0.5, TPB (Three-Point bend) avec $a/b = 0.125$, CCP avec $a/b = 0.125$ et CT avec $a/b = 0.25$. Pour la CCP, ils trouvent que $A_2 = -1.19$ et pour la CT, $A_2 = -0.2615$ et concluent que pour cette éprouvette (CT), le champ RR est suffisant pour représenter la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure.

D'autre part, Nguyen et al. [31] ont utilisé les résultats des calculs numériques de Chao et al. et ont montré que le paramètre A_2 est négatif et augmente considérablement pour les fissures profondes ($a/b \geq 0.5$). Cependant, ils ont constaté que l'éprouvette CCP a le plus bas paramètre de confinement et qu'il est quasiment constant dans l'intervalle $0.2 \leq a/b \leq 0.75$. Pour les éprouvettes de flexion (SENT et SENB), ils ont constaté que le paramètre de confinement diminue pour des fissures telles que $a/b \leq 0.5$.

Dans une autre approche, Nguyen et al. [31] ont utilisé un modèle micromécanique pour étudier la propagation de fissures dans un matériau qui flue suivant la loi de Norton par cavitation aux joints de grains. L'effet du confinement à la pointe de fissure caractérisé par l'approche C^*-A_2(t) a été étudié pour des valeurs de A_2 comprises entre –2 et 0, pour deux cas de rupture en fluage le premier fragile et l'autre ductile. Ces auteurs ont montré que pour des faibles valeurs de $-A_2$, les termes d'ordres supérieurs ont une contribution négligeable sur les champs au voisinage de la pointe de fissure et que l'analyse de l'endommagement pourrait se faire seulement avec la paramètre C^*.

En outre, ils ont montré que dans toutes les situations, une valeur négative de A_2 tend à réduire le dommage de diffusion au voisinage de la pointe, son effet est de freiner l'avancée de fissure et diminuer la vitesse de propagation de fissure. Ces résultats ont été trouvés par Ozmat et al. [33] à travers des expériences sur différentes géométries fissurées ayant des confinements différents. Nguyen et al. [31] ont finalement montré à travers leur étude que pour une valeur de $A_2 = -2$, la durée de vie correspondante à une analyse avec les champs RR est augmentée de 40% dans le cas de rupture ductile et de 18% pour la rupture fragile.

II.5. Conséquences de cette étude sur les critères de rupture

La conclusion de l'étude des singularités des contraintes précédente se résume comme suit :

- Q* (en condition de fluage stationnaire stabilisé) est toujours inférieur à Q (plasticité à la fin de la mise en charge) en DP quels que soient le type d'éprouvette, la taille de la fissure et le chargement correspondant . Le fluage augmente l'écart entre champ numérique et champ analytique. Le numérique étant toujours inférieur à l'analytique.

- Pour les éprouvettes de traction (CCP, DENT) en CP, $Q \approx Q^* \approx 0$. Un taux de confinement nul est conservé même après la stabilisation en fluage.

- L'éprouvette CT en contrainte plane est le seul cas particulier où $Q^* > Q > 0$.

Faisons appel au concept à deux paramètres dans la rupture fragile/ductile pour essayer d'imaginer les conséquences sur les critères en fluage.

II.5.1. Amorçage de fissure : La ténacité (J_{Ic})

La figure 39 montre l'effet de la géométrie de l'éprouvette qui s'illustre par une différence de ténacité (voir a/W ~0.65, éprouvette SENT et SENB) .

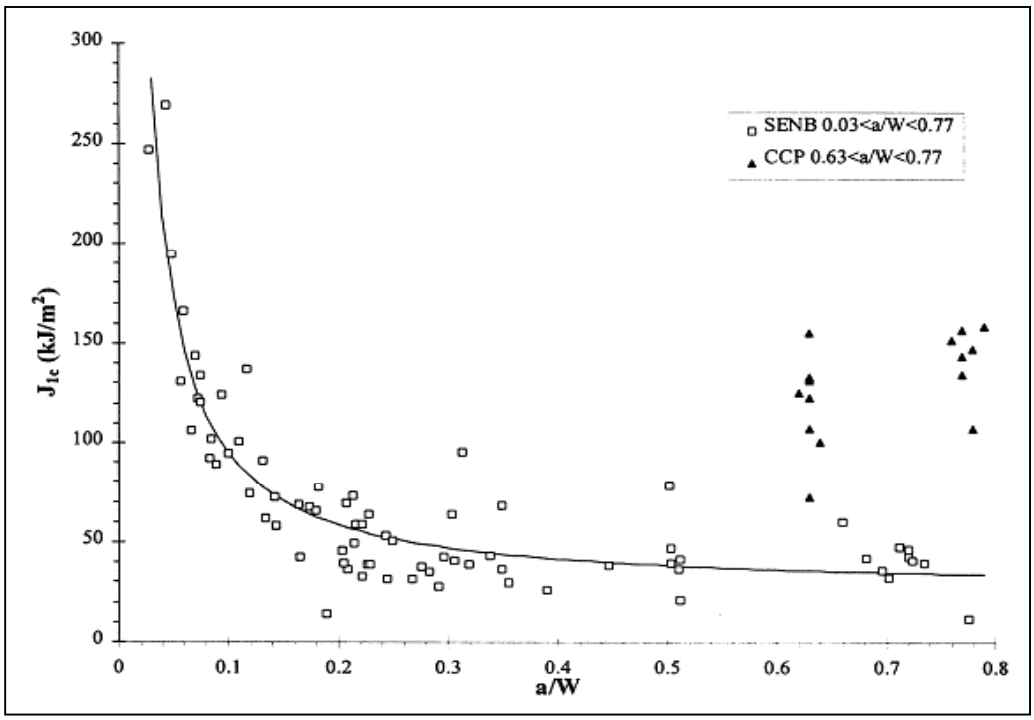


Figure 39 : Evolution de J_{1c} en fonction de a/W et de la géométrie
Pour un acier de type A36 à –50°C [34, 35]

L'approche à deux paramètres consiste à corriger donc le critère de rupture (J_{IC}) en y adjoignant le paramètre Q. L'exploitation de la courbe (figure 40) consiste alors à calculer la valeur de Q pour la structure fissurée et ensuite d'en déduire la "ténacité attendue" pour ce type de structure.

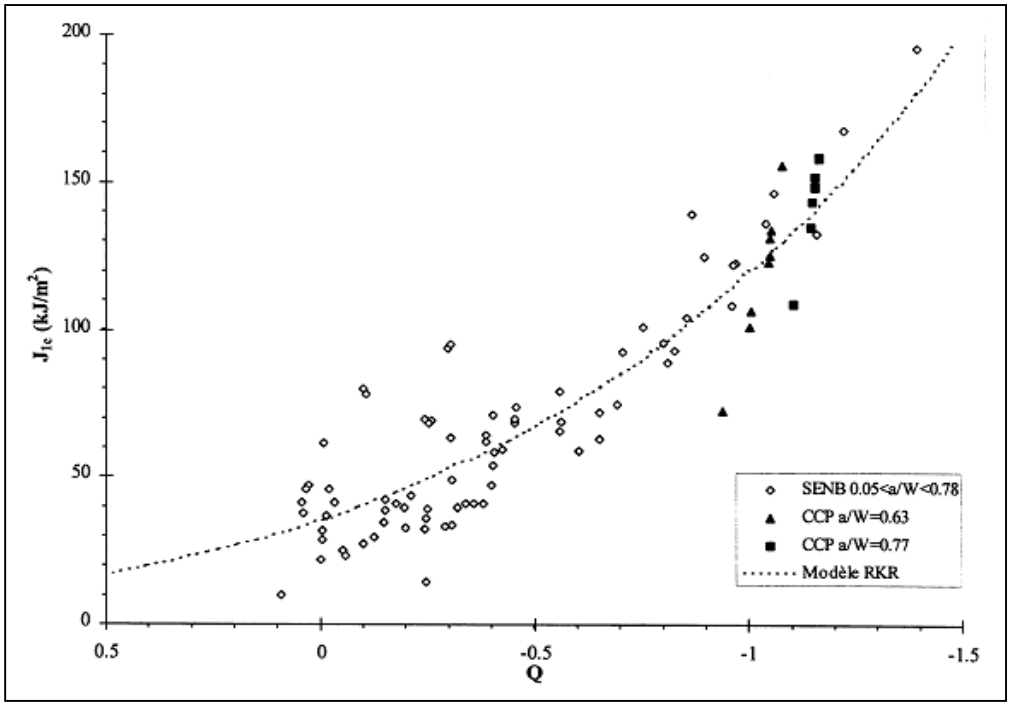


Figure 40 : Application de l'approche J-Q couplée avec le critère de Ritchie et al. sur les essais de Sumpter avec $\sigma_c = 4.5\sigma_0$ et N = 5 [36]

II.5.2. Extension à l'amorçage en fluage : Courbe Ti-C*, courbe σ_d

L'amorçage de fissure en fluage se caractérise en approche globale par la courbe Ti-C* où Ti est le temps d'incubation. S'il y avait une influence de l'effet de géométrie sur la courbe Ti-C*, on aurait un faisceau de courbe correspondant à chaque valeur de Q*. A priori, un Q* négatif devrait avoir une triaxialité plus faible et donc endommagerait moins vite le matériau. Autrement dit, pour une même valeur de C*, le temps d'incubation pour Q* <0 devrait être plus grand que celui pour Q* > 0. Bien entendu, cela suppose que la contrainte d'ouverture sur laquelle on a déterminé les valeurs de Q et Q* est un paramètre important de processus d'endommagement.

En faisant le parallèle avec la ténacité, à la différence près que la ténacité est un "scalaire" mais en fluage le critère est une courbe ou fonction, on pourrait tracer la valeur de la constante de corrélation $T_i C^{*\alpha} = Cste$ en fonction de Q*. Ainsi on pourrait accéder à la bonne courbe parmi le faisceau mentionné ci-dessus. Ceci sous l'hypothèse que la pente α soit indépendante du Q*.

En revanche, dans un critère d'amorçage de fissure tel que σ_d [37], la correction va s'opérer d'elle même en utilisant dans le critère la contrainte calculée par éléments finis au lieu du champ RR. En effet, le critère σ_d consiste à comparer la contrainte d'ouverture à 50µm de la pointe à la courbe Sr de fluage à rupture. Si on prend la contrainte du champ RR, qui est plus forte que la contrainte simulée σ_{EF} (puisque Q* < 0), la prédiction sera sécurisante. Il s'avère donc que la correction pertinente serait celle qui tirerait bénéfice de la connaissance des paramètres locaux tels

que la contrainte ou la déformation en pointe de fissure. Une telle approche consiste à déterminer une variable d'endommagement fonction de ces paramètres locaux : c'est l'approche dite locale.

II.5.3. Propagation de fissure : Courbe J - Δa

En déchirure ductile, les figures 41 et 42 montrent l'effet de la géométrie de l'éprouvette et du rapport de taille de fissure qui se ressent sur la pente de la courbe J-Δa et donc sur la vitesse de propagation de la fissure.

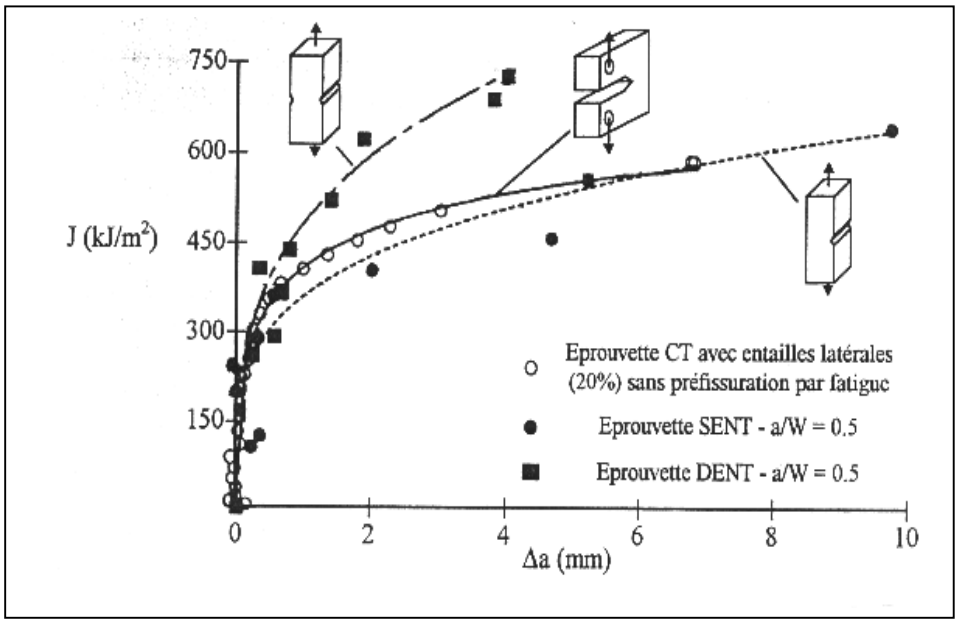


Figure 41 : Effet de la géométrie sur la courbe J-Δa pour l'acier 22NiMoCr37 [38]

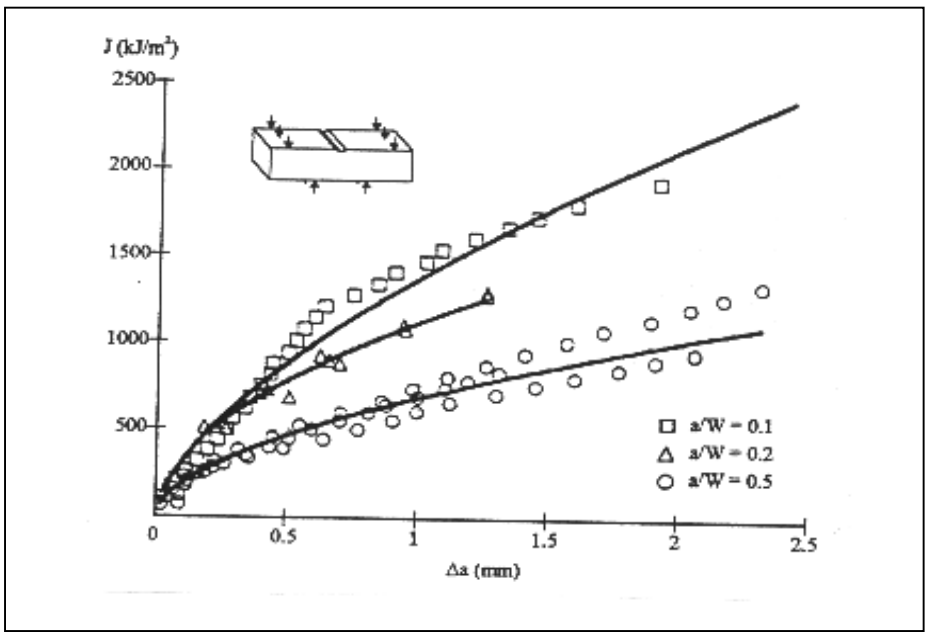


Figure 42 : Influence de la profondeur du défaut sur la courbe de résistance à la déchirure ductile [39]

II.5.4. Extension à la propagation en fluage : Courbe da/dt – C*

Supposons tout d'abord que l'effet de la géométrie sur la courbe da/dt vs C* est faible voire nul. Dans ce cas, sachant que la contrainte supposée réelle qu'est la contrainte d'ouverture calculée par éléments finis est plus faible que la contrainte issue de la singularité RR, liée directement à C*, la même conclusion que celle de l'amorçage s'impose : l'utilisation de la courbe maîtresse telle quelle (avec C* calculé par EF ou analytiquement) sera sécurisante [31, 33].

Cette conclusion est importante pour les utilisateurs de la courbe C*. En d'autres termes, la diminution de la valeur de Q vers celle de Q* assure la sécurité dans l'utilisation de la courbe C*. Notons qu'en rupture ductile, l'utilisation d'un critère obtenu sur éprouvette de traction ($Q < 0$) rend de fait la prédiction pessimiste. Il en va de même pour la courbe da/dt – C* où la valeur de Q* est toujours négative, du moins pour l'acier 316L(N) et en situation de déformation plane.

Une manière d'estimer la marge de sécurité disponible serait soit de corriger la valeur de C* en se servant de la contrainte calculée par éléments finis (en inversant l'équation III.42), soit en utilisant directement cette contrainte en particulier – ou tous les paramètres locaux en général – pour caractériser une variable d'endommagement. Autrement dit, il s'agit d'envisager d'utiliser l'approche locale.

Dans le cas où il existerait un faisceau de courbes selon la valeur de Q*, une solution serait alors de tracer l'évolution de la constante A ($\frac{da}{dt} = A(C^*)^q$) en fonction de Q*. Ce serait l'approche à deux paramètres appliquée en fluage. On verra dans le chapitre IV laquelle de ces situations prévaut pour l'acier 316L(N).

Références

[1] Hutchinson. J.W., " Singular behaviour at the end of a tensile crack tip hardening material " . Journal of Mechanics and Physics of solids., Vol. 16, pp.13-31. 1968.

[2] Rice, J.R., Rosengren, G.F., : " Plane strain deformation near a crack tip in a power law hardening material ", Journal of the Mechanics and Physics of solids, Vol. 16, pp. 1-12, 1968.

[3] Riedel, H., " Creep deformation at crack tip in elastic-viscoplastic solids ". Journal of Mechanics and Physics of solids, 29, pp 35-49, 1991.

[4] François, D. Pineau, A. Zaoui, A., : " Comportement mécanique des matériaux" tome II, Hermès, pp. 323-324, 1993.

[5] O'Dowd, N.P., Shih, C.F., : " Family of crack-tip fields characterised by a triaxiality parameter I. Structure of fields ", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 39, No. 8, pp. 989-1015, 1991.

[6] O'Dowd, N.P., Shih, C.F., : " Two-parameter fracture mechanics : theory and applications ", in Fracture Mechanics : Tweenty-Fourth Volume, ASTM STP 1207, ed. J.D. Landes, D.E. Mc Cabe, J.A.M. Boulet, pp. 21-47, 1994.

[7] O'Dowd, N.P., Shih, C.F., : " Family of crack-tip fields characterised by a triaxiality parameter II. Fracture applications ", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 40, No. 5, pp. 939-963, 1992.

[8] Chao, Y.J., Yang, S., Sutton, M.A., : " On the fracture of solids characterized by one or two parameters : theory and practice ", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 42, pp. 629-647, 1994.

[9] Sharama, S.M., Aravas, N., : " Determination of higher-order terms in asymptotic elastoplastic crack tip solutions ", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 39, pp. 1043-1072, 1991.

[10] Cailletaud, G., Saï, K. : "Study of plastic/viscoplastic models with various inelastic mechanisms", International Journal of Plasticity, Vol. 11, No. 8, pp. 991-1005, 1995.

[11] Lemaître, J., Chaboche, J.L., " Mécanique des matériaux solides ", Dunod, 1985.

[12] Chaboche, J., " Sur les lois de comportement des matériaux sous sollicitations monotones ou cycliques ", La recherche aérospatiale, Vol. 5, pp. 363-375, 1983.

[13] Besson, J., Foerch, R., " Large scale object-oriented finite element code design". Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 142, pp 165-187, 1997.

[14] Assire, A., : " Amorçage et propagation de la fissuration dans les jonctions soudées à haute température ". Thèse de doctorat de l'Université Aix-Marseille II, en Mécanique des solides. 2000.

[15] Piques, R ., : " Mécanique et mécanismes de l'amorçage et de la propagation des fissures en viscoplasticité dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1989.

[16] Poquillon, D., : " Approche locale : Fissuration à haute température dans un acier inoxydable austénitique sous chargements thermomécaniques. Simulations numériques et validations expérimentales". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1997.

[17] Maas, E., " Propagation des fissures par fluage dans l'acier inoxydable austénitique Z3-CND17-13 ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1984.

[18] Bauvineau, L., : " Approche locale de la rupture ductile : Application à un acier Carbone - Manganèse". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1996.

[19] Williams, M.B., : " On the stress distribution at the base of a stationary crack ", Journal Applied Mechanics, Vol. 24, pp. 109-114, 1957.

[20] Larsson, S.G., Carlsson, A.J., : " Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on small-scale yielding at crack tips in an elastic-plastic material ", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 21, pp. 263-278, 1973.

[21] Betegon, C., Hancock, J.W., : " Two parameter characterisation of elastic-plastic crack tip fields ", Journal of Applied Mechanics, Vol. 58, pp. 104-110, 1991.

[22] Hancock, J.W., Reuter, W.G., Parks, D.M., : " Constraint and toughness parameterised by T " , in : Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1171, ed. E.M. Hackett, K.H. Schwalbe, R.H. Dodds, pp. 21-40, 1993.

[23] Leevers, P.S. Radon, J.C., : " Inherent stress biaxiality in various fracture specimen geometries ", International Journal of Fracture, Vol. 19, pp. 311-325, 1983.

[24] Bensussan, P., Piques, R., Pineau, A., : " A critical assessment of global mechanics approaches to creep crack initiation and creep crack growth in 316L steel " ASTM STP 995, pp. 27-54. 1989.

[25] Shih, C.F., : " Tables of Hutchinson-Rice-Rosengren singular field quantities " Brown University Report, MRL E-147, june 1983.

[26] Xia, L., Wang, T.C., : " Higher-order analysis of crack tip field in elastic power-law hardening material ", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 41, pp. 665-687, 1993.

[27] Drubay, B., Chapuliot, S., Lacire, M.H. : " A16 : Guide pour l'analyse de la nocivité des défauts et la fuite avant rupture ", Rapport DMT, SEMT/LISN/RT/98-063/A.

[28] Kumar, V., German, M.D., Shih, C.F., " An engineering approach for elastic-plastic fracture ". EPRI. Report NP 1931. 1981.

[29] Riedel, H., Rice, J.R., : " Tensile cracks in creeping solids ", Fracture Mechanics ASTM STP 700, pp. 112-130, 1980.
[30] Chao, Y.J., Zhu, X.K., Zhang, L., : " Higher-order asymptotic crack-tip fields in a power-law creeping materials ", International Journal of Solids and structures, Vol. 38, pp. 3853-3875, 2001.

[31] Nguyen, B., Onck, P., Van der Giessen, E., : " Crack-tip constraint effects on creep fracture ", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 65, pp. 467-490, 2000.

[32] Shih, C., O'Dowd, P., Kirk, T., : " A framework for quantifying crack tip constraint ", Constraint effect in fracture, ASTM STP 1171, E.M. Hackett, American Society for Testing Materials, Philadelphia, pp. 2-20, 1993.

[33] Ozmat, B., Argon, A.S., Parks, D.M. : " Growth modes of cracks in creeping type 304 stainless steel ", Mech Mater, Vol. 11, pp. 1-17, 1991.

[34] Sumpter, J.D.G., Forbes, A.T. : "Constraint based analysis of shallow cracks in mild steel", Proceeding of the TWI/EWI/IS International Conference on Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications, paper 7, September, 1992.

[35] Sumpter, J.D.G., : " An experimental investigation of the T stress approach " in Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1171, ed. E.M. Hackett, K.H. Schwalbe, R.H. Dodds, pp. 492-502, 1993.

[36] O'Dowd, N.P., Shih, C.F., Dodds, R.H., : " The role of geometry and crack growth on constraint and implications for ductile/brittle fracture ", in Constraint Effects in Fracture : Theroy and Applications, 2e vol., ASTM STP 1244, ed. M. Kirk, Ad Bakker, pp. 134-159, 1995.

[37] Laiarinandrasana, L., : " Amorçage de fissure à haute température dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1994.

[38] Eisle, U., Roos, E., Seidenfuss, M., Silcher, H., : " Determination of J-integral-based crack resistance curves and initiation values for the assessment of crack large-scale specimens ", Fracture Mechanics, ASTM STP 1131, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 37-59, 1992.

[39] Betegon, C., Rodriguez, C. Belzunce, F.J., : " Crack size dependence of the ductile fracture behaviour of a high strength steel ", Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, E.C.F. 11 ed. J. Petit, EMAS, UK, Vol.2, pp. 831-836, 1995.

Annexe 3
Singularités de contraintes élastoplastiques et viscoplastiques

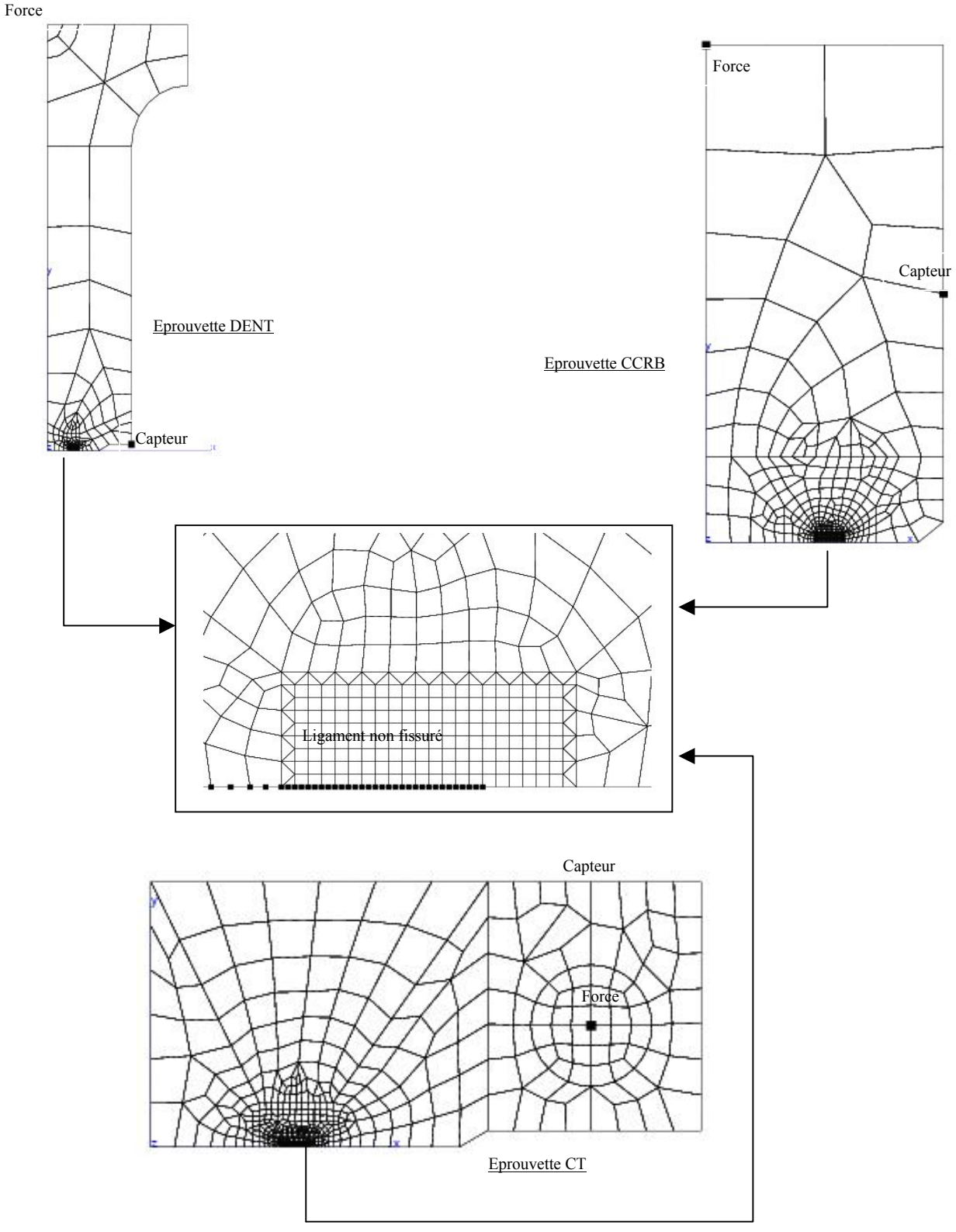


Figure 1 : Maillage des éprouvettes : zoom des pointes de fissure, (Force) : application du chargement - (capteur) : mesure de l'ouverture de la fissure

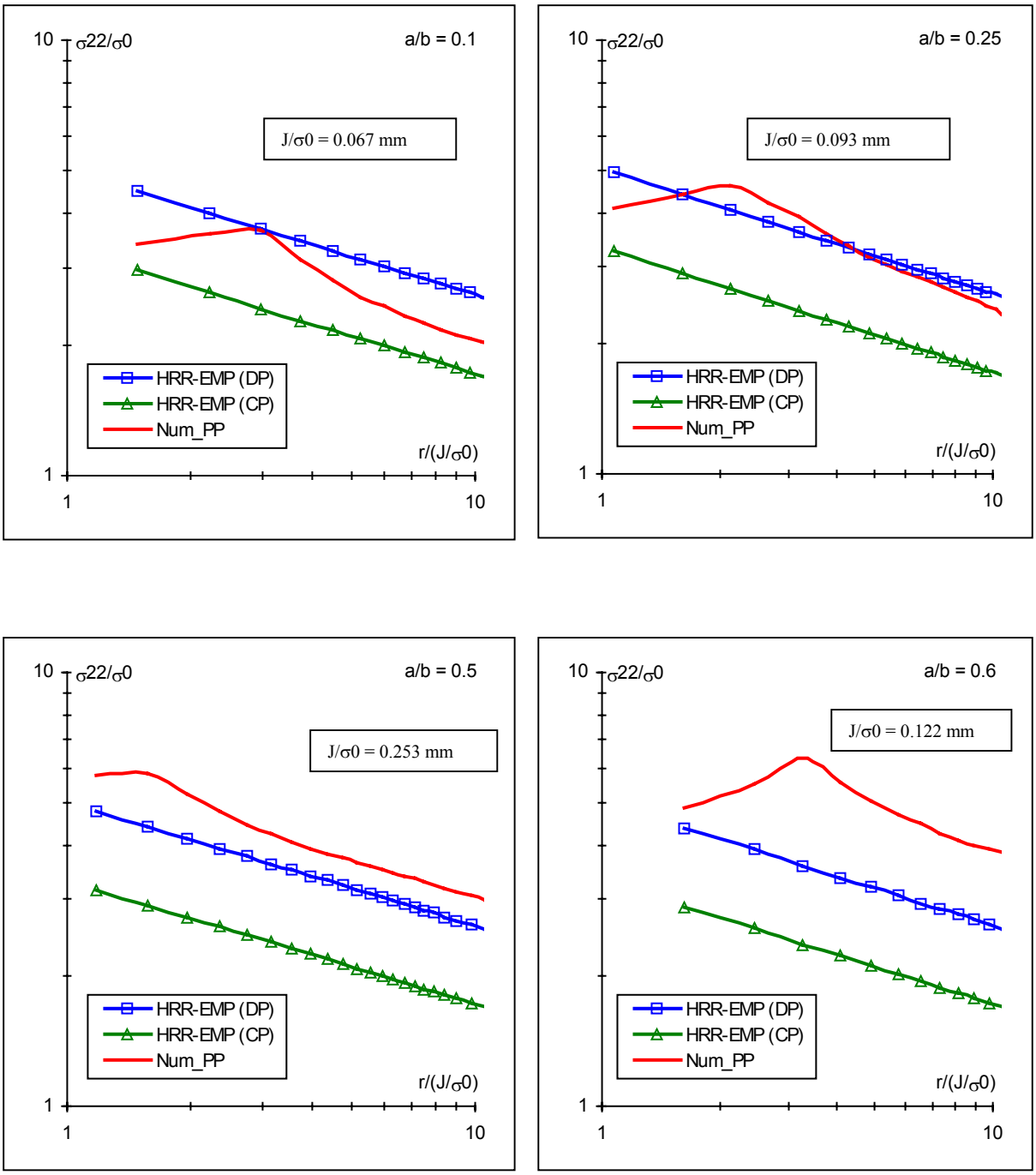


Figure 2 : Champs élastoplastiques - Eprouvette CCRB
Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ à la fin de la mise en charge.

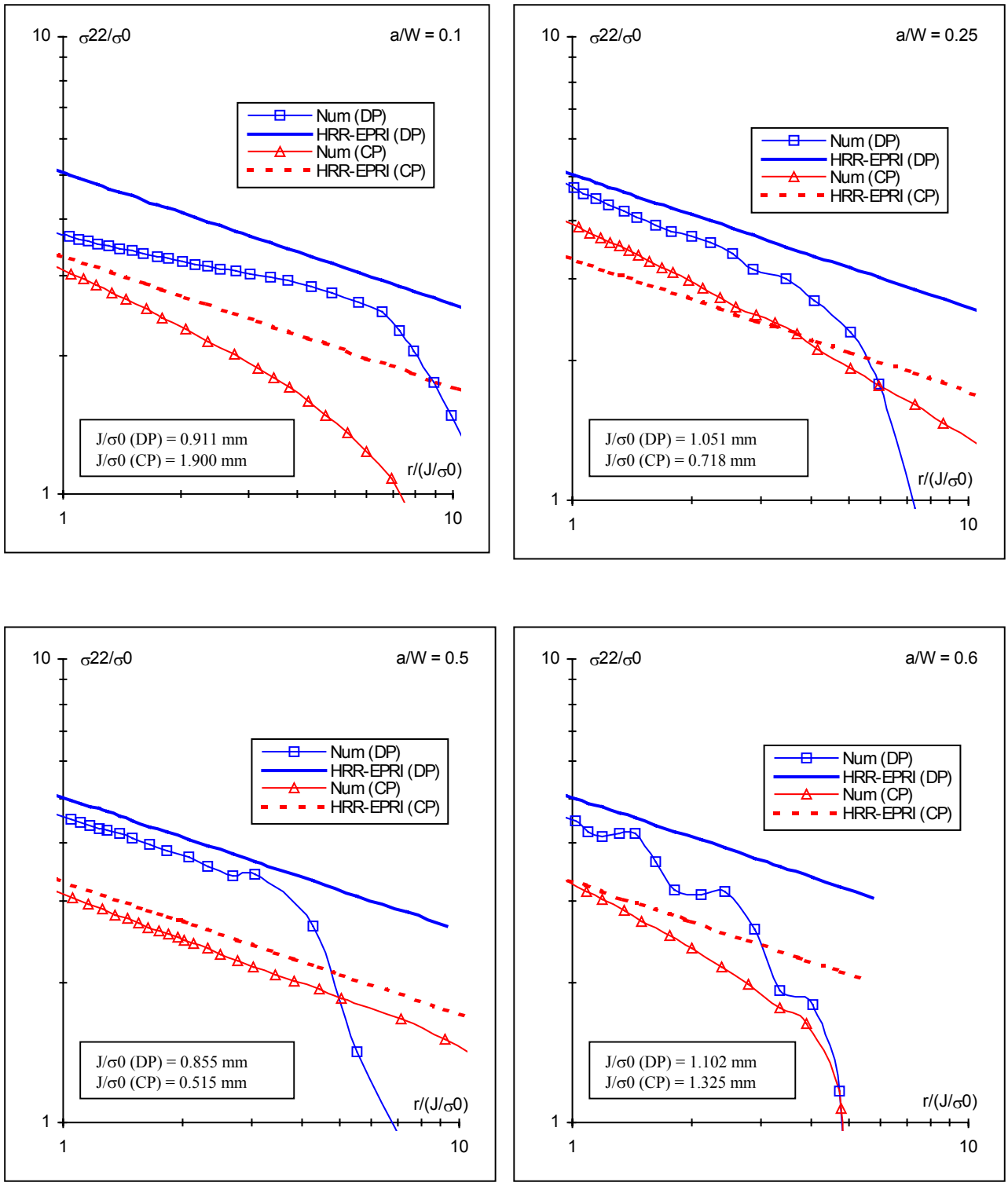


Figure 3 : Champs élastoplastiques - Eprouvette CT
Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ à la fin de la mise en charge.

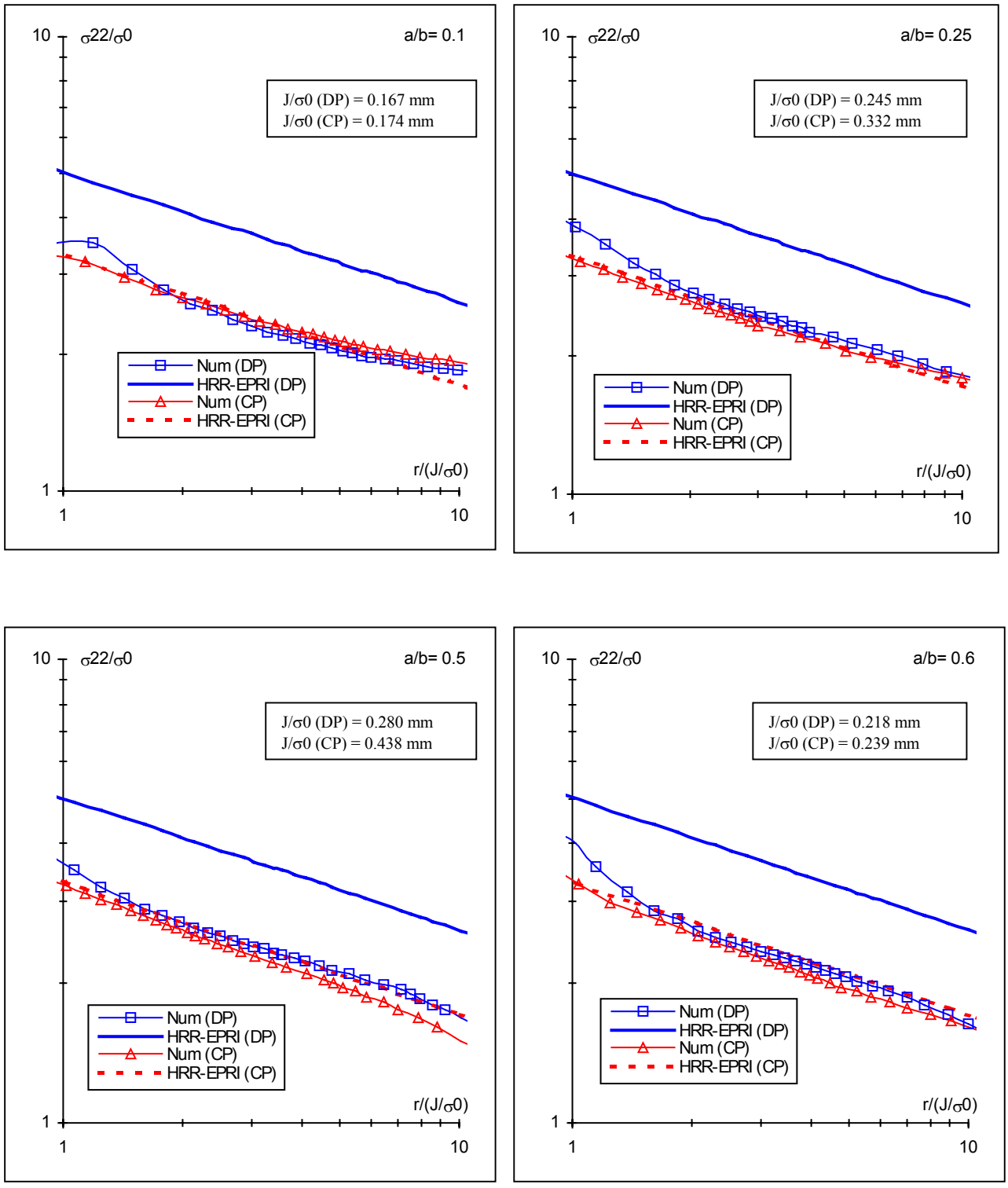


Figure 4 : Champs élastoplastiques - Eprouvette CCP
Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ à la fin de la mise en charge.

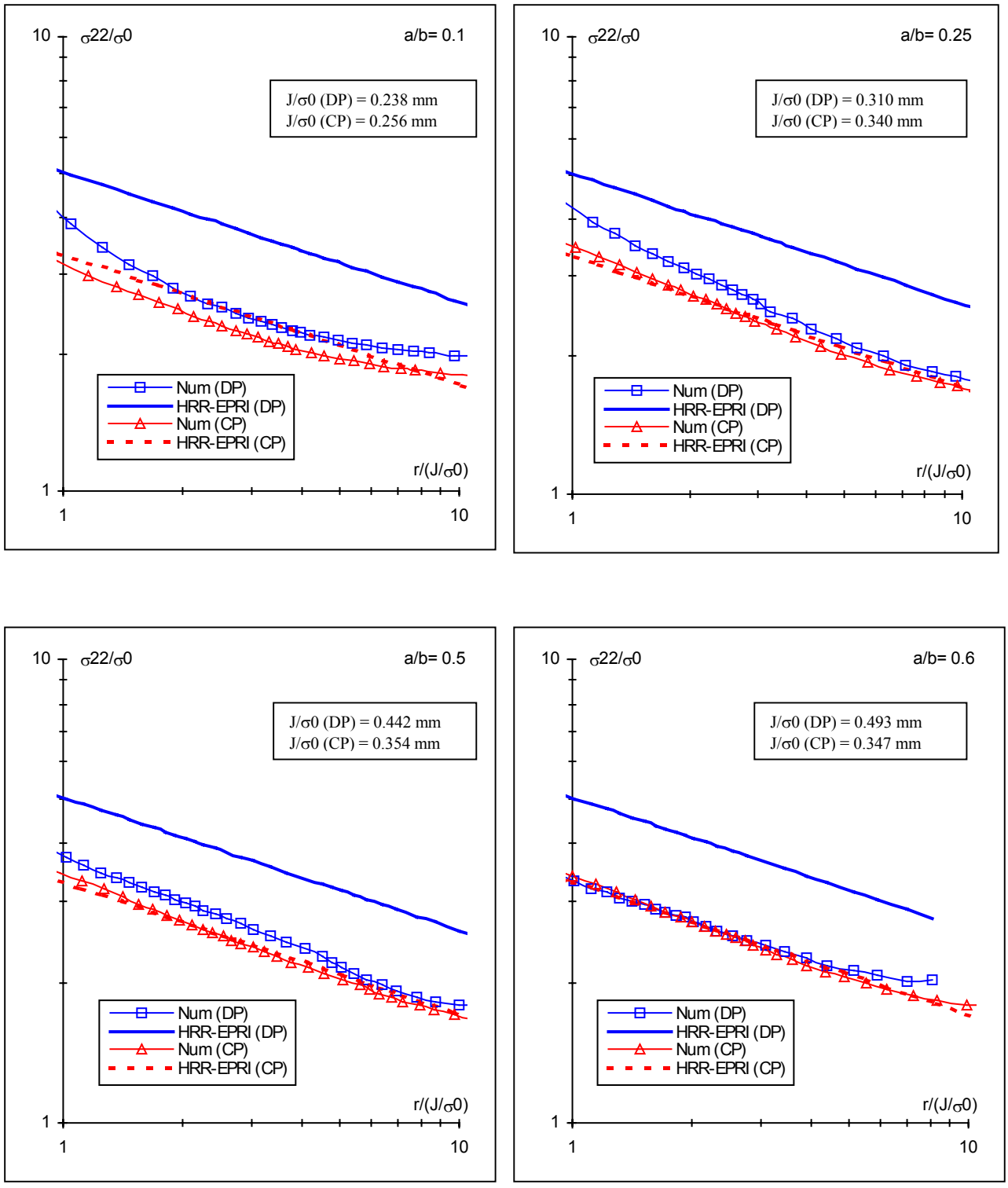


Figure 5 : Champs élastoplastiques - Eprouvette DENT
Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ à la fin de la mise en charge.

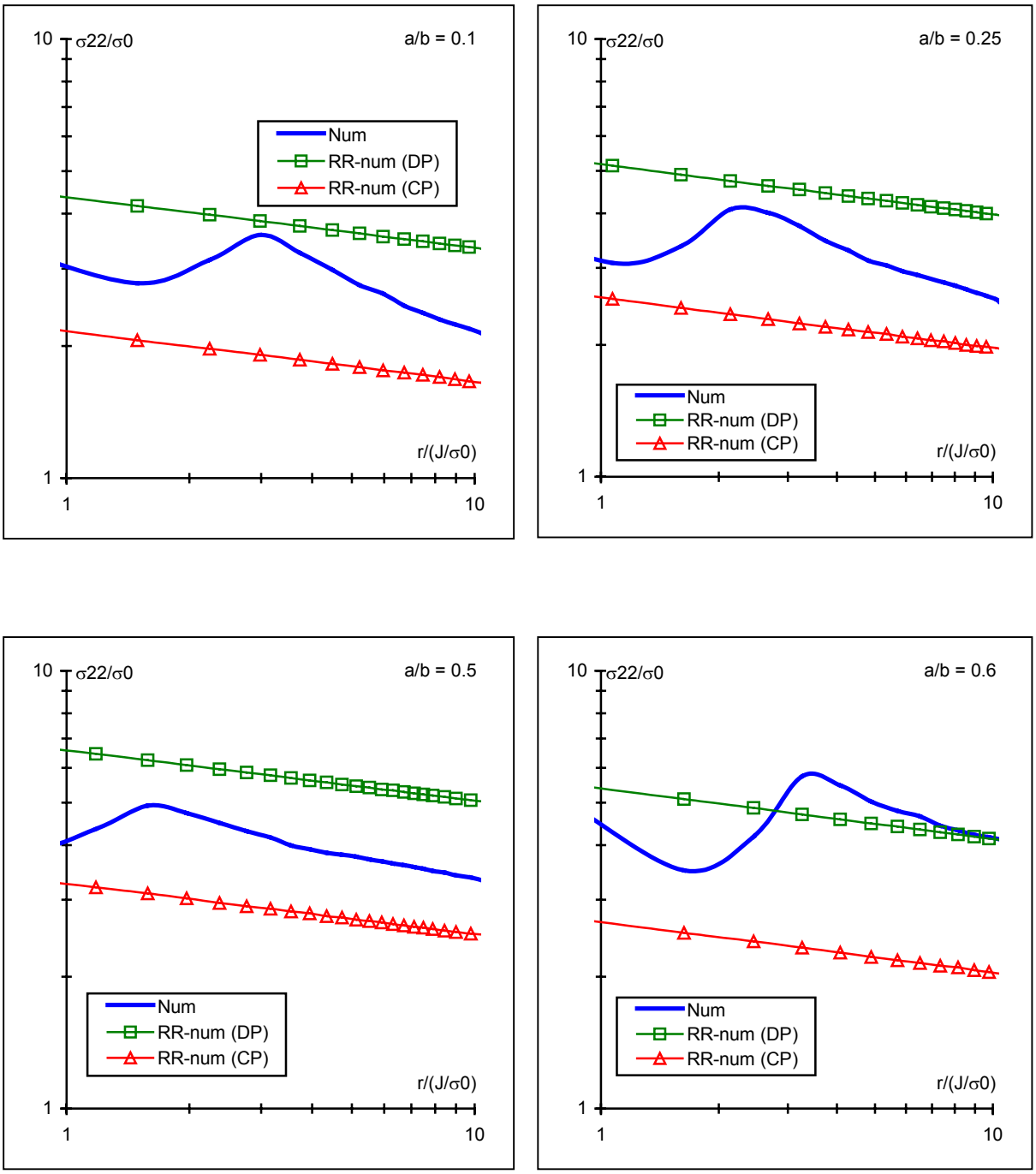


Figure 6 : Champs viscoplastiques - Eprouvette CCRB
Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ à la fin du fluage.

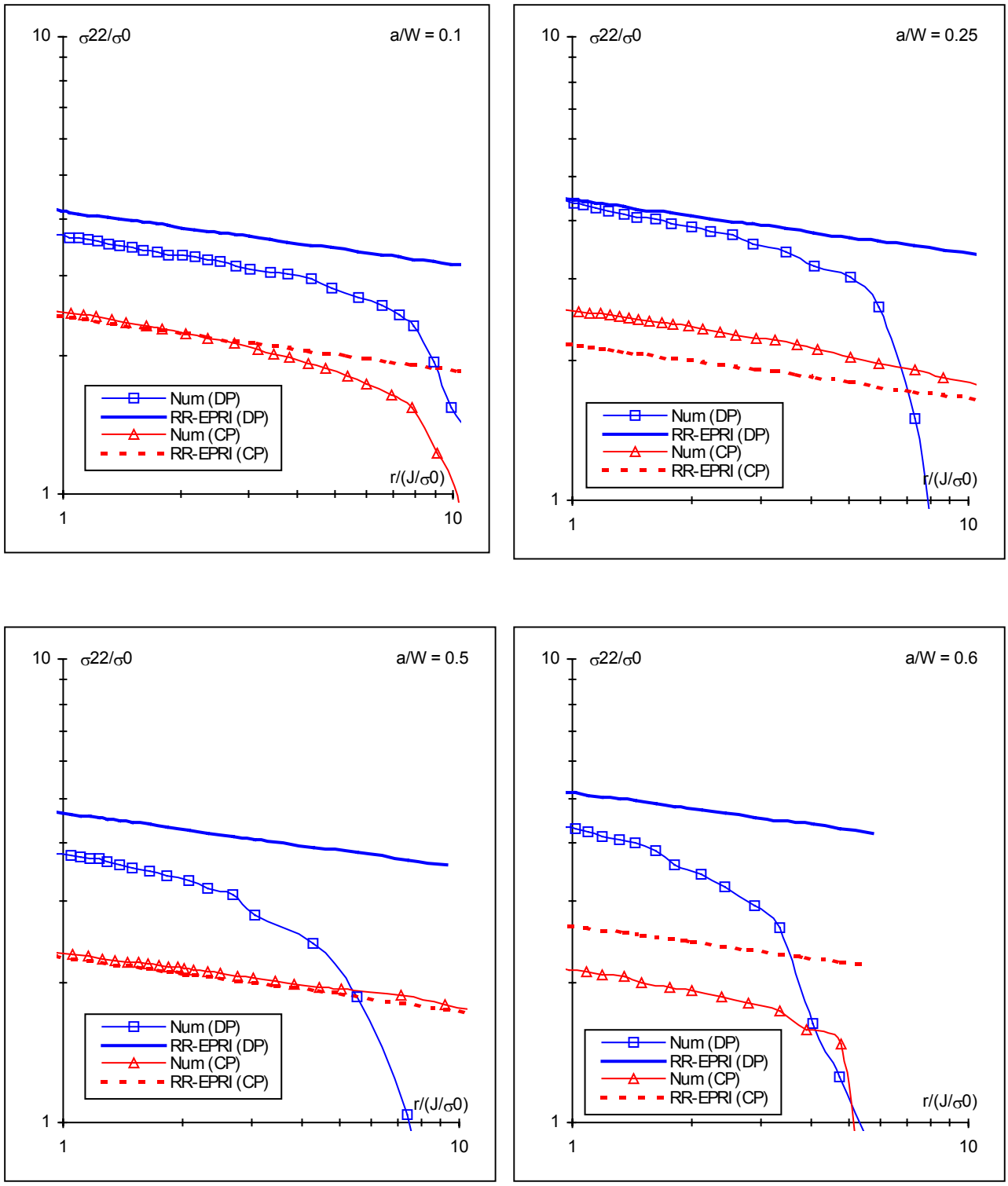


Figure 7 : Champs viscoplastiques - Eprouvette CT
Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ à la fin de fluage.

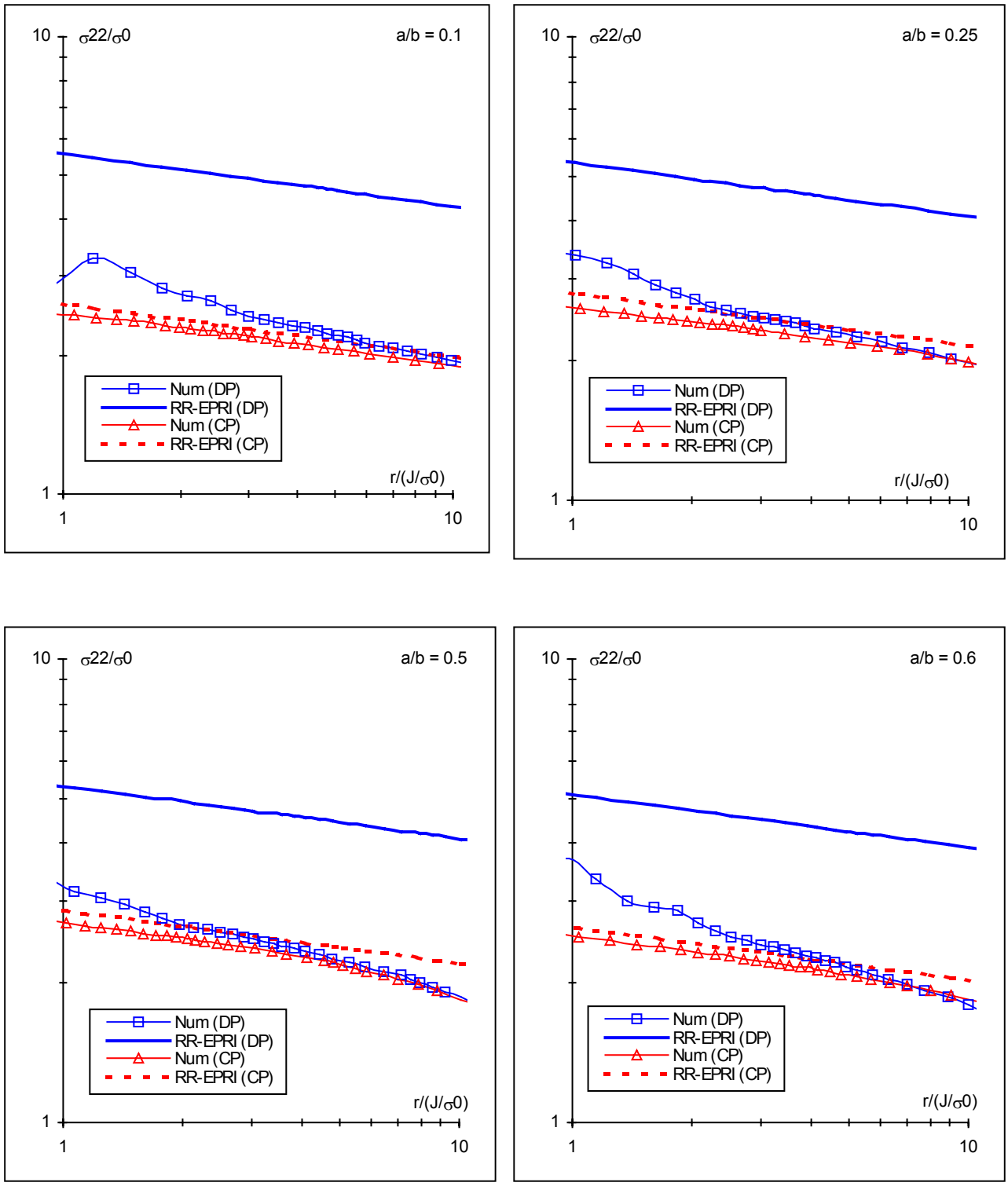


Figure 8 : Champs viscoplastiques - Eprouvette CCP
Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ à la fin de fluage.

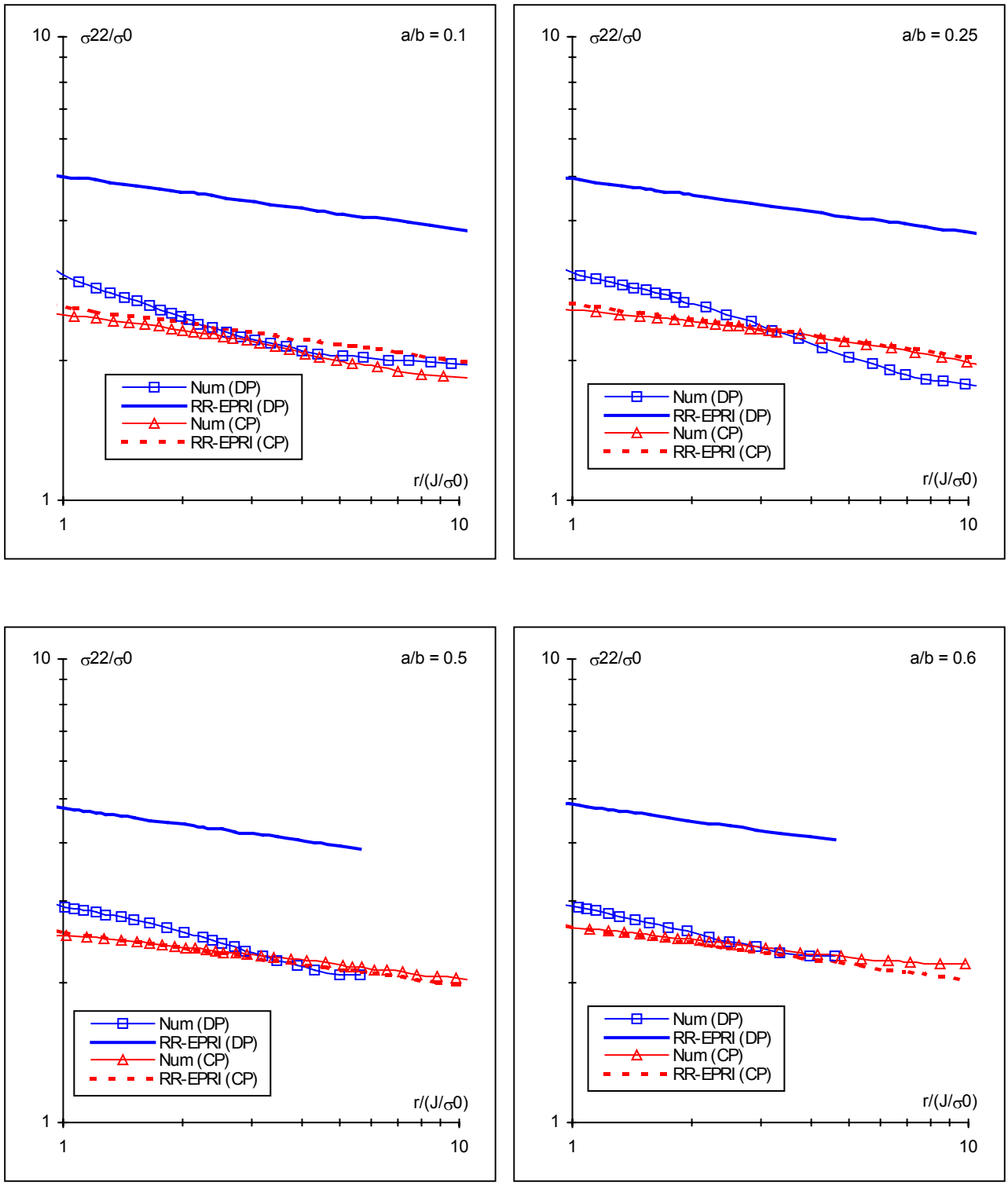


Figure 9 : Champs viscoplastiques - Eprouvette DENT
Evolution de σ_{22}/σ_0 en fonction de $r/(J/\sigma_0)$ à la fin de fluage.

Chapitre IV

Détermination des courbes maîtresses de fissuration en fluage

Introduction

L'amorçage et la propagation des fissures en fluage ont été largement étudiés, à travers les paramètres globaux de la mécanique de la rupture en viscoplasticité [1, 2, 3, 4, 5, 6, etc.…]. Ces études ont montré que le temps à l'amorçage et/ou la vitesse de propagation étaient liés au paramètre C* déterminé à partir de la mesure expérimentale de la vitesse d'ouverture d'entaille. Ces relations s'expriment sous forme de lois puissance :

En amorçage $$T_i C^{*\alpha} = Cst \quad (IV.1)$$

En propagation $$\frac{da}{dt} = A(C^*_{exp})^q \quad (IV.2)$$

où α, A et q sont des grandeurs intrinsèques au matériau.

Selon les matériaux, on peut distinguer deux types de cinétique de propagation de fissure. Dans le premier cas, la propagation n'engendre que très peu de déformations, et la zone de fluage significatif est extrêmement localisée en pointe de fissure. On parle alors de comportement "creep brittle". Le paramètre pertinent pour décrire une telle évolution de la fissure est le facteur d'intensité des contraintes K. Dans le cas d'un matériau qui engendre une zone de fluage plus importante en pointe de fissure, le comportement est alors "creep ductile", et la propagation est pilotée par le paramètre C* [5]. Il faut noter, cependant que l'identification de ces corrélations pour un matériau donné s'avère être délicate, surtout en phase de propagation. La difficulté provient d'une part des erreurs commises lors de la mesure expérimentale de la vitesse de propagation da/dt , et d'autre part du fait que l'analyse des essais s'appuie sur une estimation de C^*_{exp} calculée à partir de la vitesse d'ouverture de l'entaille. Des auteurs [7] ont souligné que la vitesse d'ouverture mesurée expérimentalement intégrait une composante élastoplastique liée à la croissance de la fissure. Cette composante altère alors la validité de C^*_{exp} et par conséquent l'identification des paramètres de la corrélation.

Pour pouvoir surmonter les difficultés rencontrées lors de cette identification, on essayera, dans ce chapitre de proposer des expressions pour calculer le paramètre C^*_{exp}, à partir de la composante de la vitesse d'ouverture de l'entaille due au comportement seul. De même, on explicitera le domaine de validité de la corrélation. Pour ce faire, on dépouillera selon des recommandations bien précises l'ensemble d'essais réalisés en grande partie au Centre des Matériaux de l'Ecole de Mines de Paris. Ces essais, portent sur différentes géométries, ce qui offre la possibilité de montrer la robustesse de la corrélation en assurant sa transférabilité d'une éprouvette de laboratoire à une autre.

Pour étudier la fissuration à haute température, on s'intéressera à plusieurs matériaux utilisés dans le domaine de la production de l'énergie : L'acier ferritique 1Cr-1Mo-1/4V, partie chaude et partie froide (E. Molinié - 1991) et l'acier inoxydable austénitique 316L(N). Pour ce dernier, on étudiera séparément le comportement des tôles SQ (E. Maas - 1984 et R. Piques - 1989), la tôle SA (L.Laiarinandrasana - 1994 et J.P.Polvora - 1998), la tôle SD (F.Curtit – 1999) et la tôle VIRGO (M.P. Solignac – 1986) . Les essais réalisés sur l'acier ferritique 1Cr-1Mo-1/4V ne concernent que l'éprouvette CT, ils vont alors nous servir à étudier les corrélations T_i – C* et da/dt-C* et à valider notre démarche de dépouillement. Les essais sur le 316L(N) ont été réalisés sur des éprouvettes axisymétriques fissurées (CCRB), sur des éprouvettes CT et sur des éprouvettes DENT. Ces essais vont nous servir à étudier la fissuration à haute température de ce matériau et à vérifier la transférabilité de la courbe da/dt – C* d'une éprouvette à une autre.

I. Méthodologie de dépouillement des essais

Comme nous l'avons déjà mentionné, le but de cette partie est de proposer une méthode pour construire la courbe maîtresse da/dt-C* pour un matériau donné. Cette corrélation met en évidence, d'une part la vitesse de propagation de la fissure qui est mesurée expérimentalement par la méthode du suivi électrique, et d'autre part le paramètre C^*_{exp} , qui pour un chargement donné, est défini lorsque le stade secondaire du fluage est atteint pour une fissure stationnaire. Ainsi et pour mieux tracer cette courbe, il faut retrancher la contribution de l'avancée de fissure à la vitesse de l'ouverture de cette dernière. Enfin il faut sélectionner parmi les points d'un essai de fluage ceux qui sont pertinents pour établir cette corrélation.

I.1. Calcul de la vitesse de propagation

Toutes les éprouvettes étudiées ont été équipées de fils d'alimentation en courant et de mesure de différence de potentiel (ddp) qui les relient au suiveur de fissure. Au cours de l'avancée de la fissure, la résistance électrique de l'éprouvette augmente avec la diminution de la section correspondant à la rupture progressive du ligament restant. La ddp mesurée sur l'éprouvette croît donc continûment au cours de la fissuration. L'avancée de la fissure Δa est alors déterminée en fonction du temps par l'intermédiaire d'une courbe de calibration Δa = f(Δddp) reliant l'avancée de fissure moyenne mesurée en fin d'essai, Δa, à la valeur de la variation de différence de potentiel correspondante.

Pour un essai de fluage donné, on commence tout d'abord par lisser les courbes d'avancée de fissure en fonction du temps, ensuite on calcule la vitesse de propagation de la fissure par la relation suivante :

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_i (mm/h) = \frac{a_i - a_{i-1}}{t_i - t_{i-1}} \qquad (IV.3)$$

où a_i est la taille de la fissure correspondant au temps t_i.

I.2. Calcul de la vitesse d'ouverture de la fissure

L'ouverture totale mesurée pendant un essai de fluage est la somme d'une partie dite de comportement due au fluage de l'éprouvette et une deuxième dite de structure due à l'avancée de la fissure [1, 2, 4, 5]. Ainsi on peut écrire l'ouverture totale sous la forme suivante :

$$\delta_{exp} = \delta_{\text{fin de mise en charge}} + \delta_{structure} + \delta_{fluage} \qquad (IV.4)$$

Avec :

δ_{exp} : Ouverture totale de la fissure mesurée au cours de l'essai (mm).

$\delta_{\text{fin de mise en charge}}$: Ouverture de la fissure après la mise en charge.

$\delta_{structure}$: Ouverture de la fissure due à l'avancée de la fissure (partie structure)

δ_{fluage} : Ouverture de la fissure due au fluage (partie comportement)

Ce qui nous permettra d'écrire en dérivant les différents termes de cette égalité

$$\dot{\delta}_{fluage} = \dot{\delta}_{exp} - \dot{\delta}_{structure} \qquad (IV.5)$$

La vitesse expérimentale d'ouverture de la fissure se calcule, après lissage de la courbe $\delta = f(t)$, par la relation suivante :

$$\dot{\delta}_{exp}(mm/h) = \left(\frac{d\delta_{exp}}{dt}\right)_i = \frac{\delta_i - \delta_{i-1}}{t_i - t_{i-1}} \qquad (IV.6)$$

où δ_i est l'ouverture expérimentale de la fissure à l'instant t_i.

I.3. Calcul de C^*_{exp}

Pour le calcul de C^*_{exp}, on utilise des expressions semi-analytiques, où on introduit les valeurs expérimentales de $d\delta/dt$. Ces équations permettent de mettre en évidence le chargement, la loi de comportement du matériau et la géométrie de l'éprouvette. (voir démonstration en annexe 4-1).

I.3.1. Les éprouvettes CT

Pour l'éprouvette CT (figure 1, annexe 4-2), on calcule C* (N/mmh) à partir de la relation suivante [7] :

$$C^*_{exp}(t) = \left(2 + 0.522\left(1 - \frac{a}{W}\right)\right)\frac{n_2}{n_2 + 1}\frac{P\,\dot{\delta}_{fluage}}{B(W-a)} \qquad (IV.7)$$

Où :

- n_2 : Exposant de la loi de fluage secondaire (éq. I.8)
- B : Epaisseur de l'éprouvette (mm)
- W : Largeur de l'éprouvette (mm)
- P : Chargement appliqué (N)
- a : Longueur de la fissure (mm)

Pour calculer la partie de l'ouverture de la fissure due au fluage, on retranche la partie structure en utilisant la norme ASTM E-1457-98 [8]. Cette norme propose d'évaluer la partie structure par la relation suivante (voir démonstration en annexe 4-3) :

$$\dot{\delta}_{structure} = \frac{\dot{a}\,B}{P}\left(\frac{2K_I^2}{E^*} + (n+1)J_P^{EPRI}\right) \qquad (IV.8)$$

Où :

E* = E en contrainte plane

E* = E/(1-ν²) en déformation plane.

n : exposant de la loi élastoplastique, tel que : $\varepsilon = B_0\sigma^n$

K_I : facteur d'intensité de contraintes (MPamm$^{1/2}$) donné par l'équation ci-dessous [5]

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}}\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}}\left[0.866 + 4.64\frac{a}{W} - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right] \qquad (IV.9)$$

J_P^{EPRI} : composante plastique de l'intégrale J (N/mm) calculé par la méthode EPRI [9]

$$J_P^{EPRI} = B_0 \sigma_0^{n+1} (W-a)\, h_1\left(\frac{a}{W}, n\right)\left[\frac{P}{P_0}\right]^{n+1} \qquad (IV.10)$$

I.3.2. Les éprouvettes DENT

Pour l'éprouvette DENT (annexe 4-2), on calcule C* à partir de la relation suivante [10] :

$$C^*_{exp}(t) = \frac{1}{2}\frac{n_2 - 1}{n_2 + 1}\frac{P\dot{\delta}_{fluage}}{B(b-a)} \qquad (IV.11)$$

Avec , b : La demi largeur de l'éprouvette (mm).

Pour calculer la partie de l'ouverture de la fissure due au fluage, on retranche la partie structure en utilisant l'équation (IV.8), avec :

K_I : facteur d'intensité de contraintes calculé comme suit [11] :

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{2b}}\left[1.4\left(\frac{a}{b}\right)^{1/2} + 0.2556\left(\frac{a}{b}\right)^{3/2} - 1.5\left(\frac{a}{b}\right)^{5/2} + 2.42\left(\frac{a}{b}\right)^{7/2}\right] \qquad (IV.12)$$

J_P^{EPRI} : composante plastique de l'intégrale J calculé par la méthode EPRI [9]:

$$J_{EPRI}^{P} = B_0 \sigma_0^{n+1} (b-a)\, h_1\left(\frac{a}{b}, n\right)\left[\frac{P}{P_0}\right]^{n+1} \qquad (IV.13)$$

I.3.3. Les éprouvettes CCRB

Pour cette éprouvette (figure 3, annexe 4-2), on calcule C* à partir des expressions suivantes [1] :

$$C^* = \frac{n_2 - 1}{n_2 + 1}\frac{P\dot{\delta}_{fluage}}{2\pi R^2} \qquad (IV.14)$$

Avec , R : Le ligament non fissuré de l'éprouvette.

Pour déterminer la partie comportement (due au fluage), on retranche de la vitesse d'ouverture expérimentale, la partie structure en utilisant la relation suivante :

$$\dot{\delta}_{structure} = \frac{\dot{a}\, 2\pi R}{P}\left(\frac{2K_I^2}{E} + (n+1)J_p^{EMP}\right) \qquad (IV.15)$$

Où :

K_I : facteur d'intensité de contraintes, donné par l'équation suivante [12, 1] :

$$K_I = \frac{P}{2\pi R^2}\sqrt{\pi a \frac{R}{b}}\left[1+\frac{1}{2}(\frac{R}{b})+\frac{3}{8}(\frac{R}{b})^2-0.363(\frac{R}{b})^3+0.731(\frac{R}{b})^4\right] \qquad (IV.16)$$

J_P^{EMP} : partie plastique de l'intégrale J, donné par la relation ci-dessous [1] :

$$J_P^{EMP} = \frac{n_2-1}{n_2+1}\frac{P\delta}{2\pi R^2} \qquad (IV.17)$$

δ : ouverture élastoplastique de la fissure donnée, en utilisant le concept de la longueur de référence, par la relation suivante [1] :

$$\delta = B_0 l_{ref} \sigma_{ref}^n \qquad (IV.18)$$

On utilise la méthode EMP [1] pour calculer le paramètre J (éq. IV.17) parce qu'elle est la seule méthode qui existe dans la littérature pour ce genre d'éprouvettes.

A partir d'essais expérimentaux réalisés sur l'éprouvette CCRB (base de données, chapitre II), R.Piques [1] a pu montrer que la valeur de la longueur de référence est égale au ligament non fissuré.

$$l_{ref} = R \qquad (IV.19)$$

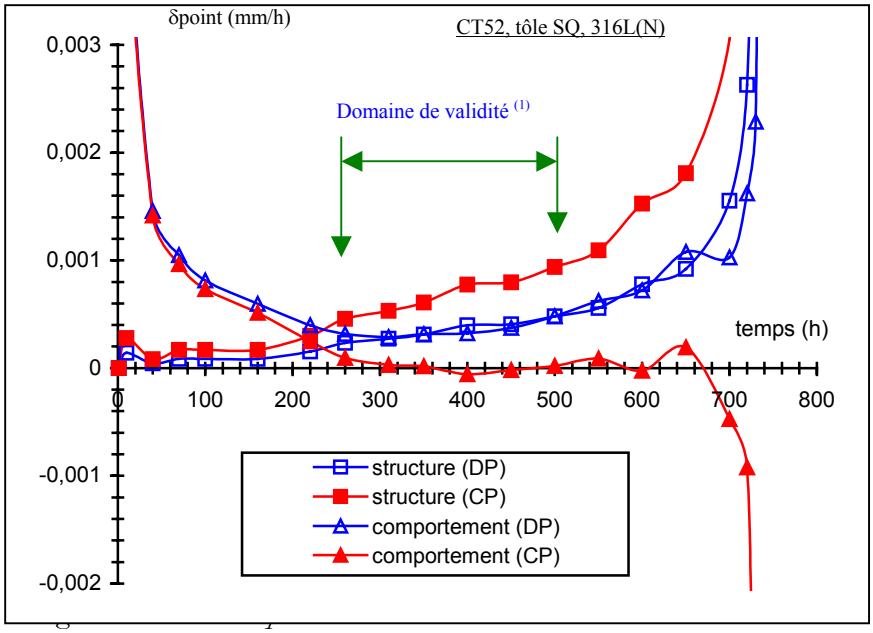
Ainsi, on utilisera ce résultat pour calculer la partie structure (due à l'avancée de la fissure) de la vitesse d'ouverture de la fissure lors du dépouillement des essais correspondant à cette éprouvette.

Toutes les expressions (chargement limite, contrainte de référence, etc.…) qui nous permettent de faire les calculs analytiques pour la détermination de C* sont résumées dans l'annexe 4-4.

I.3.4. Hypothèses de dépouillement

Dans l'équation IV.8, qui permet de calculer la partie structure de la vitesse d'ouverture de la fissure, on fait intervenir la partie plastique de l'intégrale J. Comme le montrent les équations IV.10 et IV.13, le calcul de cette intégrale nécessite la détermination des fonctions h_1 (a/b,n) et du chargement limite P_0. Pour calculer ces deux grandeurs, on a besoin de choisir une hypothèse d'état de contraintes (contraintes ou déformations planes) pendant la mise en charge des éprouvettes. Ce choix est primordial dans la mesure où une erreur d'hypothèse peut induire des valeurs nulles voire négatives de la partie comportement de la vitesse de l'ouverture de la fissure.

En effet la figure 1 montre que pour le cas de l'éprouvette CT52, un dépouillement avec une hypothèse de contraintes planes donne des valeurs négatives de la partie comportement de la vitesse d'ouverture de la fissure et par conséquent des valeurs inexploitables de C*. Pour le cas de l'éprouvette CCRB, l'hypothèse de l'état de contraintes n'est pas importante puisqu'on est dans un état axisymétrique.



(1) *le domaine de validité sera détaillé dans le paragraphe I.4.*

Pour chaque éprouvette, les dépouillements passent au préalable par une étude systématique de la bonne hypothèse de calcul ; raison pour laquelle, on a effectué des calculs de mise en charge (chapitre III) pour chaque type d'éprouvette dans les deux états de contraintes. Ces calculs nous permettront de dépouiller, dans la partie suivante, les éprouvettes CT en déformations planes et les éprouvettes DENT en contraintes planes.

I.4. Domaine de validité

L'intégrale de contour C* est le paramètre de chargement le plus pertinent pour caractériser la propagation de fissure dans un matériau de type "Creep ductile", il est défini pour une fissure stationnaire lorsque le fluage secondaire est atteint. Après la mise en charge, les champs de contrainte et de déformation en pointe de fissure sont gouvernés par le paramètre J. Une zone de fluage primaire commence alors à se développer en pointe de fissure, puis s'étend progressivement à tout le ligament. La zone de fluage secondaire devient ensuite prédominante en pointe de fissure, puis s'étend également à toute l'éprouvette. L'état de fluage permettant l'utilisation du paramètre C* n'est atteint alors que lorsque la zone de fluage secondaire englobe tout le ligament de l'éprouvette.

Maintenant qu'on dispose d'une méthodologie pour calculer C*, on doit sélectionner pour une essai donné, les point expérimentaux qui correspondent au fluage secondaire. Ces points vont être minorés par une limite inférieure en dessous de laquelle, le fluage secondaire n'est pas encore stabilisé et par une limite supérieure en dessus de laquelle, le fluage tertiaire est dominant.

I.4.1. Limite inférieure

La norme ASTM E 1457-98 [8] propose de ne considérer que les points correspondant à une propagation supérieure à 0.5 mm. Cette limite nous paraît surestimée car pour certains essais (CT62, DENT2 ou DENT3), la propagation finale de la fissure ne dépasse pas les 500µm préconisée par cette norme. Un nouveau projet de cette norme propose de prendre les points qui correspondent à une avancée de 0.2 mm tels que les temps correspondants sont supérieurs au temps de transition (tel qu'il est défini dans la norme ASTM E 1457-98, il correspond au temps

au bout duquel les contraintes élastiques sont égales aux contraintes en fluage secondaire au voisinage de la pointe de fissure).

D'après F.Curtit [4] ce nouveau projet de norme n'est pas non plus convenable pour identifier la limite inférieure de la validité de C*, car cela dépend fortement de la nature du matériau étudié. En particulier, cette approche pourrait convenir à un matériau du type 1Cr-1Mo-1/4V, mais pas pour le 316L(N). Ainsi, il propose de sélectionner les points qui appartiennent à l'intervalle de temps tel que la vitesse d'ouverture de la fissure est minimale. Cependant, l'existence d'une incubation (non propagation de la fissure et donc da/dt=0) implique que les points initiaux sont représentés, dans une échelle log-log par une ligne verticale [13]. On préconise alors de prendre le dernier point de la "queue" de courbe brute da/dt – C* [14] comme limite inférieure . Notons que pour l'acier 316L(N), notre proposition coïncide avec le minimum de C*.

I.4.2. Limite supérieure

La norme ASTM E 1457–98 [8] préconise de limiter l'analyse au domaine où la vitesse d'ouverture due au fluage représente plus de 80% de la vitesse d'ouverture totale. Cette norme tolère un pourcentage de 50%, "dans la mesure ou cela ne modifie pas la tendance des résultats". Dans le nouveau projet de cette norme, on ne trouve plus de trace de la limite des 80%. Seul le rapport de 50% entre la vitesse d'ouverture de fluage et la vitesse d'ouverture globale est conservé. En dépouillant les essais dont on dispose dans la base de données Cstar, nous avons montré [13] que cette limite n'est pas pertinente pour le cas de l'acier 316L(N). En effet, pour certains essais (CCRB12, par exemple) cette limite correspond à la moitié de la durée de vie de l'essai (667h), donc en suivant cette recommandation on n'exploitera pas, d'après cette norme, la moitié de l'essai (333h). De plus, connaissant parfaitement la composante de fluage (partie comportement) dans la vitesse d'ouverture pour toutes les éprouvettes (éq. IV.5, IV8, IV.15), on n'aura pas besoin de se limiter à un pourcentage donné de la vitesse d'ouverture due au fluage par rapport à la vitesse d'ouverture totale.

Pour pouvoir trouver la bonne valeur de la limite supérieure, nous préconisons d'utiliser la notion de longueur de référence [1], qui permet théoriquement de distinguer les points qui appartiennent au stade secondaire de fluage. En effet, dans cette approche, on admet que [13] :

$$\dot{\delta}_{fluage} = l_{ref}\,\dot{\varepsilon}_{ref}$$

En supposant que l_{ref} est proportionnelle la longueur du ligament non fissurée, il vient :

$$\dot{\delta}_{fluage} = \gamma(W-a)B_2\sigma_{ref}^{n_2}$$

Ainsi, le régime stationnaire (fluage secondaire) est maintenu tant que la vitesse d'ouverture de la fissure due au fluage est proportionnelle à la quantité $(W-a)B_2\sigma_{ref}^{n_2}$. Soit $\gamma(t)$ ce facteur de proportionnalité :

$$\gamma(t) = \frac{\dot{\delta}_{fluage}}{(W-a)B_2\sigma_{ref}^{n_2}} \qquad \text{(IV.20)}$$

Les points expérimentaux sélectionnés seront donc ceux qui vérifient $\gamma(t)$ constant. Une déviation de $\gamma(t)$ par rapport à cette constante impliquerait un changement du régime de comportement en fluage tertiaire.

II. Etude de la fissuration en fluage

Pour étudier la fissuration des matériaux cités auparavant, on commence par identifier la phase de fluage la plus pertinente. En effet, on se propose de tracer le rapport T_i/T_R en fonction de T_R, où T_i est le temps à l'amorçage (en heures) et T_R est le temps à rupture (en heures) qui va nous renseigner sur la prédominance de l'un des deux stades : amorçage ou propagation et par la suite identifier la corrélation la plus adéquate : T_i – C* ou da/dt – C*.

Le temps à l'amorçage sera déterminé pour une propagation de 50µm [1, 2, 3, 4 et 5], taille moyenne des grains. Le paramètre C* sera calculé en utilisant les expressions établies au paragraphe (I.3), et le domaine de validité de la corrélation da/dt – C* sera identifié en respectant les recommandations du paragraphe (I.4).

II.1. L' acier 1Cr-1Mo-1/4V (partie froide)

II.1.1. L'amorçage

On trace dans la figure 2 l'évolution de T_i/T_R en fonction de T_R pour les cinq essais réalisés à 550°C sur l'acier F.

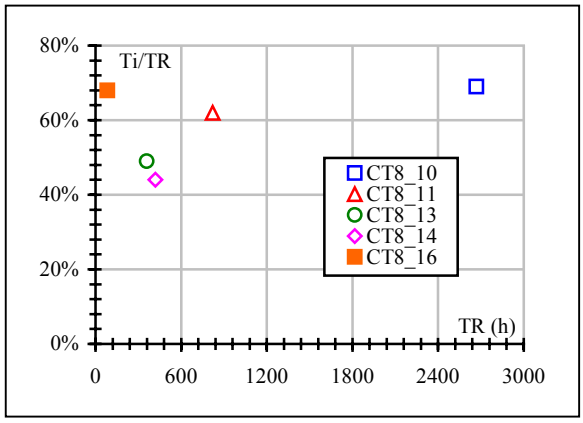


Figure 2 : Evolution de T_i/T_R en fonction de T_R (acier F).

La figure 2 montre que pour les essais réalisés sur l'acier F, le temps à l'amorçage représente entre 44% (CT8_14) et 69% (CT8_10) de la durée de vie totale. Ainsi, pour ce matériau, l'amorçage est plus prépondérant, et de ce fait une corrélation de type T_i – C* est plus pertinente pour étudier la fissuration en fluage.

Cependant, en examinant l'essai CT8_10 par exemple, on trouve que la partie où la propagation domine (31%) représente presque 827h. Nous estimons que cette durée est assez importante et on se propose d'étudier la propagation de ce matériau malgré que l'amorçage est plus pertinent. Cette étude nous permettra en plus de vérifier, si pour un tel matériau, une corrélation de type da/dt – C* pourrait être établie.

II.1.2. Corrélation T_i- C*

On trace dans la figure 3 la corrélation Temps à l'amorçage – C* de l'acier F. Cette corrélation permet, à partir des conditions de chargement d'un essai donné, la détermination du temps à l'amorçage T_i.

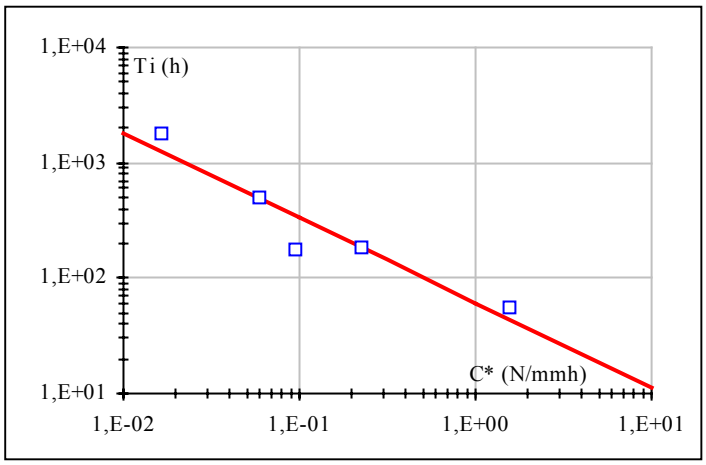


Figure 3 : Corrélation $T_i - C^*$ (acier F)

La figure 3 montre qu'une relation unique lie le temps à l'amorçage au paramètre de chargement C*. Cette relation est traduite par l'équation ci dessous :

$$T_i C^{*0.73} = Cste \qquad (IV.21)$$

II.1.3. La propagation

L'évolution du rapport de la vitesse d'ouverture de la fissure due au fluage sur la vitesse totale d'ouverture en fonction du temps (figure 4) montre bien que presque 80% de la durée de vie est contrôlée par le fluage , tandis que les 20% restant sont contrôlés d'une part par le fluage tertiaire et d'autre part par l'avancée de fissure.

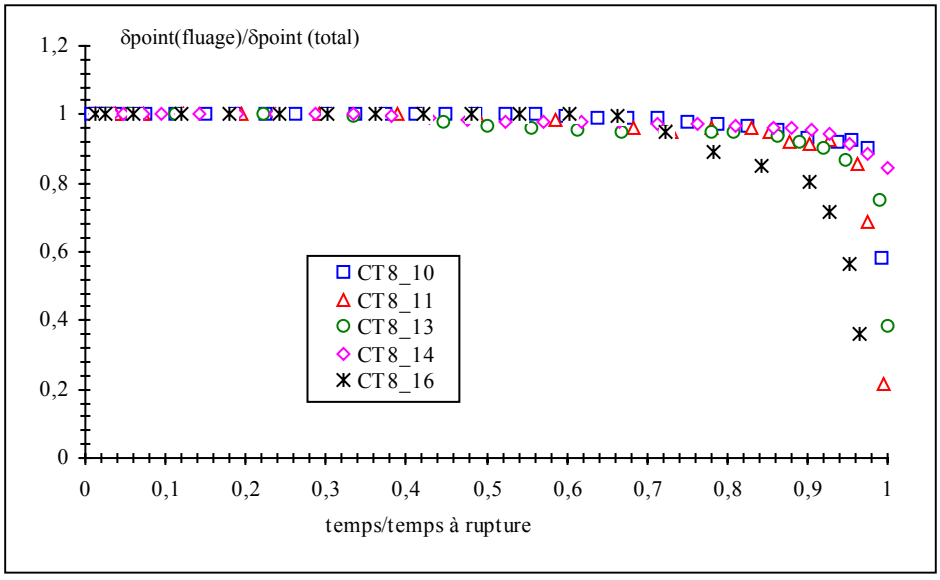


Figure 4 : Evolution de $d\delta/dt$ (fluage)/ $d\delta/dt$ (total) en fonction du temps (acier F)

Pour délimiter le domaine de validité de la corrélation da/dt - C*, on a tracé l'évolution de la quantité $\gamma(t) = \dot{\delta}_{fluage} / B_2 (W - a) \sigma_{ref}^{n_2}$ pour cet acier (figure 5) . L'expression de la contrainte de référence pour l'éprouvette CT est donnée dans l'annexe 4-4. Les courbes de l'évolution de γ en fonction du temps montrent que cette grandeur est bien constante pendant le stade qui définira

ainsi le stade du fluage secondaire. La valeur de cette constante change d'une éprouvette à une autre ce qui montre sa dépendance au chargement imposé.

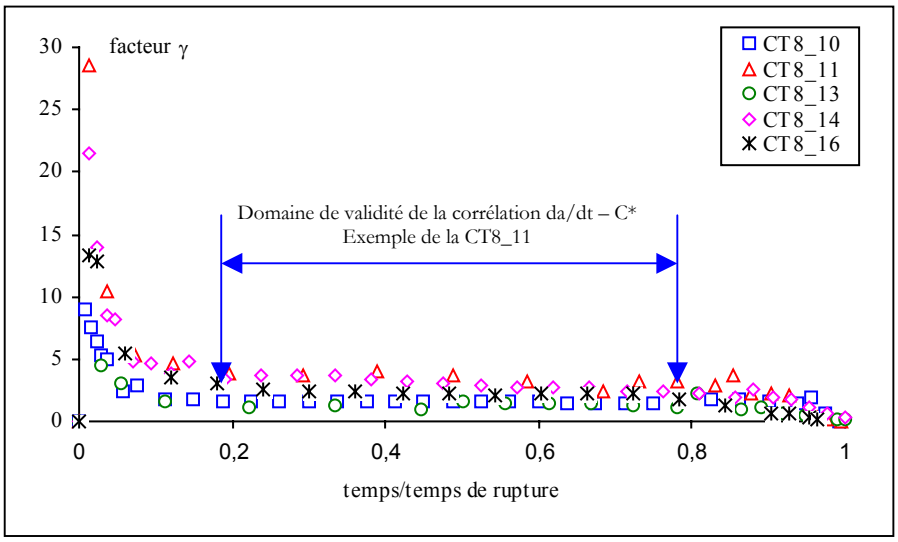


Figure 5 : Evolution de γ en fonction du temps (acier F)

L'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de C* (figure 6), montre qu'on peut faire apparaître deux différents stades : Le stade I, qui correspond au domaine où les variations de vitesse de propagation se font presque indépendamment des variations de paramètre de chargement mécanique, ce stade correspond au fluage primaire. Le stade II au cours duquel, la vitesse d'avancée de la fissure varie en fonction de C*. Durant ce stade, une corrélation unique semble se dessiner entre da/dt et C*. Dans la figure 6, ce stade est limité par un cercle vide qui représente la limite inférieure et un carré vide qui représente la limite supérieure.

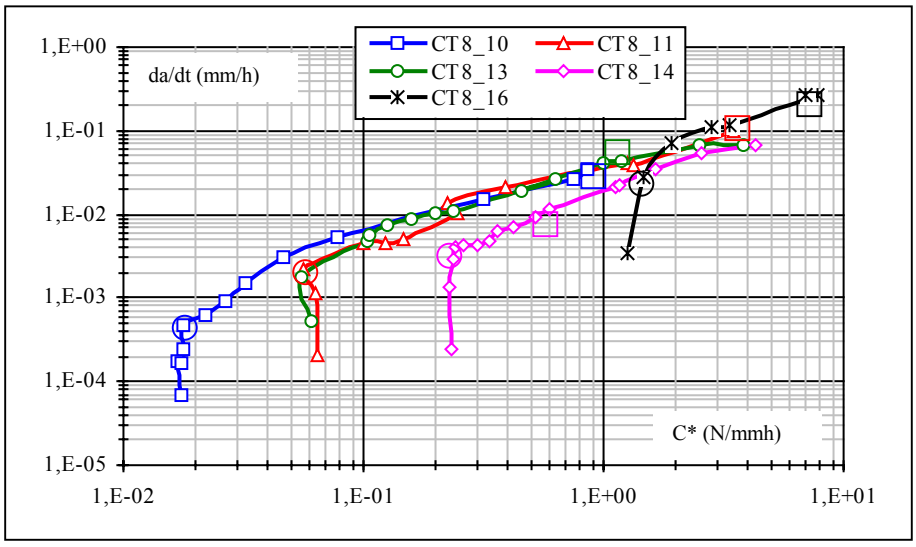


Figure 6 : domaine de validité de la corrélation da/dt - C (acier F)*

II.1.4. Corrélation da/dt - C*

Nous avons tracé pour l'acier F à 550°C, l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de C*, calculé suivant les recommandations citées au paragraphe I.3, et en se limitant au domaine précédemment prescrit au paragraphe I.4.

La figure 7 montre qu'il y a une unique corrélation entre da/dt et C* qui pourrait être représentée par la relation suivante :

$$\frac{da}{dt} = 0.032 C^{*0.93} \qquad \text{(IV.22)}$$

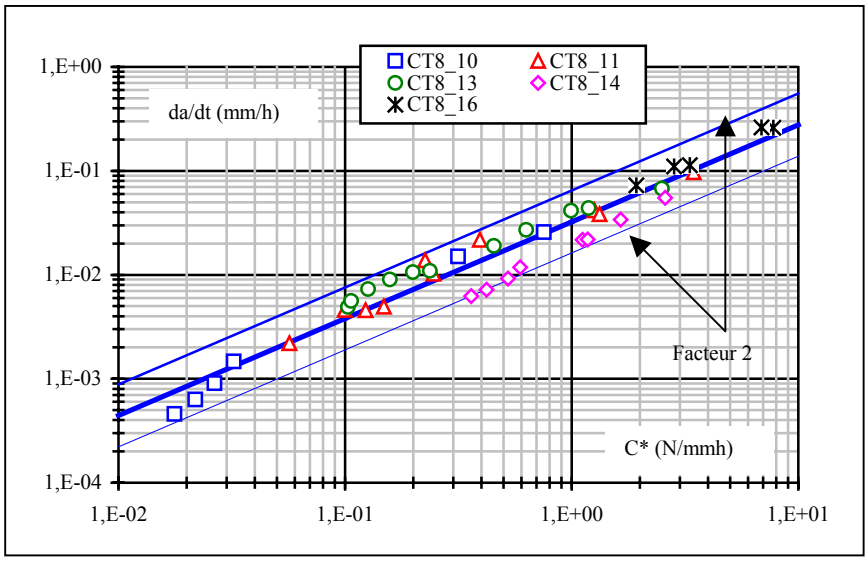


Figure 7 : Corrélation da/dt - C (acier F)*

II.2. L' acier 1Cr-1Mo-1/4V (partie chaude)

II.2.1. L'amorçage

On trace dans la figure 8 l'évolution de T_i/T_R en fonction de T_R pour les sept essais réalisés à 550°C sur l'acier C.

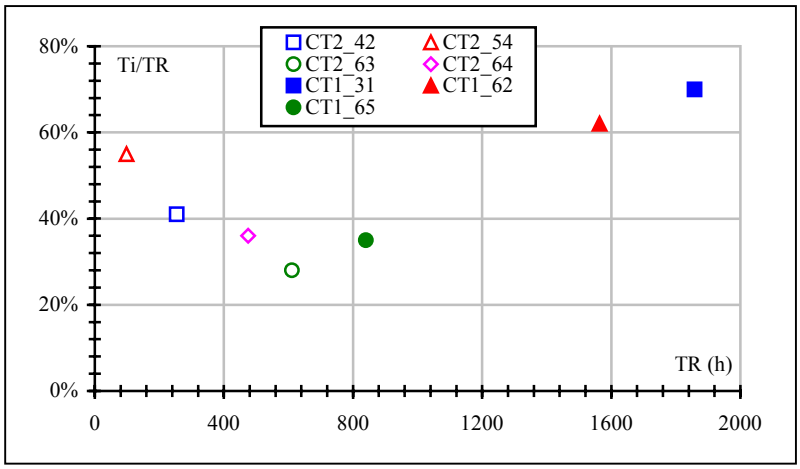


Figure 8 : Evolution de T_i/T_R en fonction de T_R (acier C)

La figure 8 montre que le temps à l'amorçage varie entre 30% et 70% de la durée de vie totale. Pour ce matériau, la corrélation de type T_i – C* est plus pertinente. Néanmoins, on s'intéressera aussi à la corrélation da/dt-C* pour étudier la propagation dans la partie de durée de vie restante.

II.2.2. Corrélation T_i- C*

On trace dans la figure 9 la corrélation T_i – C* de l'acier C. Cette figure montre qu'une relation unique lie le temps à l'amorçage au paramètre de chargement C*, elle est traduite par l'équation ci dessous :

$$T_i C^{*0.79} = Cste \qquad (IV.23)$$

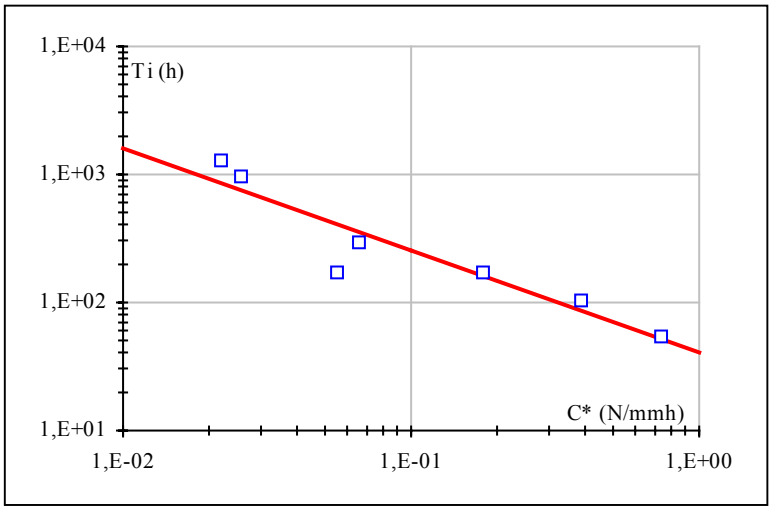


Figure 9 : Corrélation T_i – C (acier C)*

II.2.3. La propagation

L'évolution de dδ/dt (fluage)/dδ/dt (total) en fonction du temps (figure 10) montre que plus que 80% de la durée de vie est contrôlée par le fluage.

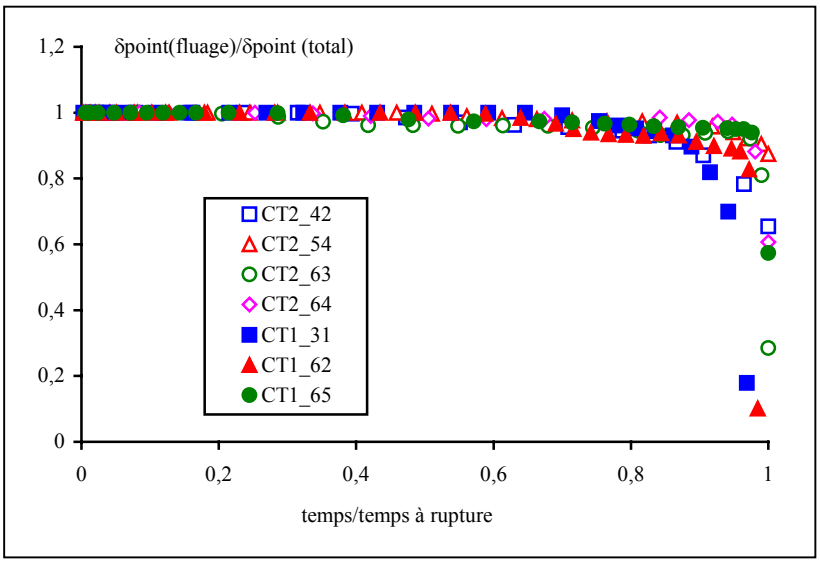


Figure 10 : Evolution de dδ/dt (fluage)/dδ/dt (total) en fonction du temps (acier F)

II.2.4. Corrélation da/dt – C*

L'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de C*, à 550°C, montre qu'il y a une corrélation unique entre da/dt et C* qui pourrait être représentée par la relation suivante:

$$\frac{da}{dt} = 0.034 C^{*0.75} \qquad \text{(IV.24)}$$

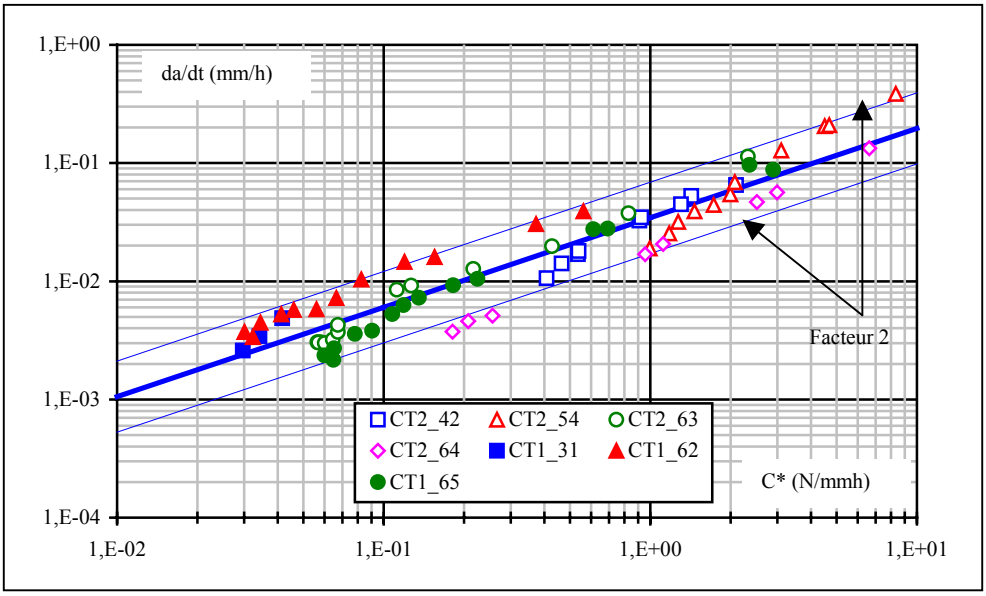


Figure 11 : Corrélation da/dt - C (acier C)*

Pour l'acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V, E.Molinié [15] a pu identifier une corrélation de type T_i – C* pour les deux matériaux F et C. Cette corrélation a été traduite par le même auteur par l'équation suivante :

$$T_i C^{*0.85} = Cte \qquad \text{(IV.25)}$$

Nous pensons qu'une seule corrélation pour les deux nuances n'est pas pertinente surtout que les deux aciers n'ont pas les mêmes caractéristiques mécaniques à 550°C (différents coefficients des lois de comportements). L'acier C a été extrait d'une région qui travaille à 540°C, et a été vieilli pendant 145000h. On pense alors, que cet acier ne présentera pas le même comportement à la rupture (temps d'amorçage des fissures, vitesse de fissuration, etc.) que l'acier F extrait d'une région à 250°C. C'est pour cette raison qu'on retient pour chaque acier des lois de fissuration propres. Ces lois sont représentées comme suit :

	Acier F	Acier C
Amorçage	$T_i C^{*0.73} = Cte$	$T_i C^{*0.79} = Cte$
Propagation	$\frac{da}{dt} = 0.032 C^{*0.93}$	$\frac{da}{dt} = 0.034 C^{*0.75}$

La vitesse de propagation de fissure : da/dt est exprimée en mm/h.
Le paramètre de chargement C* est exprimé en N/mmh.

II.3. L'acier 316L(N) : tôle SQ

Pour cette tôle, on dispose des résultats des essais de R.Piques [1] sur éprouvettes CCRB et CT, et ceux de E.Maas [3] sur éprouvette DENT. Nous suivrons la même démarche que pour l'acier ferritique et nous commençons par vérifier la prédominance des stades d'amorçage et de propagation.

II.3.1. L'amorçage

On trace dans la figure 12 l'évolution de T_i/T_R en fonction de T_R pour les 20 essais réalisés dans une plage de température qui varie de 575 à 650°C.

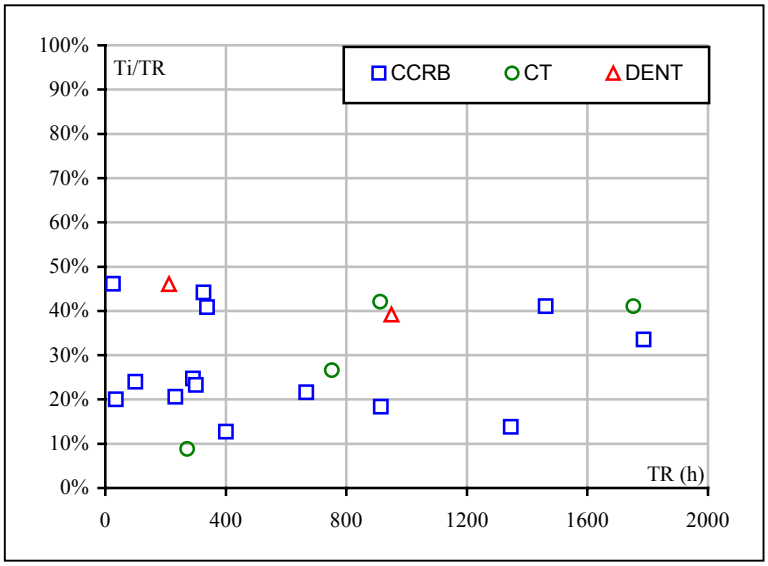


Figure 12 : Evolution de T_i/T_R en fonction de T_R (tôle SQ, 316L(N))

La figure 12 montre que le temps à l'amorçage, et contrairement à l'acier ferritique, représente pour la plupart des essais (14) un taux inférieur à 40%. Cette constatation nous amène à considérer que l'amorçage n'est pas prédominant, et de ce fait, une corrélation de type T_i – C* ne sera pas pertinente pour caractériser la fissuration de cet acier. On s'intéressera alors uniquement, au stade de propagation et à identifier une corrélation du type da/dt – C*.

II.3.2. La propagation

Pour étudier la propagation des fissure dans la tôle SQ, à différentes température [575, 650°C], et pour pouvoir mettre en évidence une éventuelle influence de la géométrie sur la corrélation da/dt – C*, on se propose de traiter chaque type d'éprouvette d'une manière indépendante. Pour ce faire, on trace pour toutes les géométries (CCRB, CT et DENT), les courbes qui représentent la vitesse de propagation de la fissure en fonction du paramètre de chargement C* calculé suivant les recommandations précédentes (cf. paragraphes I.3 et I.4). Ensuite, on regroupera tous ces résultats sur le même graphique pour pouvoir comparer entre ces éprouvettes et voir l'effet que la géométrie a sur cette corrélation.

Avant de faire cette analyse, on commencera par quantifier la contribution du fluage dans l'ouverture totale de la fissure. Pour ce faire, on trace dans la figure 13 l'évolution du rapport dδ/dt (fluage)/dδ/dt (total) en fonction du temps.

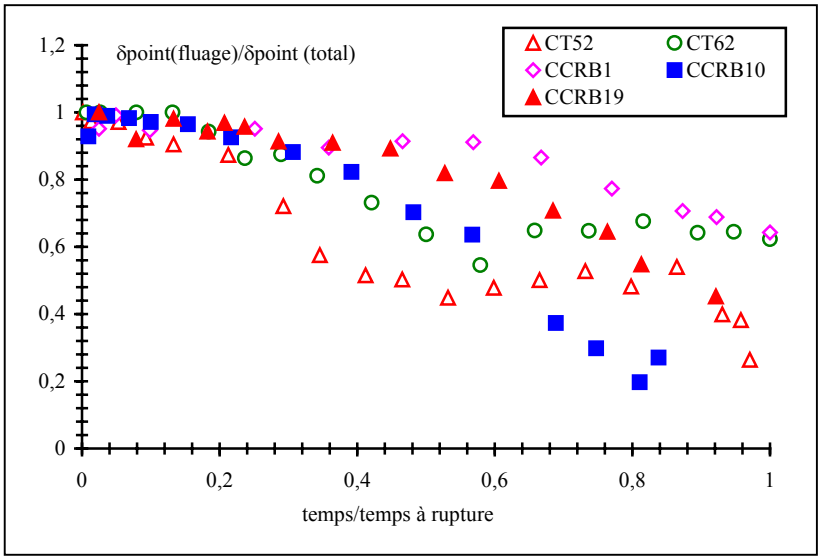


Figure 13 : Evolution de dδ/dt (fluage)/dδ/dt (total) en fonction du temps (acier 316L(N))

Contrairement à l'acier ferritique, la figure 13 montre que le fluage ne contrôle que presque 50% de la durée de vie des essais. La contribution de l'avancée de la fissure est signifiante depuis la moitié de la durée de vie.

L'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de C* (figure 14), montre qu'on peut faire apparaître deux stades : Le stade I qui correspond au fluage primaire et le stade II au cours duquel une corrélation unique semble s'établir entre da/dt et C*.Dans cette figure, on marque par des cercles vides les limites inférieures de la corrélation et par des carrés vides les limites supérieures.

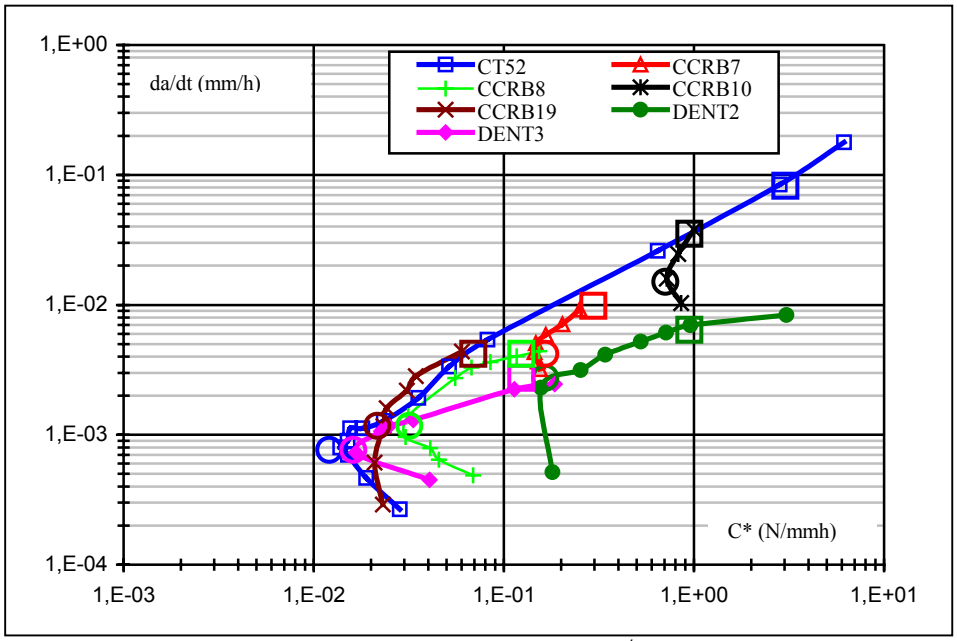


Figure 14 : domaine de validité de la corrélation da/dt - C (acier 316L(N))*

Dans les analyses qui suivent, on tracera pour chaque éprouvette, la corrélation da/dt – C* dans le domaine limité par les cercles et les carrées vides.

II.3.2.1. Eprouvettes CT

On trace dans la figure 15 l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de C*, pour 4 essais sur éprouvette CT à différentes températures (575, 600 et 650°C).

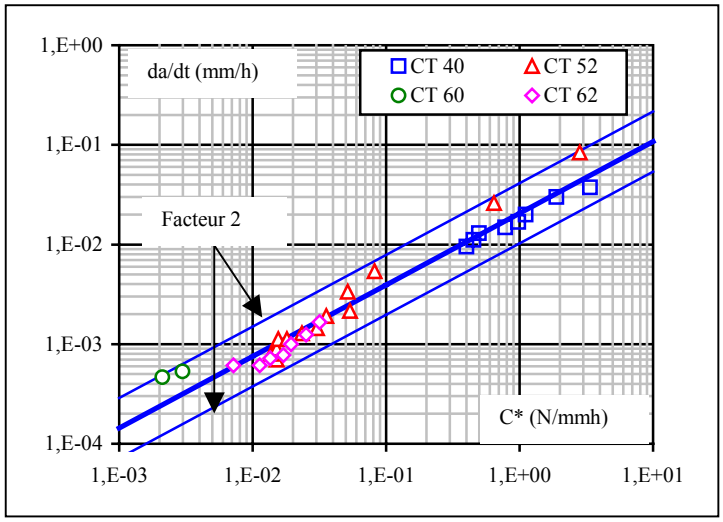


Figure 15 : Corrélation da/dt - C (éprouvette CT, tôle SQ, 316L(N))*

II.3.2.2. Eprouvettes DENT

On trace dans la figure 16 l'évolution de da/dt en fonction de C*, pour 2 essais sur éprouvette DENT à 600°C.

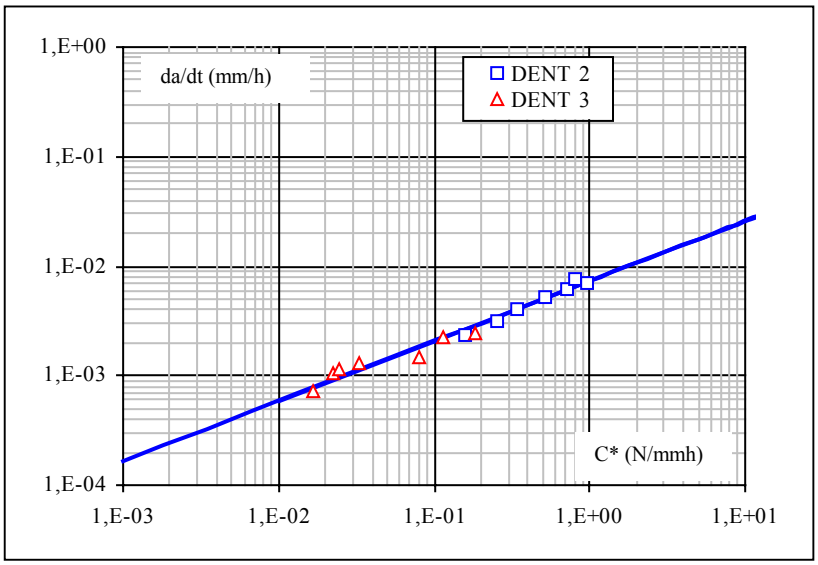


Figure 16 : Corrélation da/dt - C (éprouvette DENT, tôle SQ, 316L(N))*

II.3.2.3. Eprouvettes CCRB

On trace dans la figure 17 l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de C*, pour 14 essais sur éprouvette CCRB à différentes températures (600 et 650°C).

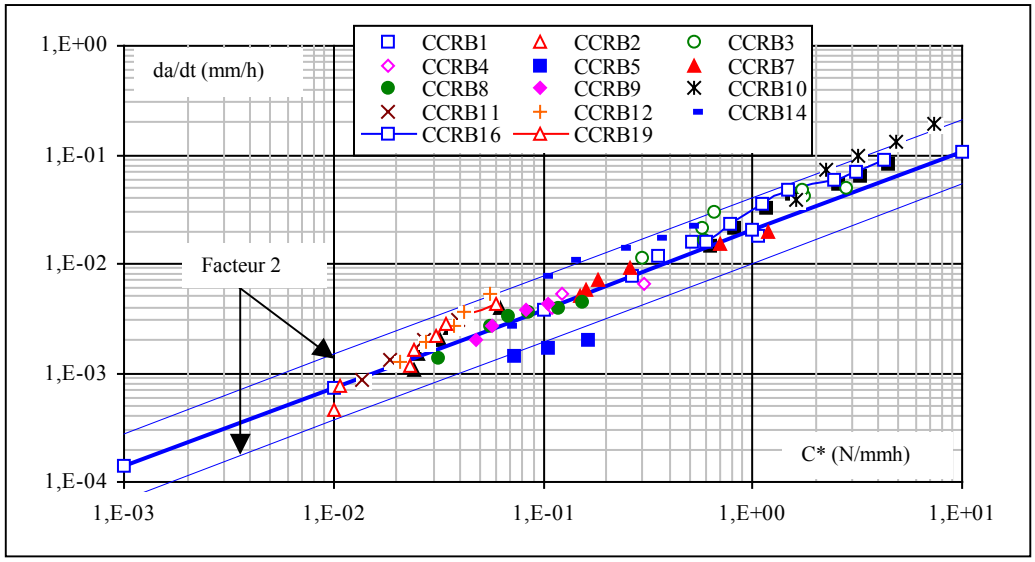


Figure 17 : Corrélation da/dt - C (éprouvette CCRB, tôle SQ, 316L(N))*

En examinant les figures 15, 16 et 17, qui traduisent l'évolution de la vitesse de propagation d'une fissure en fluage en fonction du paramètre de chargement C*, on conclut que pour chaque type de géométrie, une corrélation unique est établie entre da/dt et C*. Pour les éprouvettes CCRB et DENT, la corrélation est meilleure, ceci pourrait être attribué au fait que pour l'éprouvette CCRB, nous n'utilisons pas d'hypothèses d'état de contraintes (contraintes planes ou déformations planes) lors du calcul de C* et pour l'éprouvette DENT, l'hypothèse contrainte plane est bien représentative de l'état de contraintes (cf. figures 7 et 8 chapitre III). Par contre rappelons que les éprouvettes CT ont été dépouillées en déformations planes (cf. figures 3 et 4 chapitre III), et que cette hypothèse n'est pas très représentative.

On trace dans la figure 18 l'évolution de da/dt en fonction de C* pour les trois types d'éprouvettes.

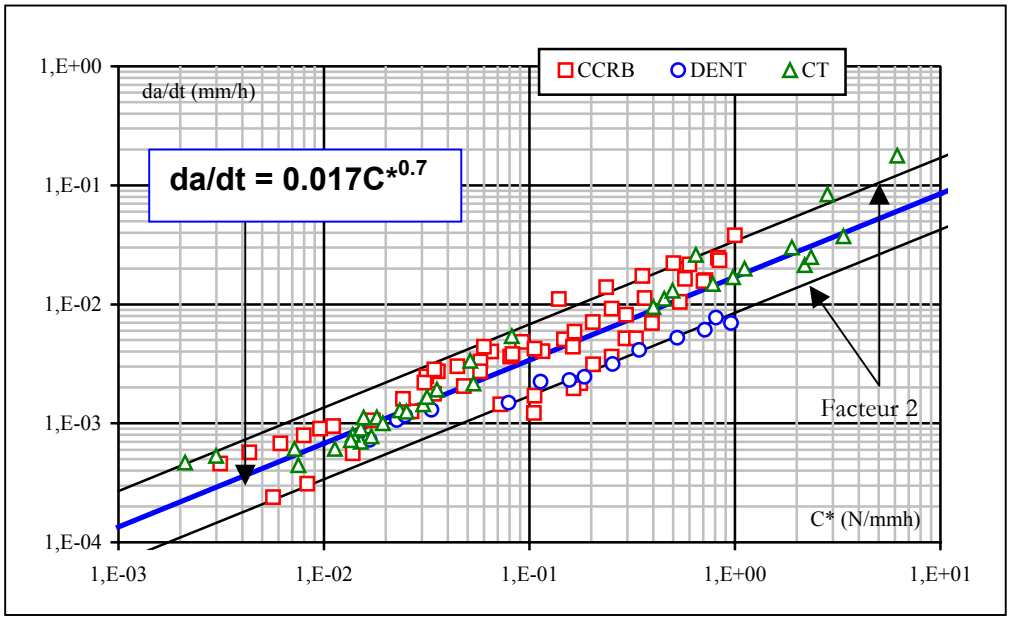


Figure 18 : Corrélation da/dt - C (éprouvettes CT, DENT et CCRB, tôle SQ, 316L(N))*

On précise bien que sur cette courbe, un essai est représenté par plusieurs points. On fait remarquer aussi que les points correspondant à l'éprouvette DENT2 sont alignés sur la limite basse de la courbe, ce fait pourrait être éventuellement attribué au manque de données expérimentales. Nous reviendrons plus en détail à cette question dans le chapitre suivant. Dans la figure 18 les trois géométries (CT, CCRB et DENT) rentrent dans la bande de dispersion. Ainsi, une seule corrélation peut représenter l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de C*, et ce pour différentes températures (575, 600 et 650°C).La corrélation entre da/dt et C* pour l'acier 316L(N), tôle SQ peut se mettre sous l'équation suivante :

$$\frac{da}{dt}(mm/h)=0.017C^{*0.7} \qquad \text{(IV.26)}$$

II.4. L'acier 316L(N) : tôle SD

II.4.1. L'amorçage

On trace dans la figure 19 l'évolution de T_i/T_R en fonction de T_R pour quatre essais [4]. Le taux de la période d'amorçage est très faible (varie entre 0.3 et 5%). Donc, une corrélation de type da/dt – C* sera plus pertinente pour caractériser la fissuration de cette tôle.

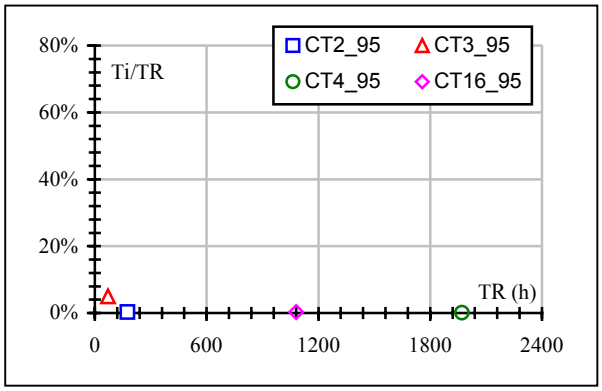


Figure 19 : Evolution de T_i/T_R en fonction de T_R (tôle SD, 316L(N))

II.4.2. La propagation

On trace dans la figure 20 l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de C*. cette figure montre que 3 essais sont à l'intérieur de la bande de dispersion. L'essai CT3_95 sort un peu de cette bande. Ceci est du à notre avis au chargement trop élevé (P = 18.7 KN).

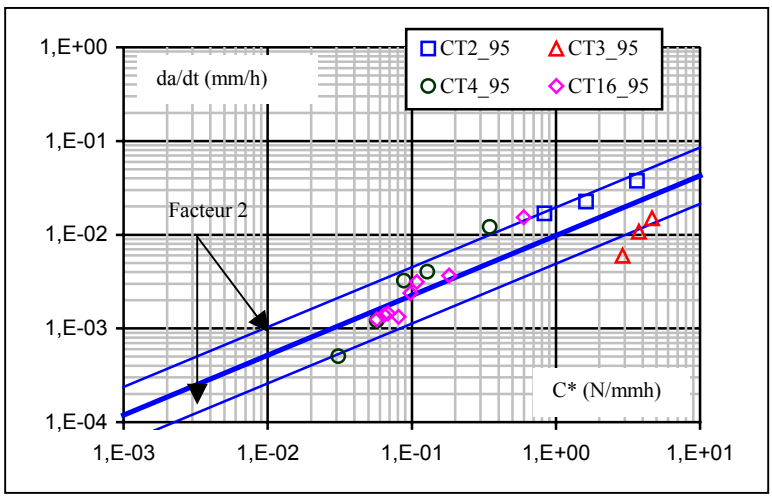


Fig 20 : Corrélation da/dt-C (éprouvette CT, tôle SD, 316L(N))*

II.5. L'acier 316L(N) : tôle VIRGO

II.5.1. L'amorçage

L'évolution de T_i/T_R en fonction de T_R (figure 21), pour deux essais [6], montre que la période d'amorçage est faible (21 et 27%), donc une corrélation de type da/dt – C* est plus pertinente pour caractériser la fissuration de cette tôle.

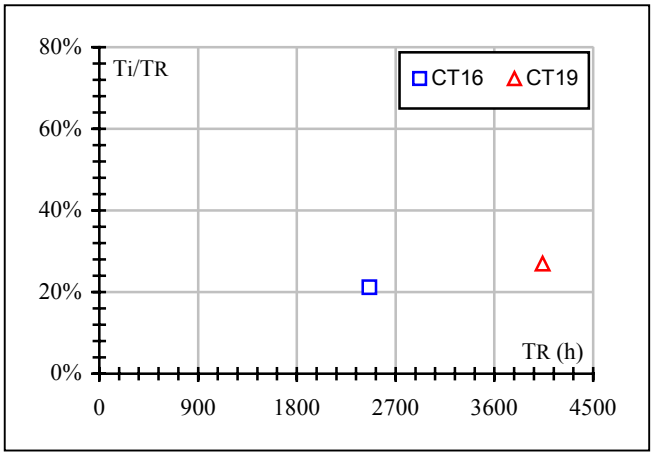


Figure 21 : Evolution de T_i/T_R en fonction de T_R (tôle VIRGO, 316L(N))

II.5.2. La propagation

On trace dans la figure 22 l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction du paramètre C*.

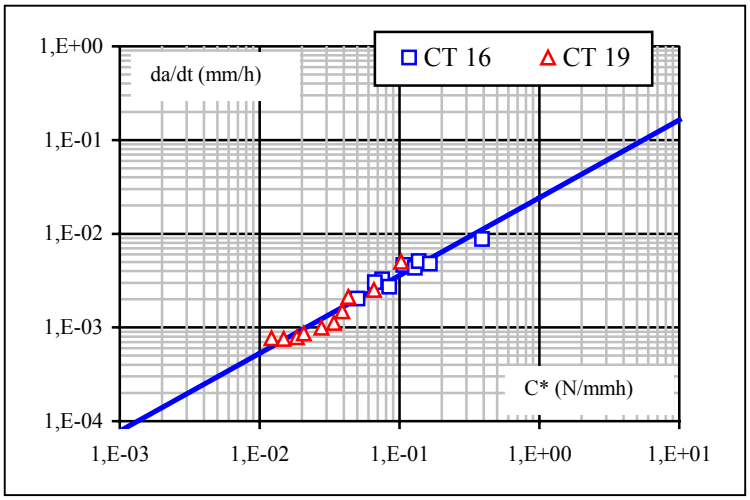


Fig 22 : Corrélation da/dt-C (éprouvette CT, tôle VIRGO, 316L(N))*

La figure 22 montre que pour les deux essais, une seule corrélation existe entre la vitesse de propagation de la fissure et le paramètre de chargement C*.

II.6. L'acier 316L(N) : tôle SA

II.6.1. L'amorçage

On trace dans la figure 23 l'évolution de T_i/T_R en fonction de T_R pour deux essais [5] . La période d'amorçage est faible (2 et 4%). Donc, une corrélation de type da/dt – C* est plus pertinente pour caractériser la fissuration de cette tôle.

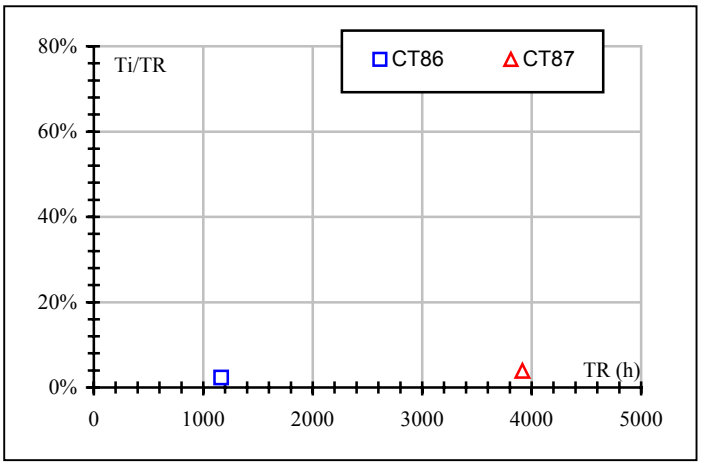


Figure 23 : Evolution de T_i/T_R en fonction de T_R (tôle SA, 316L(N))

II.6.2. La propagation

On trace dans la figure 24 l'évolution de la vitesse de propagation da/dt en fonction de C*,

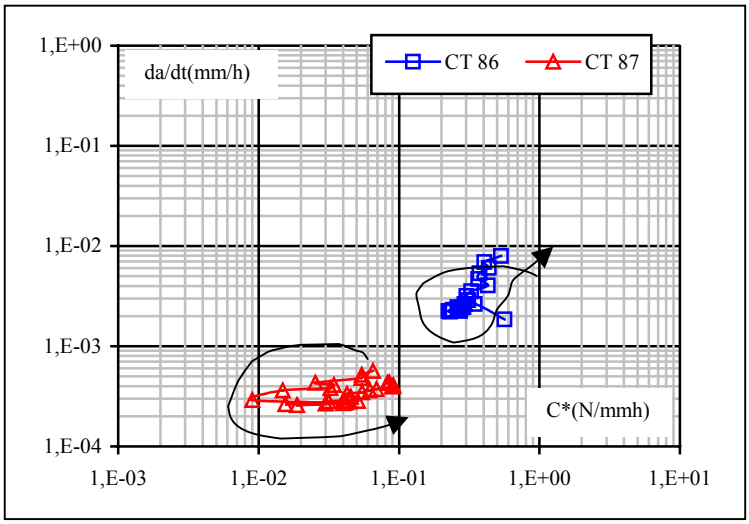


Fig 24 : Corrélation da/dt-C (éprouvette CT, tôle SA, 316L(N))*

II.6.3. Discussion

Pour la tôle SD, nous ne disposons pas d'informations détaillées sur la procédure expérimentale avec laquelle les essais d'Imperial College ont été conduits. En particulier, la technique utilisée en terme du suivi électrique qui sert à déterminer l'avancée de fissure est à prendre avec précaution. Les capteurs utilisés pour la détection de l'avancée de fissure ont été placés très proches de la

pointe de fissure, et de ce fait, toute fluctuation du signal due, éventuellement à l'émoussement de la fissure, pourrait être interprétée comme une avancée. Par exemple, l'essai CT2_95 a duré 175h et la fissure s'est amorcée à partir de 36 minutes environ, on pense qu'en fluage, ce temps est très faible pour amorcer une fissure. Néanmoins, en retenant quatre essais, on arrive à mettre en évidence l'existence d'une unique corrélation entre da/dt et C*.

Pour la tôle SA, on remarque que les résultats ne sont pas exploitables. Les tendances des deux courbes ne sont pas similaires à celle observées précédemment. Les deux flèches indiquent l'évolution des points expérimentaux. Dans ces essais, on a montré [20] que la fissure se propage en grande partie dans le stade primaire. Nous n'utiliserons pas alors les résultats des essais de fluage de J.P.Polvora sur la tôle SA, lors du tracé de la courbe maîtresse du 316L(N).

II.7. La courbe maîtresse du 316L(N)

Dans la figure 25, on trace la courbe qui représente l'évolution de da/dt en fonction de C* pour les tôles étudiées de l'acier inoxydable austénitique 316L(N).

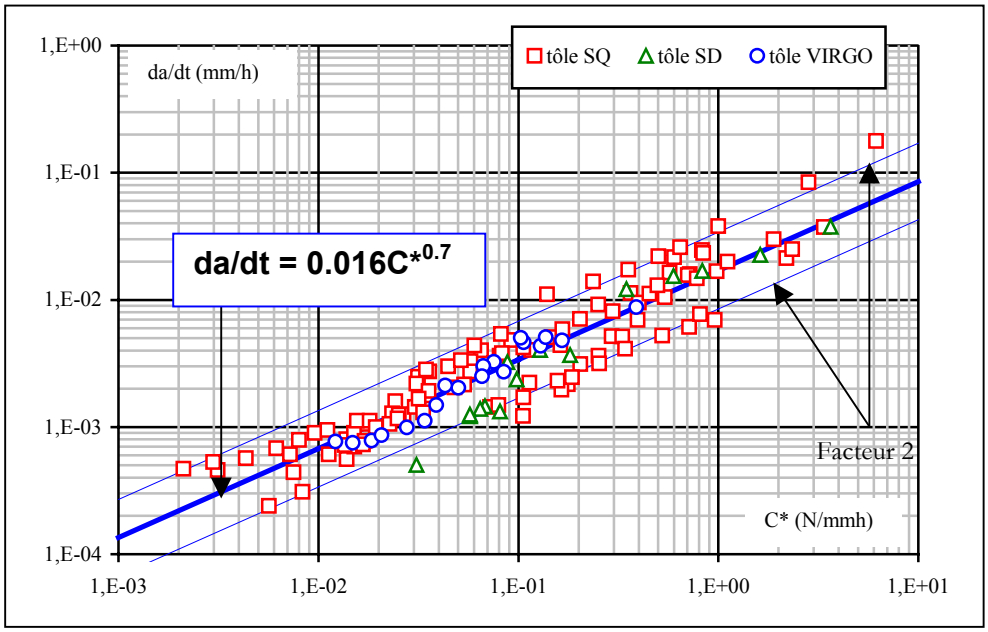


Figure 25 : Corrélation da/dt - C du 316L(N)*

La figure 25 montre que tous les essais exploités rentrent bien dans la bande de dispersion, et qu'une seule corrélation permet de décrire l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure en fonction de C*. Ainsi, on pourrait retenir que :

- Dans une plage de température qui varie de 550°C à 650°C ;
- Pour des rapports de tailles de fissures tels que : 0.42 < a/b < 0.69 ;
- Pour différents types d'éprouvettes : CCRB, CT et DENT ;

une seule courbe maîtresse permet de décrire la propagation des fissures en fluage pour l'acier inoxydable austénitique 316 L(N). Cette courbe maîtresse pourra être traduite par l'équation suivante :

$$\frac{da}{dt} = 0.016 C^{*0.7} \qquad \text{(IV.27)}$$

Conclusion

A travers cette partie, on a pu mettre au point une nouvelle méthodologie pour dépouiller les essais de fluage des éprouvettes fissurées. Cette technique nécessite la connaissance des évolutions de l'ouverture et l'avancée de la fissure au cours du temps. Il est indispensable de lisser ces courbes avant tout dépouillement puisque les données nécessaires sont les dérivées de l'ouverture et de l'avancée de la fissure.

Le calcul du paramètre C* se fait grâce à des expressions semi-analytiques, en utilisant seulement la partie comportement de l'ouverture de la fissure. La partie structure est déterminée, pour chaque éprouvette, par un calcul de complaisance élastoplastique qui fait intervenir la partie plastique du paramètre de chargement J. Le calcul de cette composante nécessite le choix de l'hypothèse judicieuse de l'état de contraintes. Un mauvais choix pourrait entraîner des valeurs négatives de la partie comportement de la vitesse de l'ouverture de la fissure et par conséquent donnera des valeurs inexploitables de C*.

Dans une échelle logarithmique, la courbe d'évolution de la vitesse d'avancée de fissure en fonction du paramètre C* présente deux stades : le premier stade correspond au fluage primaire où la vitesse d'avancée de la fissure augmente sans augmentation notable de C* et le deuxième au fluage secondaire, où une corrélation unique est établie dans le domaine de validité qui est limité par le minimum de la vitesse d'ouverture de la fissure et contient tous les points qui appartiennent au fluage secondaire selon le concept de longueur de référence.

Le dépouillement des résultats de la base de données Cstar montre que pour les deux nuances de l'acier ferritique (1Cr-1Mo-1/4V), la contribution du fluage dans la vitesse d'ouverture de la fissure est dominante durant presque 80% de la durée de vie. Une corrélation de type T_i – C* est proposée pour décrire la fissuration de ces deux aciers à haute température. Néanmoins, on pourra établir une corrélation de type da/dt – C* pour prédire la vitesse de propagation de la fissure pendant la durée de vie restante. Chaque nuance d'acier a ses propres lois d'amorçage et de propagation.

L'avancée de la fissure, dans l'acier 316L(N), est significative à partir de la moitié de la durée de vie des éprouvettes testées. La fissuration de cet acier est décrite par une loi de type da/dt – C*, qui est unique dans un large intervalle de température [550, 650°C], pour trois types de géométrie (CT, CCRB et DENT) et pour différents rapports de tailles de fissures ($0.42 < a/b < 0.67$). L'indépendance de cette corrélation par rapport à la géométrie testée permet d'assurer la transférabilité de la loi de propagation des fissures en fluage d'une éprouvette de laboratoire à une autre.

Du point de vue de l'exploitation, nous tenons à signaler que la courbe maîtresse permet de classer les matériaux suivant leurs résistances au fluage. En effet, en examinant les équations IV.22, IV.24 et IV.27, on constate que la vitesse de propagation de la fissure dans les aciers ferritiques est de l'ordre du double de celle de l'acier inoxydable austénitique 316 L(N). En plus cette courbe reste sécurisante pour les applications des structures réelles, dans la mesure où le deuxième paramètre Q* reste négatif (voir chapitre III).

Afin de montrer la robustesse de la corrélation "expérimentale" da/dt – C*, on simule numériquement la propagation des fissures en fluage afin de valider les expressions semi-analytiques de calcul de C* et celles de la partie structure. Cette simulation fera appel à une technique de relâchement de nœuds qui sera explicitée dans le chapitre V.

Références

[1] Piques, R ., : " Mécanique et mécanismes de l'amorçage et de la propagation des fissures en viscoplasticité dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1989.

[2] Laiarinandrasana, L., : " Amorçage de fissure à haute température dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1994.

[3] Maas, E., " Propagation des fissures par fluage dans l'acier inoxydable austénitique Z3-CND17-13 ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1984.

[4] Curtit, F., : " Propagation de fissures semi-elliptiques en fatigue-fluage à 650°C dans des plaques avec ou sans des joints soudés ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1999.

[5] Polvora, J.P., : " Propagation de fissures à haute température dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1998.

[6] Solignac, M.P., : " Etude du comportement à la fissuration en fluage et en fatigue d'aciers inoxydables austénitiques Z2-CND17-13 (316)". Thèse de doctorat ès Sciences Physiques, Paris VI. 1986.

[7] Ellison, E.G., Harper, M.P., Journal of strain Analysis, vol. 12, n°3, p 167, 1977.

[8] ASTM E 1457 – 98, Standard Test Method for Measurement of Creep Crack Growth Rates in Metals (1998).

[9] Kumar, V., German, M.D., Shih, C.F., " An engineering approach for elastic-plastic fracture ". EPRI. Report NP 1931. 1981.

[10] Bakker, A., "Case studies on the determination of applied J-values ". Delft University of Technology, Laboratory for Thermal Power Engineering. Netherlands

[11] Haigh, J.R. and Richards, C.E., – Laboratory Memorandum N° RD/L/M 461 (May 1974).

[12] Scibetta, M., Shaouadi, R., " Fracture toughness derived from small circumferentially cracked bars ". "Small Specimen Test Techniques", ASTM STP 1329, American Society for Testing Materials, 1997.

[13] Laiarinandrasana, L., Piques, R., Kabiri, M.R., Drubay, B, " Master curve da/dt vs C* for creep and creep-fatigue crack growth on CT specimens ". Proc. Of the 16thInternational Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Washington, U.S.A., August 2001.

[14] Laiarinandrasana, L., Piques, R., Creep-fatigue crack initiation in 316L stainless steel : Comparison between stress and strain calculation methods. International HIDA Conference, Commissariat à l'Energie Atomique (CEA)/INSTN, Saclay/Paris, France, April 1998.

[15] Molinié, E., : " Mécanique et mécanismes de l'endommagement et de la fissuration en viscoplasticité des aciers ferritiques faiblement alliés. Eléments d'estimation de la durée de vie résiduelle de composants fissuré ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1991.

Annexe 4

Annexe 4-1 : Expressions de J et C* pour les éprouvettes CT, DENT et CCRB

On a $$J = -\frac{\partial U}{\partial S})_{\delta} = \frac{\partial U}{\partial S})_{P} \quad \text{où} \quad U = \int P d\delta \text{ et } dS = \int B da$$

Donc, $$J = \frac{1}{B}\frac{\partial}{\partial a}\int P d\delta = -\frac{1}{B}\int_0^{\delta}\frac{\partial P}{\partial a}\,dS = \frac{1}{B}\int_0^{P}\frac{\partial \delta}{\partial a}\,dP$$

Pour calculer cette intégrale, il faut une relation entre P et δ. Pour cela, on suppose que :

$$\begin{cases} \varepsilon = B_0\sigma^n \quad \text{et} \quad \dot{\varepsilon} = B_2\sigma^{n_2} \\ \delta = l_{ref}\,\varepsilon_{ref} \end{cases} \quad \text{où} \quad l_{ref} = K(W-a) \quad \text{avec K = constante}$$

Donc $$\delta = K\,(W-a)\,B_0\sigma_{ref}^n \quad \text{où} \quad \sigma_{ref} = \frac{P}{BWm(a/W)}$$

$$BJ = \frac{\partial}{\partial a}\int P d\delta = \int_0^P \frac{\partial \delta}{\partial a} dP = \int_0^P \frac{\partial}{\partial a}\left[K(W-a)B_0\left(\frac{P}{BWm(a/W)}\right)^n\right] dP$$

$$= KB_0\int_0^P \frac{\partial}{\partial a}\left[(W-a)\left(\frac{P}{BWm(a/W)}\right)^n\right] dP$$

$$= KB_0\int_0^P \left[-\left(\frac{P}{BWm(a/W)}\right)^n + n(W-a)\left(\frac{P}{BWm(a/W)}\right)^{n-1}\left(\frac{P}{BW}\right)\frac{-\partial m(a/W)}{\partial a}\frac{1}{Wm^2(a/W)}\right] dP$$

$$= KB_0\int_0^P \left[-1 - n(W-a)\frac{1}{w}\frac{\partial m(a/W)}{\partial a}\frac{1}{m(a/W)}\right].\left(\frac{P}{BWm(a/W)}\right)^n . dP$$

$$= nKB_0\left[\frac{-1}{n} - (W-a)\frac{1}{W}\frac{\partial m(a/W)}{\partial a}\frac{1}{m(a/W)}\right]\frac{1}{n+1}\left(\frac{P}{BWm(a/W)}\right)^n$$

$$= nKB_0\left[\frac{-1}{n} - \left(1-\frac{a}{W}\right)\frac{1}{m(a/W)}\frac{\partial m(a/W)}{\partial a}\right]\frac{1}{n+1}\frac{P\delta}{KB_0(W-a)}$$

$$= \frac{P\delta}{(W-a)}\frac{n}{n+1}\left[-\left(1-\frac{a}{W}\right)\frac{1}{m(a/W)}\frac{\partial m(a/W)}{\partial a} - \frac{1}{n}\right]$$

D'où

$$J = \frac{P\delta}{B(W-a)}\frac{n}{n+1}\left[-\left(1-\frac{a}{W}\right)\frac{1}{m(a/W)}\frac{\partial m(a/W)}{\partial a}-\frac{1}{n}\right]$$

$$C^* = \frac{P\dot{\delta}}{B(W-a)}\frac{n_2}{n_2+1}\left[-\left(1-\frac{a}{W}\right)\frac{1}{m(a/W)}\frac{\partial m(a/W)}{\partial a}-\frac{1}{n}\right]$$

Toutes les expressions de la fonction m(a/W) sont extraites de la référence [11].

1) Pour l'éprouvette DENT, en contrainte plane, on a : $m(a/b) = 1-\frac{a}{b}$, donc

$$C^*(DENT) = \frac{1}{2}\ \frac{n_2-1}{n_2+1}\frac{P\dot{\delta}}{B(b-a)}$$

2) Pour une éprouvette AX on fait la même démarche que pour la CT, en changeant B par 2πR :
On trouve alors :

$$\begin{cases} m(a/b) = 1-\frac{a}{b} & \text{si} \quad \frac{a}{b} \le 0.65 \\ m(a/b) = 2.85.\left(1-\frac{a}{b}\right)^2 & \text{si} \quad \frac{a}{b} \succ 0.65 \end{cases} \Rightarrow \begin{cases} C^*(AX) = \frac{n_2-1}{n_2+1}\frac{P\dot{\delta}}{2\pi R^2} & \text{si} \quad \frac{a}{b} \le 0.65 \\ C^*(AX) = \frac{n_2}{n_2+1}\frac{P\dot{\delta}}{2\pi R^2}\left(2-\frac{1}{n_2}\right) & \text{si} \quad \frac{a}{b} \succ 0.65 \end{cases}$$

3) Pour l'éprouvette CT on a : $m(a/W) = \left[\left(1+\frac{a/W}{q-1}\right)^2 + \frac{(1-a/W)^2}{q-1}\right]^{1/2} - \left(1+\frac{a/W}{q-1}\right)$

où q = 1.5876 en déformation plane et q = 2 en contrainte plane.

On retient pour cette géométrie l'expression proposée par l'ASTM

$$C^*_{exp}\ (CT) = \left(2+0.522.\left(1-\frac{a}{W}\right)\right)\frac{n_2}{n_2+1}\ \frac{P.\dot{\delta}_{fluage}}{B(W-a)}$$

Annexe 4-2 : Schémas des éprouvettes expérimentales (CT, DENT et CCRB)

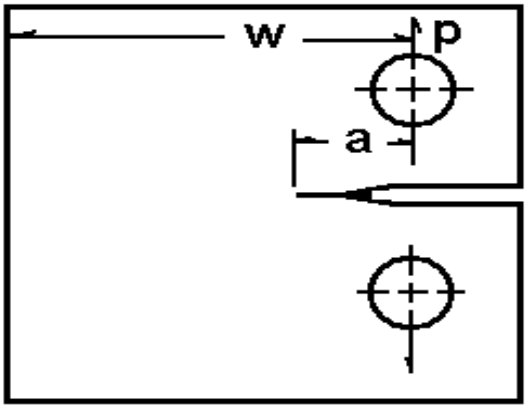


Figure 1 : éprouvette CT

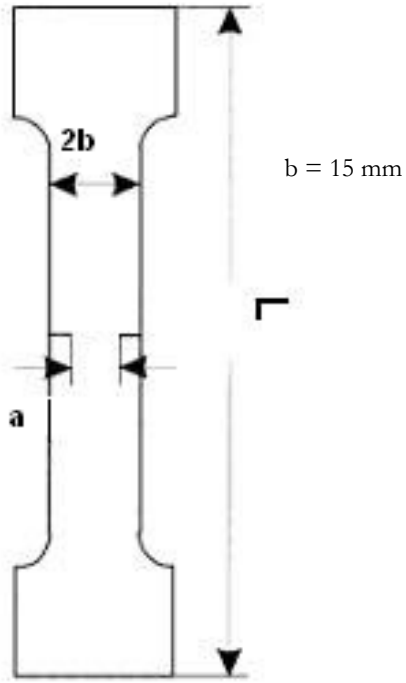


Figure 2 : éprouvette DENT

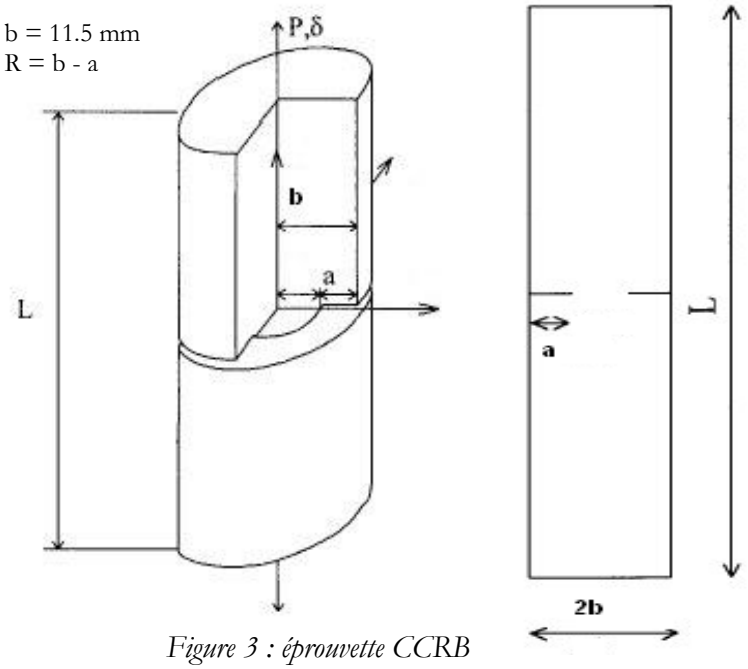


Figure 3 : éprouvette CCRB

Annexe 4-3 : Calcul de la partie structure (due à l'avancée de fissure)

On a $$\dot{\delta}_{exp} = \dot{\delta}_{total} = \dot{\delta}_{elastique} + \dot{\delta}_{plastique} + \dot{\delta}_{fluage}$$

Donc $$\dot{\delta}_{fluage} = \dot{\delta}_{exp} - (\dot{\delta}_{elastique} + \dot{\delta}_{plastique})$$

On a aussi $$\begin{cases} \dot{\delta}_{elastique} = \dot{a}\,\frac{\partial \delta_{elastique}}{\partial a})_P + \dot{P}\,\frac{\partial \delta_{elastique}}{\partial P})_a \\ \dot{\delta}_{plastique} = \dot{a}\,\frac{\partial \delta_{plastique}}{\partial a})_P + \dot{P}\,\frac{\partial \delta_{plastique}}{\partial P})_a \end{cases}$$

Or, pendant un essai de fluage, la charge est maintenue constante, donc $\dot{P} = 0$

D'où $$\dot{\delta}_{fluage} = \dot{\delta}_{exp} - \dot{a}\left[\frac{\partial \delta_{elastique}}{\partial a})_P + \frac{\partial \delta_{plastique}}{\partial a})_P\right] \qquad (1)$$

Or, on sait que :

$$\frac{\partial \delta_{elastique}}{\partial a})_P = \frac{1}{B}\frac{\partial (PC_{elastique})}{\partial a}$$ où $C_{elastique}$ est la complaisance élastique

Et $$G(\text{taux de restitution d'énergie}) = \frac{1}{2}\left(\frac{P}{B}\right)^2 \frac{\partial C_{elastique}}{\partial a} = \frac{K^2}{E}$$

D'où $$\frac{\partial \delta_{elastique}}{\partial a})_P = 2\frac{B}{P}\frac{K^2}{E} \qquad (2)$$

D'autre part, on sait que :

$$\delta_{plastique} = f\left(\frac{a}{W}\right)P^n \quad \text{d'où} \quad \frac{\partial \delta_{plastique}}{\partial (a/w)})_P = f'P^n$$

Or, $$J_{plastique} = \frac{1}{BW}\int_0^P \frac{\partial \delta_{plastique}}{\partial (a/W)}dP = \frac{1}{BW}\int_0^P f'P^n dP = \frac{f'}{BW}\int_0^P P^n\, dP$$

Donc $$f' = \frac{BW}{P^{n+1}}(n+1)J_{plastique}$$

D'où $$\frac{\partial \delta_{plastique}}{\partial (a/W)} = W \frac{\partial \delta_{plastique}}{\partial a} = \frac{B}{P}(n+1) J_{plastique} \qquad (3)$$

On déduit alors en combinant (1), (2) et (3) que :

* Pour les éprouvettes CT et DENT

$$\dot{\delta}_{fluage} = \dot{\delta}_{exp} - \frac{\dot{a} B}{P}\left[\frac{2K^2}{E^*} + (n+1)\, J_{plastique}\right]$$

Avec E* = E en contraintes planes et E* = E/(1 – ν^2) en déformations planes

* Pour une CCRB, on aura de la même manière :

$$\dot{\delta}_{fluage} = \dot{\delta}_{exp} - \frac{2\pi \dot{a} R}{P}\left[\frac{2K^2}{E} + (n+1) J_{plastique}\right]$$

$J_{plastique}$ sera calculé par la méthode EMP

Annexe 4-4 : Expressions des chargements limites et contraintes de références

1) Eprouvette CCRB

* chargement limite

$$\begin{cases} P_L = \sigma_y . \pi . R . b & \text{si} \quad \frac{a}{b} \prec 0.65 \\ P_L = 2.85 \sigma_y . \pi . R^2 & \text{si} \quad \frac{a}{b} \succ 0.65 \end{cases}$$

* Contrainte de référence

$$\begin{cases} \frac{P}{\pi R b} & \text{pour} \quad \frac{a}{b} \prec 0.65 \\ \frac{P}{2.85 \pi R^2} & \text{pour} \quad \frac{a}{b} \succ 0.65 \end{cases}$$

2) Eprouvette CT :

* chargement limite $BWm(\frac{a}{W})\,\sigma_y$ où σ_y est la contrainte d'écoulement

* Contrainte de référence $\frac{P}{BWm(a/W)}$

3) Eprouvette DENT : (Contrainte plane)

* chargement limite $P_L = \frac{4}{\sqrt{3}}(b-a)B\sigma_y$

* Contrainte de référence $\frac{P\sqrt{3}}{4(b-a)B}$

Chapitre V

Simulation de la propagation des fissures en fluage

Introduction

Nous avons traité, dans le chapitre IV, de la propagation des fissures en fluage dans certaines nuances d'aciers en utilisant des corrélations de type da/dt – C* , en faisant appel au paramètre de chargement C*. Ce dernier a été calculé en utilisant des expressions analytiques faisant intervenir la vitesse d'ouverture de la fissure mesurée expérimentalement. Rappelons que le débat entre plusieurs auteurs à propos de la pertinence d'une corrélation de type da/dt – C* provient essentiellement de la manière avec laquelle on calcule le paramètre C*.

Pour valider notre procédure de dépouillement des essais de fluage, nous simulons la propagation d'une fissure en conditions de fluage, et on essayera de montrer, au cours de ce chapitre, que le paramètre C* qu'on calcule numériquement, avec l'intégrale de contour, est le même que celui qu'on calcule avec les méthodes analytiques exposées au chapitre précédent.

La simulation de la propagation consistera à faire avancer la fissure d'une manière progressive en imposant la loi expérimentale d'avancée de fissure. En effet, la particularité des essais dont on dispose est que l'évolution de la profondeur de la fissure fait partie des données enregistrées au cours de l'expérience . En utilisant la loi de comportement de l'acier inoxydable austénitique 316 L(N), identifiée au chapitre III, on simulera en propagation à 600°C, 12 essais de fluage sur les trois éprouvettes précédemment étudiées : 8 CCRB, 2 CT et 2 DENT. L'objectif de ce chapitre est de construire la loi da/dt – C*, à partir de valeurs expérimentales de la vitesse d'avancée de fissure et de valeurs numériques de C*. Il s'agira ensuite de la comparer, dans le but de la valider, avec celle obtenue auparavant (Chapitre 4) avec C* analytique.

I. La procédure de relâchement de nœuds (exemple CCRB1)

La procédure de relâchement des nœuds a été implémenté dans le code Zébulon [1] du Centre des Matériaux. Le relâchement progressif des nœuds se fait par l'intermédiaire d'une "condition limite" appelée "release_nodal_dof". Cette condition consiste à libérer tous les nœuds sur une longueur donnée *l* pendant une durée t. Il suffit de donner la longueur *l* de la fissure à faire propager et la durée correspondante à cette propagation. La description de cette procédure se fait de la façon suivante dans le fichier de mise en données (*.inp*) :

```
**release_nodal_dof propag U2 .05 tabprop
**name tabprop
*time  0.   25.  40. 80.9 103.93 119.9 133.62 143.3 152.99 160.06 166.5 172.95 179.39
*value 0.   0.   1. 2.  3.    4.   5.    6.   7.    8.    9.    10.   11.
```

Le code se charge de la libération progressive des nœuds entre l'instant initial et l'instant final qui sont fixés par l'utilisateur. Les numéros des nœuds à libérer doivent être écrits dans l'ordre de leur relâchement, dans le fichier de géométrie du maillage (*.geof*) sous un ensemble de nœuds ("*nset*") appelé dans cet exemple, "*propag*". La propagation se fait selon la loi expérimentale d'avancée de fissure décrite par le tableau "*tabprop*". On tient à préciser que cette procédure ne consiste pas à utiliser un critère de relâchement de nœud (endommagement critique etc…). Il ne s'agit pas ici de prédire l'avancée de la fissure mais de l'imposer pour valider le calcul de C* en propagation de fissure par rapport aux calculs stationnaires. Pour ce faire, l'histoire de a(t) est absolument nécessaire. La condition limite imposée fait en sorte de libérer brutalement le nœud. Cependant, après le relâchement d'un nœud, quelques itérations sont nécessaires au code pour assurer les conditions d'équilibre permettant une redistribution des contraintes en pointe de la fissure.

Le calcul de C* se fera alors à chaque instant par une intégrale de contour, et les valeurs seront sauvegardées dans un fichier résultat (*.jint*).

Pour mieux expliquer cette procédure de relâchement de nœuds, utilisée par F. Sansoz [2] pour simuler des propagations en fatigue et au cours de cette étude pour des propagations en fluage, nous présentons en détail la simulation de l'avancée de fissure dans l'éprouvette axisymétrique CCRB1.

I.1. Conditions expérimentales et maillage

L'éprouvette CCRB1 a été testée à 600°C, sous un chargement de 52630N. La fissure initiale mesure 5.175 mm (a/b = 0.45). Pour des raisons de symétrie, on ne maille que le quart du plan méridien de l'éprouvette. Le maillage est quadratique de type cax8r (éléments axisymétriques avec 8 nœuds avec intégration réduite). La figure 1 montre la géométrie de la CCRB1 ainsi qu'un agrandissement de la région avoisinant la pointe de la fissure. R_0 désigne le premier ligament non fissuré, tel que $R_0 = b - a_0$. Toutes les dimensions sont en mm.

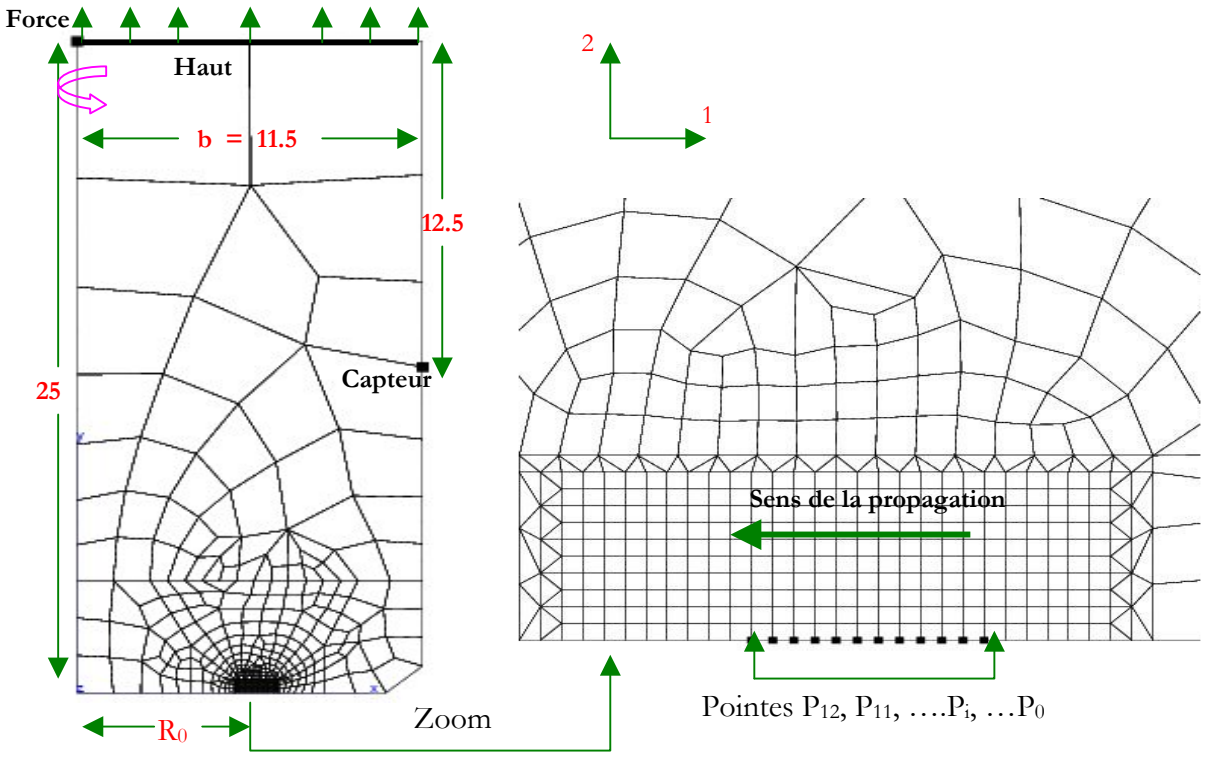


Figure 1 : Maillage de la CCRB1 et Zoom de la pointe de fissure.

Le chargement est réparti sur la surface du haut de l'éprouvette, en imposant à tous les nœuds du nset "haut" de se déplacer de la même quantité suivant la direction 2 et en appliquant la charge totale sur un nœud (nset "Force") de ce nset.

Le "nset" appelé "Capteur" désigne le nœud où on mesure l'ouverture de la fissure, il est situé, comme lors de l'essai, à une distance de 12.5 mm par rapport au plan de la fissure. Les nœuds P_i sont numérotées dans le sens de propagation de la fissure, elles correspondent aux pointes de la fissure après un relâchement. Pour l'exemple de la CCRB1, on relâche progressivement 11 nœuds.

I.2. Définitions des contours

Pour calculer l'intégrale de contour C*, on définit autour de chaque pointe de fissure un ensemble d'éléments qui constitue le contour d'intégration. Afin de montrer l'indépendance de C* par rapport au contour choisi, on définit automatiquement des rangées d'éléments "concentriques" autour de la même pointe. La figure 2 montre les contours entourant les 12 pointes dans le cas de la CCRB1, ainsi que les rangées additionnelles autour de la pointe 0.

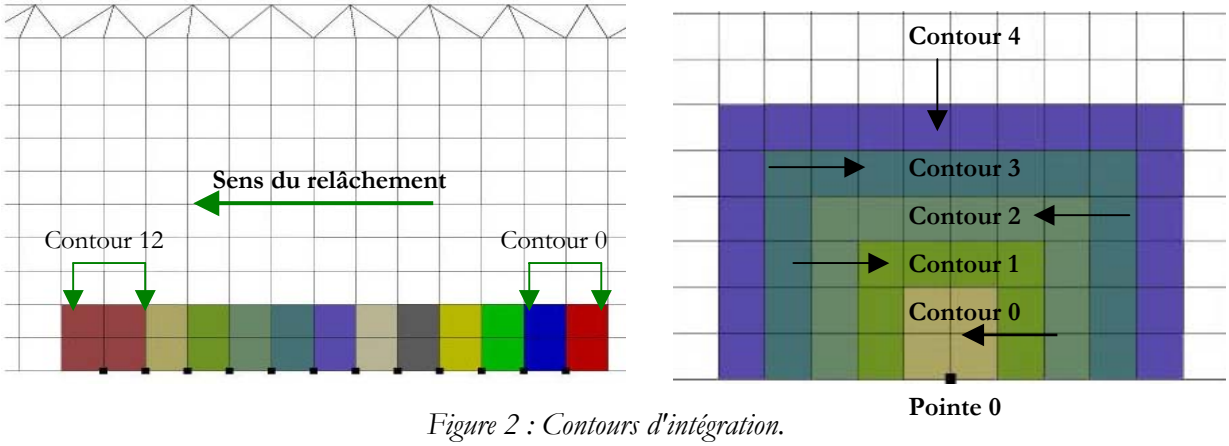


Figure 2 : Contours d'intégration.

I.3. Mise en données

On présente ci-dessous la partie la plus importante du fichier ".inp" qui permet de réaliser la propagation de la fissure.

```
**impose_nodal_reaction
    force   U2 1. tab
 **release_nodal_dof propag U2   .05  tabprop
***table
 **name tab
  *time  0.  0.09    179.39
  *value 0.  52630.  52630.

 **name tabprop
  *time   0. 25. 40.  80.9 103.93 119.9 133.62 143.3 152.99 160.06 166.5 172.95 179.39
  *value  0. 0.  1.    2.    3.      4.    5.     6.    7.     8.     9.    10.    11.
***post_increment
 **cstar_integral_lorenzi
        perturb elset cont0
        tip_radius 6.325
        da (-1.e-3 0.)
 **cstar_integral_lorenzi
        perturb elset next
        tip_radius 6.325
        da (-1.e-3 0.)
 **cstar_integral_lorenzi
        perturb elset cont1
        tip_radius 6.275
        da (-1.e-3 0.)
```

Pas de propagation = 50µm

Temps de mise en charge = 5 minutes

Temps de fin de fluage secondaire

Chargement imposé

Contours autour des pointes P_0 et P_1

Génération d'une rangée d'éléments autour de la pointe P_0

I.4. Courbe d'avancée de la fissure

La courbe expérimentale d'avancée de fissure est imposée sous forme d'un tableau (lignes en italique dans le paragraphe précédent). Ce tableau comprend deux lignes : la première correspond au temps de relâchement d'un nœud, et la deuxième correspond au facteur qu'on multiplie par 50µm (taille de maille) pour avoir la distance de propagation par rapport à la pointe initiale de la fissure.

Par exemple, à t = 25h, ce facteur a la valeur 0, ce qui veut dire que la fissure s'est propagée de la distance 0*50µm = 0 entre t = 0h et t = 25h. Ce temps correspond à la période d'incubation de la fissure. A t = 160.06h, le facteur a la valeur 8, ce qui signifie que la fissure s'est propagée de la quantité 8*50µm, soit 400µm d'avancée de fissure.

Dans la figure 3, on représente les deux courbes correspondantes à l'avancée de fissure. On note que pour la CCRB1, on fera propager la fissure de 550µm au total en 179.39h. Pendant cette période de propagation, l'éprouvette flue en primaire et en secondaire. Ainsi, la loi de comportement précédemment déterminée reste valable.

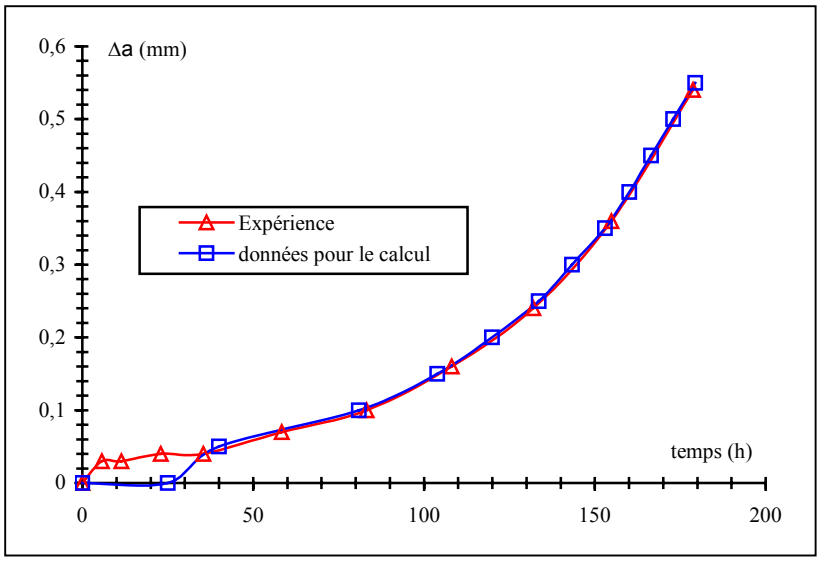


Figure 3 : Courbes d'avancée de la fissure

Dans la figure 3, la courbe "Expérience", (triangle) représente l'avancée réelle de la fissure. La courbe "données pour calcul" (carré), représente l'avancée de la fissure avec un pas régulier de 50µm, elle a été construite par interpolation linéaire à partir de la première courbe. On constate que dans l'intervalle [40, 179.39], les deux courbes se superposent, par contre dans l'intervalle [0,40], il y a un écart entre les deux courbes. En effet, nous imposons numériquement un temps d'incubation (temps pendant lequel, la fissure reste stationnaire). De ce fait, les premières propagations de la fissure avant ce temps ne seront pas prises en compte.

Pour l'exemple de la CCRB1, le temps d'incubation est de 25h, ce qui veut dire que la fissure est maintenue stationnaire jusqu'à ce temps. Ensuite, on la fait propager de 50µm jusqu'à t = 40h, et ainsi de suite jusqu' à une avancée finale de 550µm.

I.5. Résultats

I.5.1. Contraintes et déformées

La figure 4 montre les résultats d'une simulation sur l'éprouvette CCRB1. Sur la figure 4a, on représente la contrainte équivalente de Von Mises après une durée de fluage de 180 heures, on voit bien l'avancée et l'ouverture de la fissure au cours du temps. Sur la figure 4b) on voit bien la position des nœuds avant et après relâchement.

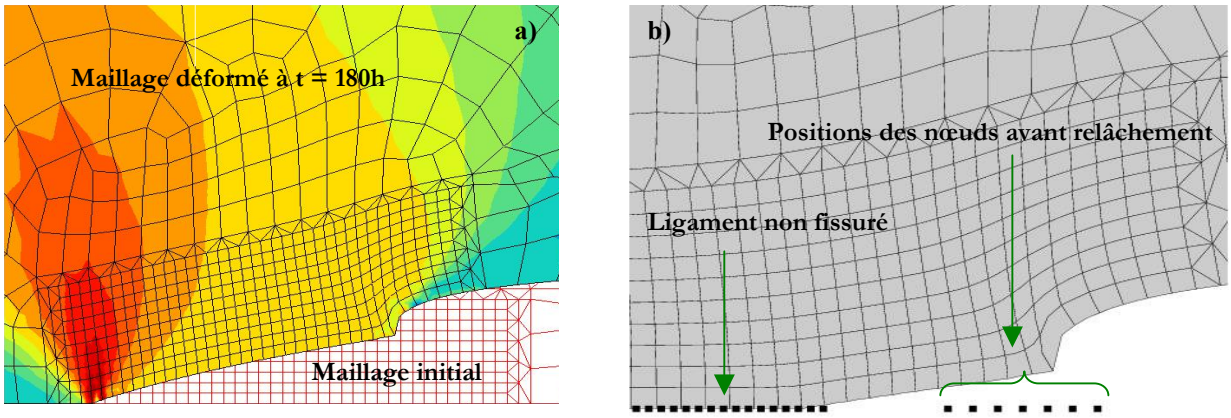


Figure 4 : Résultats de la simulation

I.5.2. Ouverture de la fissure

Au cours de la simulation, la fissure est maintenue stationnaire jusqu'au temps d'incubation, après elle commence à se propager suivant la loi expérimentale d'avancée de fissure. Au cours de cette propagation, on enregistre le déplacement du nœud dit "Capteur" en fonction du temps. L'évolution de l'ouverture de la fissure est représentée dans la figure 5.

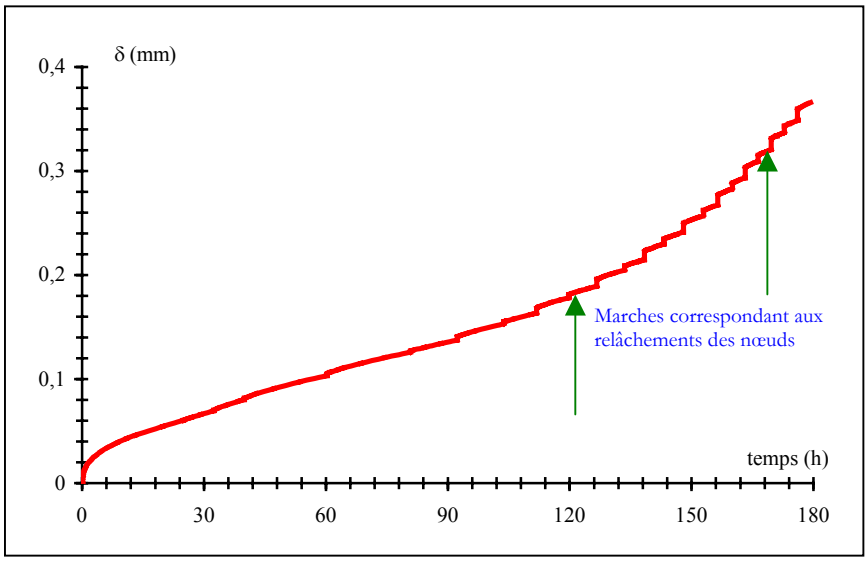


Figure 5 : Ouverture de la fissure de la CCRB1

Sur la figure 5, l'évolution de l'ouverture de la fissure montre des marches qui correspondent aux relâchements successifs des nœuds. On compare d'abord la première partie de la courbe avec

celle issue d'une simulation stationnaire effectuée auparavant (voir chapitre III). L'objectif de cette comparaison est de vérifier la validité de la mise en données dans le fichier "*.inp*" lors de la simulation de la propagation. En effet, jusqu'au temps d'incubation, un calcul de propagation de fissure doit donner les mêmes résultats qu'un calcul stationnaire. La figure 6 montre que les calculs stationnaire et de propagation donnent les mêmes résultats jusqu'au temps d'incubation ($T_{incubation}$ = 25h, pour la CCRB1).

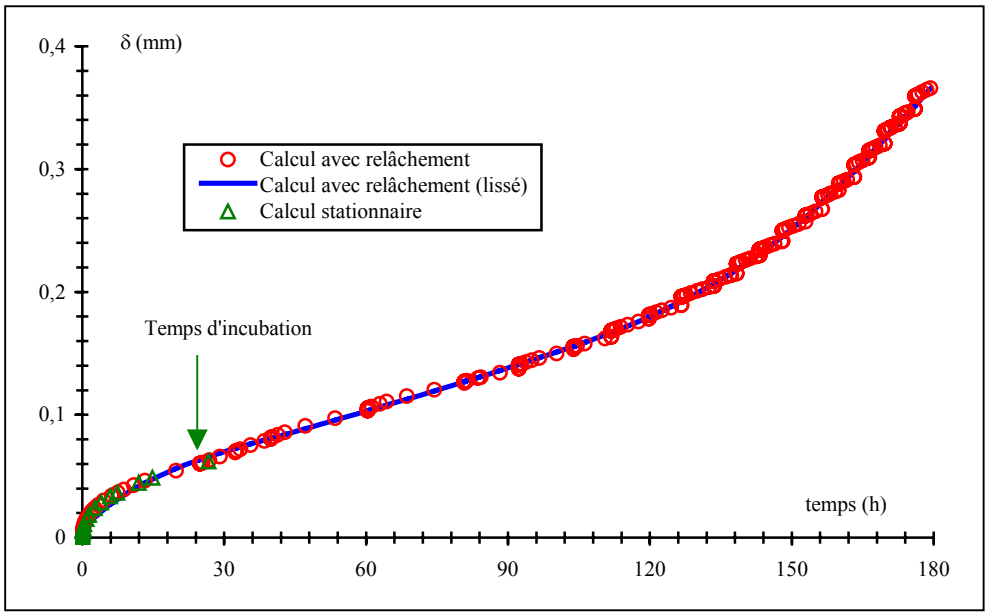


Figure 6 : Comparaison des calculs stationnaire et de propagation

I.5.3. Calcul de C*

Le calcul de l'intégrale de contour C* se fait suivant une procédure similaire à celle de l'intégrale de contour J introduite par De Lorenzi [3]. Le fichier de résultats qui donne l'intégrale de contours C*, "*.jint*", contient plusieurs colonnes dont la première est celle du temps en heures. Pour chaque pointe, on dispose de 4 colonnes qui donnent les valeurs de C* dans les quatre premiers contours entourant cette pointe. Rappelons que le maillage utilisé lors de ces simulations est un maillage quadratique, ainsi, au niveau du ligament, chaque segment d'une maille contient un nœud intermédiaire ou nœud milieu. Le relâchement de ces nœuds milieux provoquent une marche sur la figure 6 et un saut par rechargement sur la valeur de C*. Bien entendu, nous ne prendrons pas en compte les fluctuations dues aux relâchements des nœuds intermédiaires.

Dans la figure 7, on trace les valeurs numériques de C* issues d'une simulation avec relâchement de nœuds "brut" en fonction du temps et ces mêmes valeurs après avoir enlevé celles correspondant au relâchement des nœuds intermédiaires "semi brutes".

Dans cette figure, on fait cette comparaison pendant les 80 premières heures (1er relâchement) pour permettre au lecteur de mieux voir l'effet du relâchement du nœud intermédiaire sur l'évolution de C*.

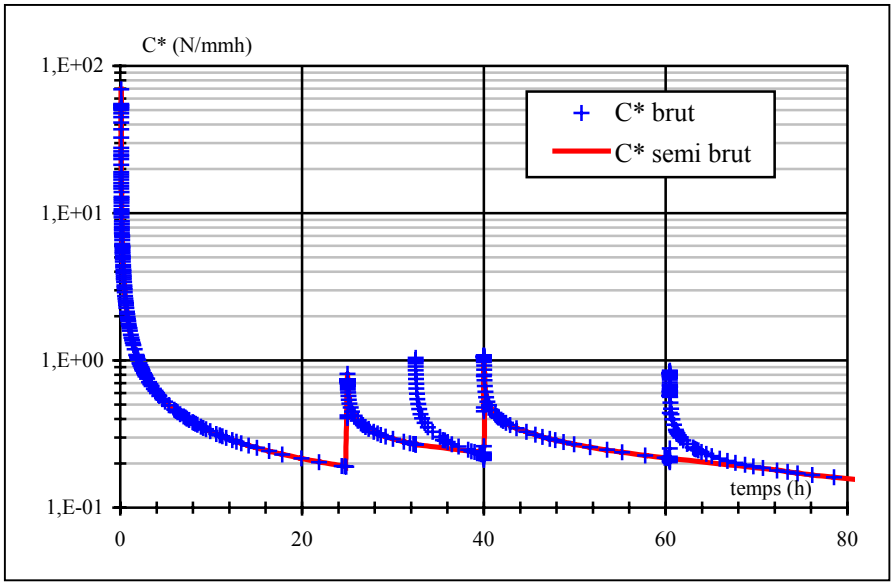


*Figure 7 :Valeurs numériques "brutes" de l'intégrale de contour C**

Dans la figure 8, on présente les valeurs stabilisées de C* en fonction du temps, après avoir enlevé celles qui correspondent à la redistribution des contraintes.

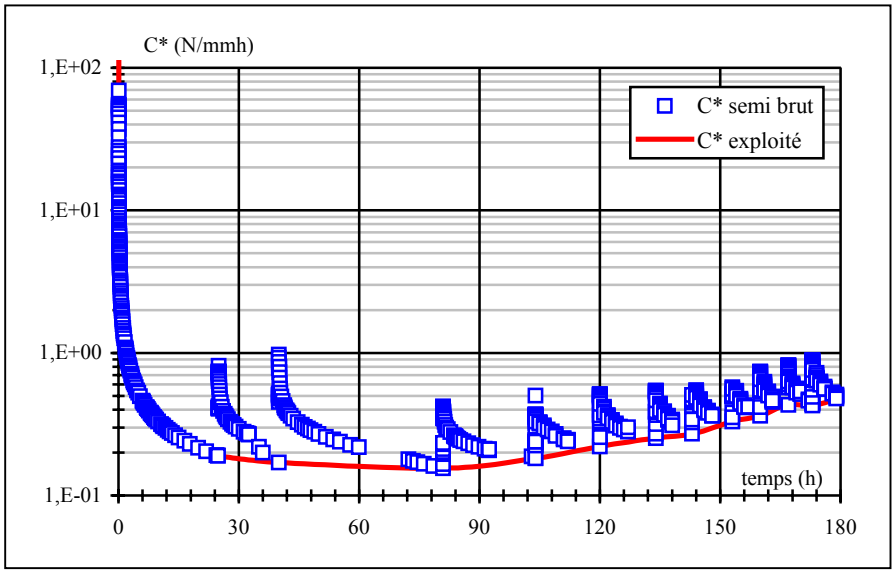


*Figure 8 : Valeurs numériques "exploitées" de l'intégrale de contour C**

En utilisant les valeurs "exploitées" de C*, déterminées selon la procédure décrite précédemment, on vérifie l'indépendance de cette intégrale par rapport au contour choisi (figure 9). Cette figure montre, qu' à l'exception du premier contour, les valeurs numériques de C* calculées dans les trois autres contours est la même. Dans le premier contour, les valeurs de C* sont sous-estimées, on peut attribuer cet écart au fait que ce contour est très proche de la pointe de fissure (il se situe à 50µm de la pointe de fissure).

Dans toute la suite, on ne prendra pas en considération les valeurs de C* calculées dans le premier contour, ainsi on utilisera pour toutes les comparaisons à venir la moyenne arithmétique des valeurs de C* dans les trois différents contours entourant la pointe de la fissure.

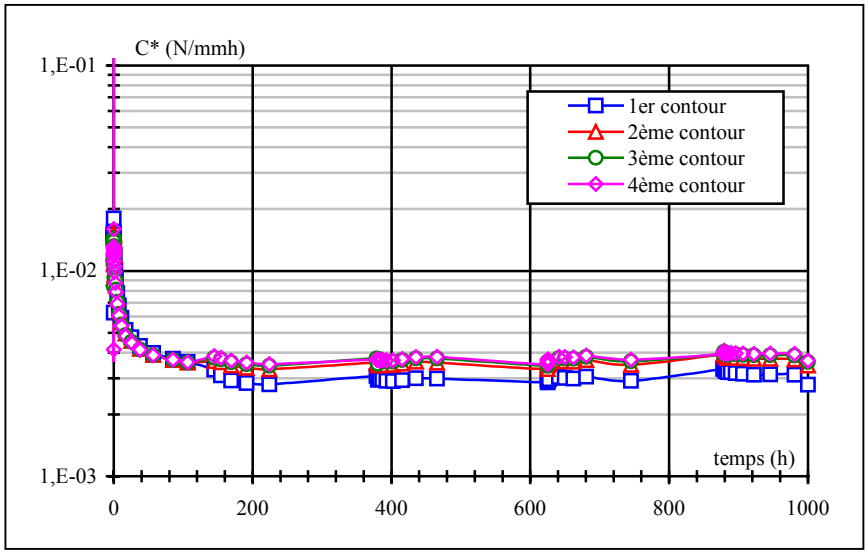


Figure 9 : Valeurs numériques "exploitées" de C dans différents contours*

II. Simulation de la propagation des fissures en fluage

Dans cette partie, on présentera les résultats issus des simulations de la propagation des fissures dans les éprouvettes dont la température de travail est de 600°C. Il s'agit d'éprouvettes CCRB (8 cas), CT (2 cas) et DENT (2 cas). On utilise la loi de comportement identifiée précédemment. Les éprouvettes CT ont été simulées en déformations planes, et les éprouvettes DENT en contraintes planes, conformément aux constatations du chapitre III.

II.1. Eprouvettes CCRB

II.1.1. Ouverture et vitesse d'ouverture de la fissure

La figure 10 représente les évolutions expérimentale et numérique de l'ouverture totale (partie comportement et partie structure) de la fissure en fonction du temps pour deux éprouvettes axisymétriques. Les autres éprouvettes donnent des résultats similaires.

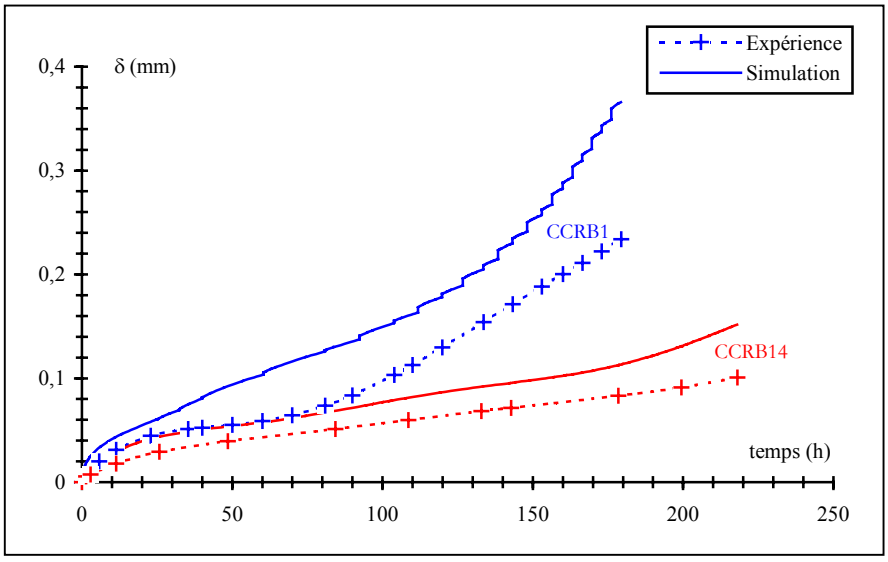


Figure 10 : Evolution de l'ouverture de la fissure en fonction du temps (éprouvettes CCRB)

Les résultats de la figure 10 montrent que malgré les écarts observées sur l'ouverture totale de la fissure entre la simulation et l'expérience, les pentes numériques et expérimentales de ces courbes (vitesses totale d'ouverture de la fissure) sont les mêmes (figure 11), surtout dans le domaine dit "exploité" qui correspond au stade de fluage secondaire borné par les limites inférieure et supérieure décrites dans le paragraphe (I.4), chapitre IV. Autrement dit, les résultats de la simulation sont en très bon accord avec l'expérience en terme de $d\delta/dt$. Or c'est cette quantité qui intervient directement dans le calcul de C* (éq. IV.14, chapitre IV), ce qui laisse présager une bonne corrélation entre C* analytique et numérique. On note également une accélération de l'ouverture totale de la fissure vers la fin de la simulation. Cette augmentation n'est pas due au fluage tertiaire puisque dans la loi de comportement précédemment identifiée (chapitre III), seuls les stades primaire et secondaire sont pris en compte. L'accélération est due à l'avancée de la fissure.

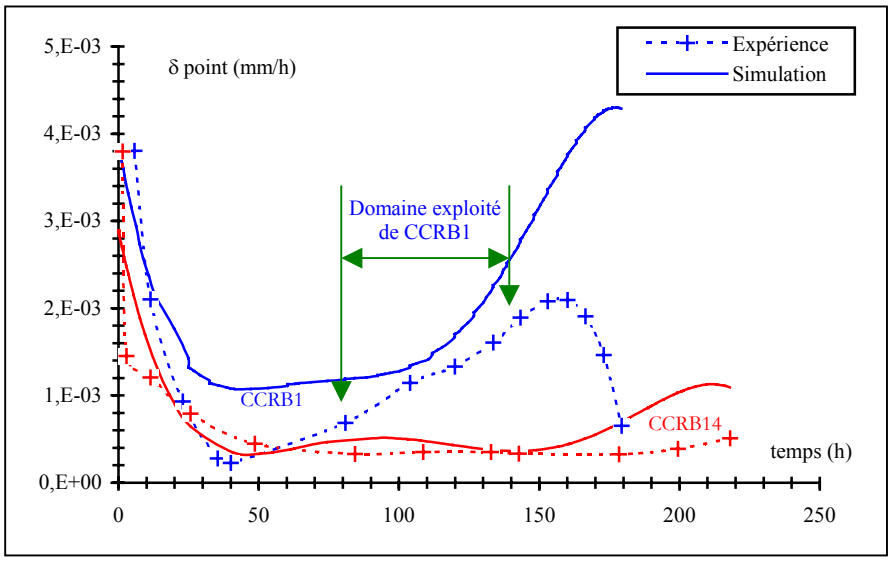


Figure 11 : Evolution de la vitesse d'ouverture de la fissure (éprouvettes CCRB)

II.1.2. Valeurs de C*

Dans un premier temps, on va faire la comparaison entre les valeurs totales de C* (calculé avec δpoint total). Ceci est dû au fait que le calcul numérique fournit la vitesse d'ouverture totale et donc pour que la comparaison soit valable, on exploitera ce résultat aussi. Ensuite, on va introduire une procédure permettant d'extraire de cette vitesse totale d'ouverture de la fissure numérique une vitesse d'ouverture numérique due au comportement.

Dans la figure 12, on compare les valeurs expérimentales de C* (calculées en utilisant l'équation IV.14, chapitre IV, avec les valeurs expérimentales de la vitesse totale d'ouverture de la fissure), les valeurs numériques (issues de la simulation avec relâchement des nœuds) et les valeurs semi-analytiques (calculées en utilisant l'équation IV.14, chapitre IV, avec les valeurs numériques de la vitesse totale d'ouverture de la fissure). Cette comparaison sera faite dans le domaine exploité.

L'objectif de cette comparaison est double :

- Comparaison semi-analytique/expérience : valider le fait que dès que les vitesses d'ouverture numérique et analytique coïncident, alors il en est de même pour C*.
- Comparaison semi-analytique/numérique : valider que l'intégrale de contour calculée en pointe de fissure donne bien un résultat analogue à celui des paramètres globaux (P, $d\delta/dt$), et donc déduire l'indépendance de C* par rapport au contour, même bien loin de la pointe de fissure.

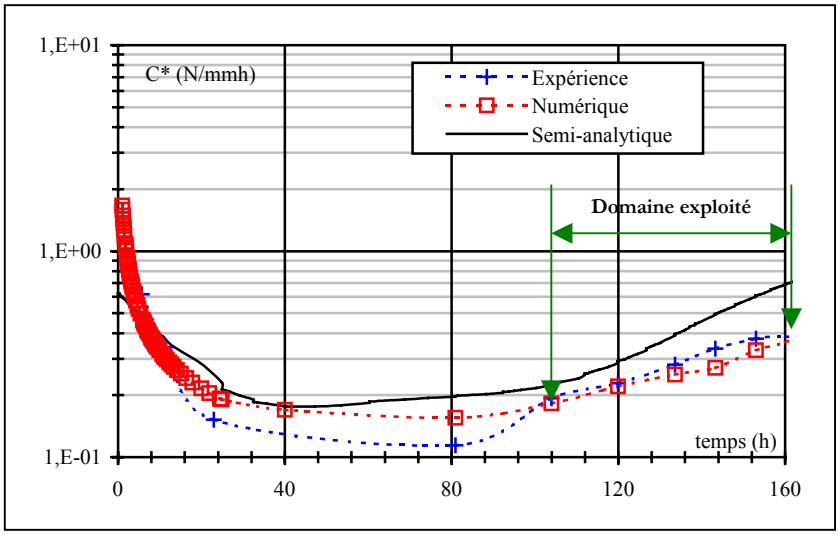


Figure 12 : Comparaison des valeurs de C (éprouvette CCRB1)*

Dans cette figure, on a repris l'exemple de la CCRB1, mais tous les autres essais donnent les mêmes résultats. Dans le domaine "exploité", les valeurs numériques et expérimentales sont en très bon accord. En comparant les résultats semi-analytiques avec ceux numériques, on déduit que l'expression (IV.14), proposée par l'Ecole des Mines de Paris [3] pour le calcul de C* dans le cas des éprouvette axisymétriques donne satisfaction et donc validée .

II.2. Eprouvettes CT

II.2.1. Ouverture et vitesse d'ouverture de la fissure

La figure 13 représente les évolutions expérimentale et numérique de l'ouverture totale de la fissure en fonction du temps pour les éprouvettes CT52 et CT62. Ces deux éprouvettes ont été simulées dans des conditions de déformations planes.

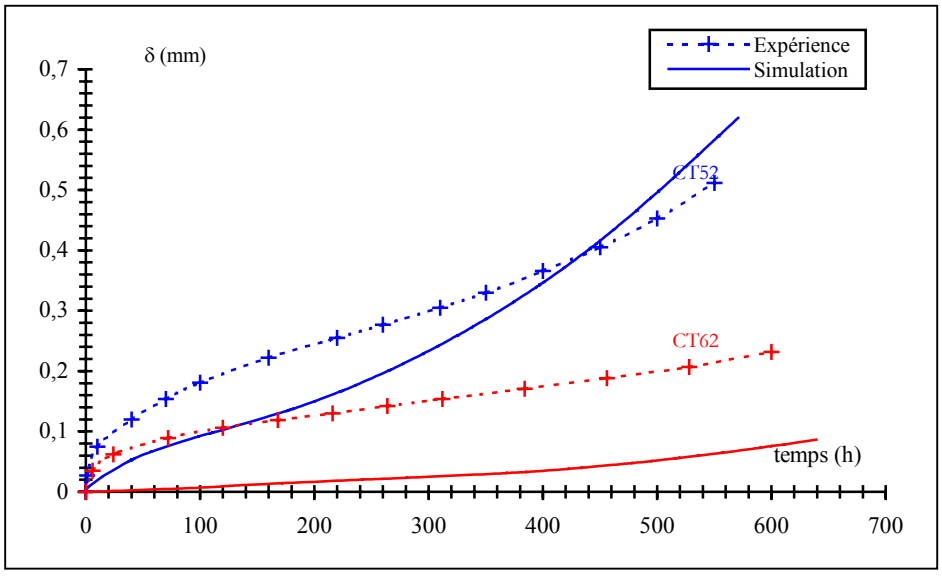


Figure 13 : Evolution de l'ouverture de la fissure en fonction du temps (éprouvettes CT)

La figure 13 montre que les résultats simulés sous-estiment l'ouverture de la fissure. Pour la CT52, la fissure s'est propagée beaucoup plus (Δa = 2.284 mm) que la CT62 (Δa = 0.496 mm), c'est la raison pour laquelle l'effet de l'avancée de fissure est plus marqué pour la CT52.

La figure 14 montre que dans le domaine exploité, les résultats numériques et expérimentaux sont en très bon accord.

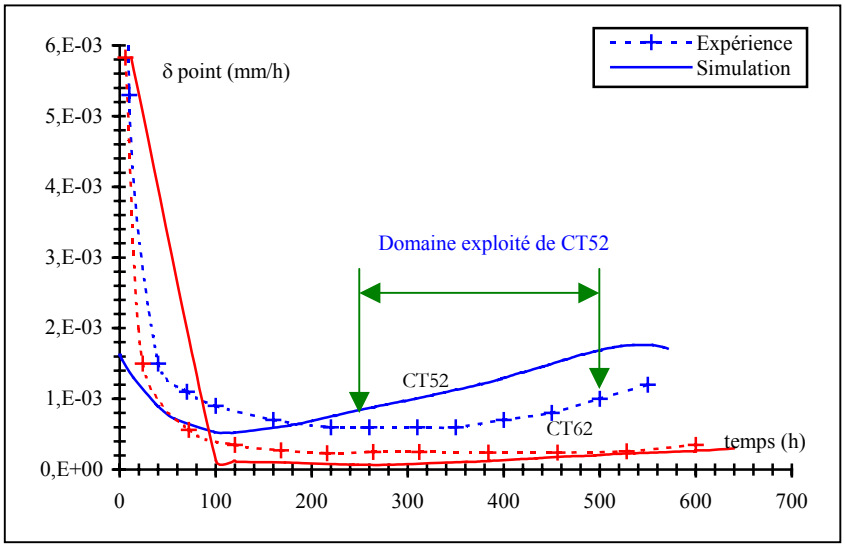


Figure 14 : Evolution de la vitesse d'ouverture de la fissure (éprouvettes CT)

II.2.2. Valeurs de C*

Dans la figure 15, on compare les valeurs expérimentale, numérique et semi-analytiques de C* (ces valeurs sont obtenues comme précédemment : cf. paragraphe II.1.2.)

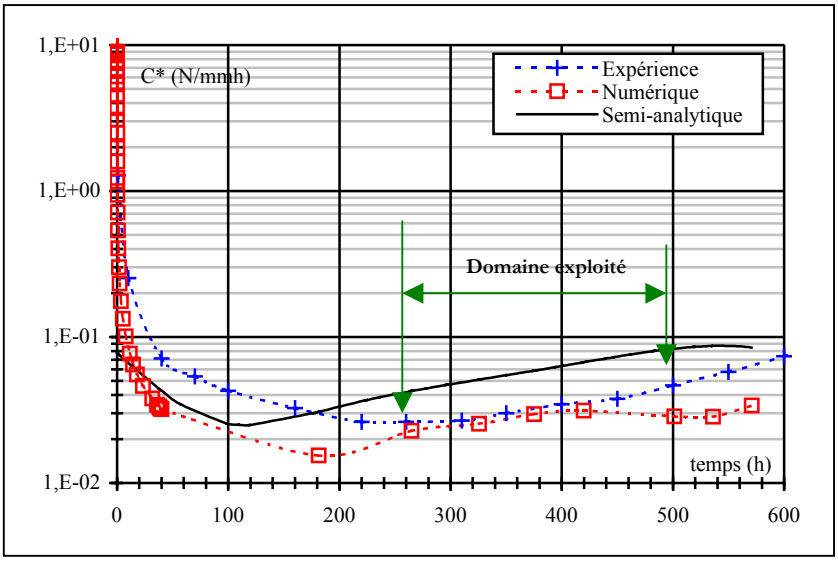


Figure 15 : Comparaison des valeurs de C (éprouvette CT52)*

Dans cette figure, on présente l'exemple de l'éprouvette CT52, l'autre essai (CT62) donne le même résultat. Dans le domaine exploité, les valeurs numériques et expérimentales de C* sont en très bon accord. On en déduit que l'expression (IV.7), proposée par l'ASTM [5] pour le calcul de C* dans le cas des éprouvettes CT est valide.

II.3. Eprouvettes DENT

II.3.1. Ouverture et vitesse d'ouverture de la fissure

La figure 16 représente les évolutions expérimentale et numérique de l'ouverture totale de la fissure en fonction du temps pour les éprouvettes DENT2 et DENT3. Comme nous l'avons déjà mentionné (chapitre II), les résultats expérimentaux des éprouvettes DENT [6] sont incomplets. Dans les tous premiers stades des essais, les données n'ont pas été enregistrés, de ce fait ces résultats sont difficiles à interpréter comme on peut le constater sur la figure 16.

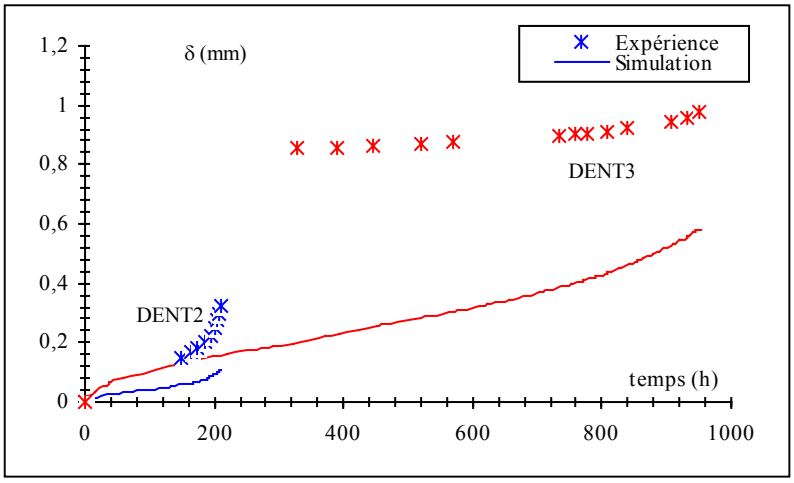


Figure 16 : Evolution de l'ouverture de la fissure (éprouvettes DENT)

Néanmoins, pour la l'éprouvette DENT3, on remarque que les tendances numérique et expérimentale de la vitesse totale d'ouverture de la fissure (pentes des courbes δ(t)) sont proches. Pour la DENT2, on ne dispose pas de suffisamment de point pour tracer l'évolution expérimentale de la vitesse totale d'ouverture de la fissure, ce qui risque de poser des problèmes lors de la comparaison des valeurs expérimentales et numériques de C*. on reviendra plus en détail à cette éprouvette dans le paragraphe suivant.

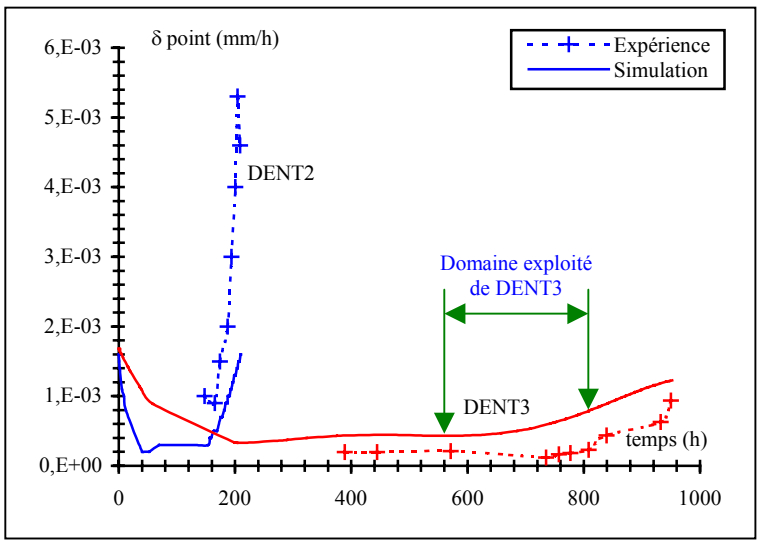


Figure 17 : Evolution de la vitesse d'ouverture de la fissure (éprouvettes DENT)

II.3.2. Valeurs de C*

Dans la figure 18, on compare les valeurs expérimentales, numériques et semi-analytiques de C* (calculées comme précédemment). Dans cette figure, on présente l'exemple de l'éprouvette DENT3. Dans le domaine exploité, les valeurs numériques, expérimentales et semi-analytiques sont en très bon accord. Ainsi, on valide l'expression du calcul de C* (éq. IV.11, chapitre IV)

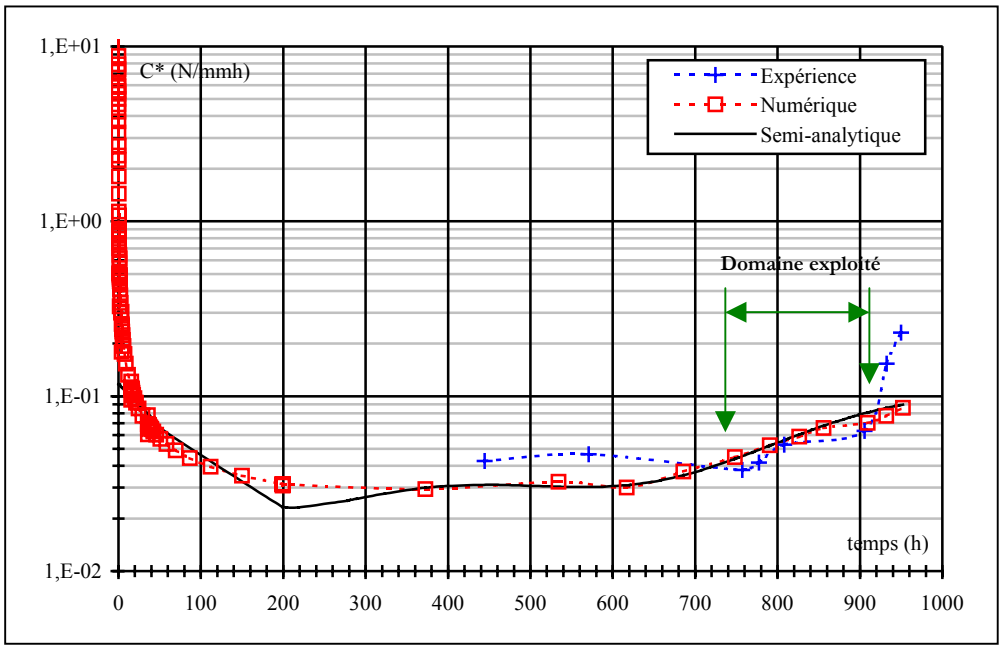


Figure 18: Comparaison des valeurs de C (éprouvette DENT3)*

III. Calcul de la partie comportement de la vitesse d'ouverture de la fissure.

III.1. Procédure de Calcul

Dans le paragraphe précédent, on a présenté les résultats simulés avec relâchement de nœuds pour les trois types d'éprouvettes. On a, en particulier, calculé l'ouverture et la vitesse d'ouverture totales de la fissure, ce qui veut dire que les résultats simulés de l'ouverture ou de la vitesse d'ouverture de la fissure et les valeurs de C* comportent une partie comportement (due au fluage) et une partie structure (due à l'avancée de la fissure).

Les valeurs du paramètre C* sont calculées numériquement par une intégrale de contour (éq I.10, chapitre I). Les résultats du paragraphe précédent ont montré que, pour les trois éprouvettes étudiées, le paramètre C* calculé numériquement (intégrale de contour) est égal à celui calculé semi-analytiquement (par l'intermédiaire des équations IV.7, IV.11 et IV.14, chapitre IV en utilisant les valeurs numériques de la vitesse totale d'ouverture de la fissure).

Donc, pour pouvoir reconstruire numériquement la corrélation da/dt - C*, on doit chercher une procédure pour séparer numériquement, dans l'ouverture et par conséquent dans la vitesse d'ouverture de la fissure, les contributions du fluage (partie comportement) et de l'avancée de la fissure (partie structure). Rappelons nous que la procédure qui nous a permis de séparer ces deux contributions lors de la détermination "expérimentale" de la corrélation da/dt – C* (cf. paragraphes I.2 et I.3, chapitre IV), consistait à extraire de la vitesse expérimentale de l'ouverture de la fissure une quantité (partie structure) calculée analytiquement à partir des complaisance

élastoplastiques (annexe 4-3, chapitre IV). Donc, on calcule la partie comportement (dû au fluage) d'une manière indirecte puisqu'on la déduit après avoir retranché de la vitesse expérimentale de l'ouverture de la fissure la contribution de l'avancée de la fissure.

La procédure qu'on propose consiste à calculer, numériquement, la partie comportement à partir de simulations où la fissure reste stationnaire. On pourra ensuite en déduire la partie structure. Pour mieux expliquer cette procédure, on la détaille sur l'exemple de la CCRB1. L'avancée de la fissure "réelle" de l'éprouvette CCRB1 se fait de la manière suivante :

Temps (h)	0	25	40	80.9	103.93	119.9	133.62	143.3	152.99	160.06	166.5	172.95	179.39
Δa (μm)	0	0	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550

Tableau 1 : Avancée de la fissure réelle en fonction du temps

Après 40h de fluage par exemple, la fissure initiale s'est propagée de 50μm et sa nouvelle longueur $a_1(t = 40h) = a_0(t = 0) + 50\mu m$. Notre procédure stipule alors que la partie comportement de l'ouverture de cette fissure est égale à l'ouverture totale d'une fissure stationnaire "fictive" de longueur $a_1 = a_0 + 50$ qui a flué pendant 40h.

En final, pour estimer la partie comportement de l'ouverture dans l'éprouvette CCRB1 qui s'est propagée de 550μm pendant 179.39 heures, on fait 11 calculs stationnaires pendant 179.39 h avec des fissures stationnaires de tailles $a_0 + 50$, $a_0 + 100$, $a_0 + 150$, ……., $a_0 + 550$. On peut résumer cette procédure par l'équation suivante :

$\delta_{fluage}(t = t_i)$ [fissure propagée] = $\delta(t = t_i)$[fissure stationnaire fictive de longueur $a_i = a(t = t_i)$]

Les résultats de cette procédure appliquée à l'éprouvette CCRB1 sont présentés dans la figure 19.

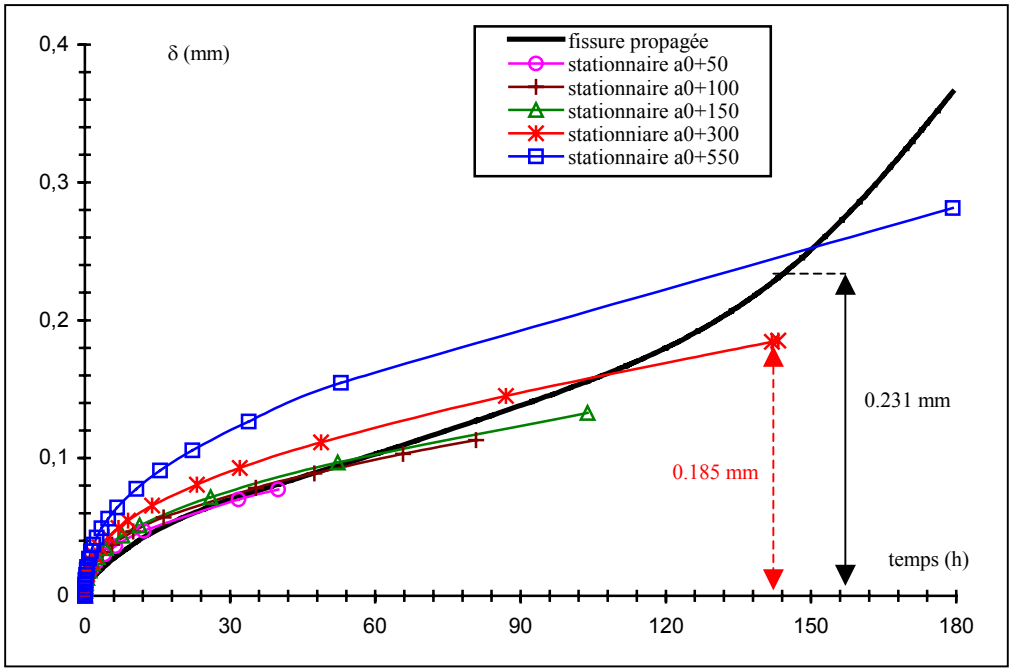


Figure 19 : Ouvertures de la fissure réelle propagée et des fissures fictives stationnaires

A t = 143.3h, la fissure réelle s'est propagé de 300µm, à ce temps là, l'ouverture totale de la fissure (trait continu) est δ_{totale} = 0.231 mm, la contribution du fluage (partie comportement) est égale à l'ouverture de la fissure stationnaire fictive de longueur initiale a_0 + 300µm (trait interrompu), soit δ_{fluage} = 0.185 mm. La contribution de l'avancée de la fissure (partie structure) est déduite alors par différence : $\delta_{structure} = \delta_{totale} - \delta_{fluage}$ = 0.046 mm. On peut ainsi retracer l'ouverture de la fissure due uniquement au comportement de l'éprouvette CCRB1.

III.2. Calcul de la vitesse d'ouverture de la fissure

Rappelons que l'intérêt de cette partie est de retracer numériquement la corrélation da/dt – C*, (avec un C* calculé uniquement avec $\dot{\delta}_{fluage}$) c'est la raison pour laquelle, on s'intéressera à la détermination de la vitesse d'ouverture de la fissure.

On représente dans la figure 20 l'évolution des vitesses totales d'ouverture de la fissure (carré), dues au fluage (triangles) et dues à l'avancée de la fissure (cercles). Les motifs pleins représentent les résultats expérimentaux, tandis que les motifs vides représentent les résultats numériques.

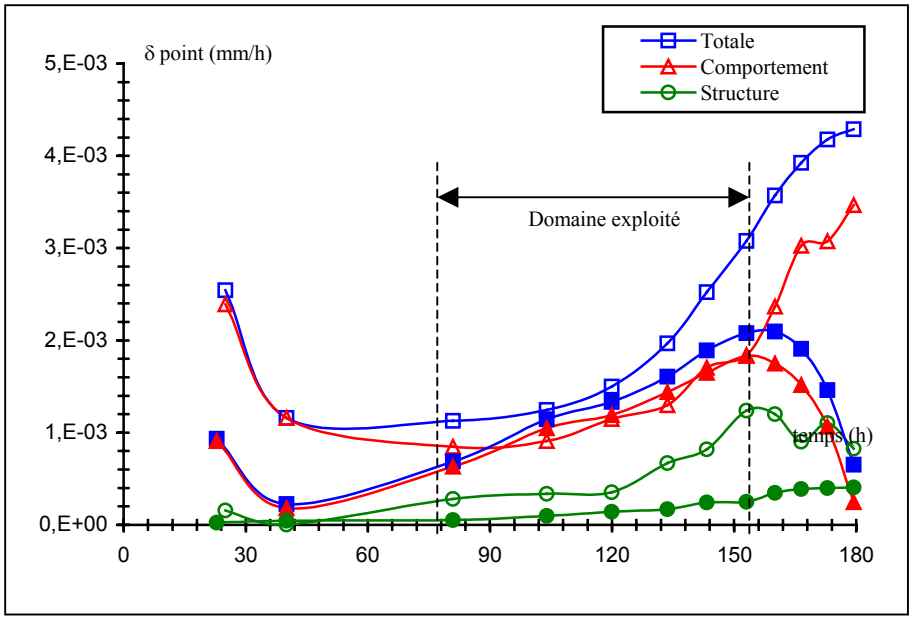


Figure 20 : Comparaison des vitesses d'ouverture de la fissure (CCRB1)

La figure 20 montre que dans le domaine exploité, défini précédemment, les vitesses expérimentales d'ouverture de la fissure dues au fluage (triangles pleins) sont identiques à celles numériques (triangles vides). L'accord entre les deux vitesses est quasi parfait. La différence entre les vitesses d'ouverture dues à l'avancée de la fissure provient quant à elle, de la différence entre les vitesses totales de l'ouverture. Dans cette figure, on présente le cas de l'éprouvette CCRB1, mais on note que les autres éprouvettes (à l'exception de la CCRB2 et la DENT2) donnent des résultats similaires.

Ainsi, on conclut qu'à un temps t_i, la partie comportement de la vitesse expérimentale d'ouverture de la fissure, calculée par l'intermédiaire des équations (IV.5, IV.8 et IV.15 , chapitre IV) est égale à la vitesse simulée de l'ouverture d'une fissure stationnaire de longueur initiale $a_i = a(t = t_i)$, où a(t) est la fonction qui traduit l'avancée expérimentale de la fissure.

A ce stade, on valide alors les expressions analytiques qui nous ont permis de calculer C*, celles qui permettent d'extraire la partie structure et la démarche proposée pour calculer numériquement la partie comportement de l'ouverture de la fissure.

IV. Corrélation da/dt – C*

On s'intéressera maintenant à la comparaison des corrélations da/dt – C* obtenues avec des valeurs de C* expérimentales et numériques, calculées en utilisant la vitesse de l'ouverture de la fissure due au fluage (seulement la partie comportement).

La figures 21 montre le cas des éprouvettes où la simulation a donné des résultats présentant des écarts importants par rapports à l'expérience. Comme nous allons l'illustrer ci-après, ces écarts sont dus essentiellement aux différences observées sur les vitesses d'ouverture de la fissure entre l'expérience et la simulation

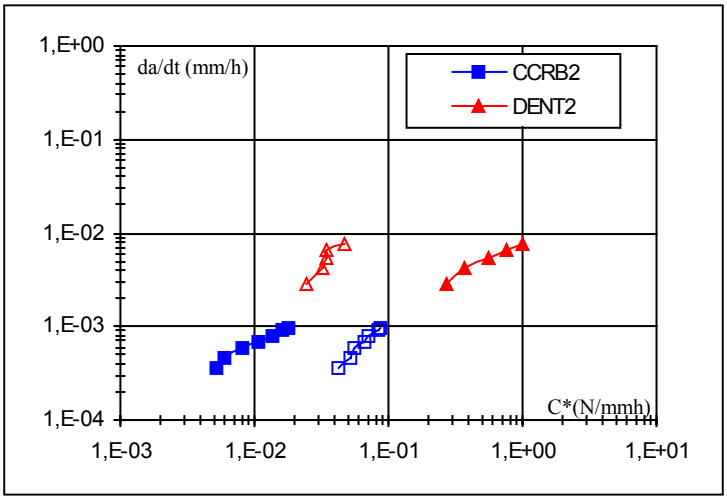


*Figure 21 : Corrélation da/dt – C**

On présente dans les figures 22 et 23 les cas des éprouvettes CCRB2 et DENT2. Les motifs pleins représentent les résultats expérimentaux, et les motifs vides représentent les résultats de la simulation.

Pour la CCRB2, la figure 22 (a) montre que le calcul par relâchement des nœuds surestime beaucoup l'ouverture de la fissure par rapport à l'expérience. La figure 22 (b) montre que l'écart entre les vitesses expérimentale et numérique d'ouverture de la fissure est presque constant tout le long du stade secondaire (domaine exploité) et vaut presque une décade en échelle logarithmique. Ce même écart (une décade) est observé entre les valeurs numérique et expérimentale de C* (figure 22 (c)).

La CCRB2 est la deuxième éprouvette testée dans la campagne des essais de R.Piques [4], cet auteur confirme que certains problèmes, tels que le réglage de la position des capteurs ont été rencontrés lors de cet essai. On pense alors que les résultats expérimentaux, pour cette éprouvette, ne sont pas fiables. Les résultats correspondant à cette éprouvette ne seront pas pris en considération dans la corrélation da/dt – C*.

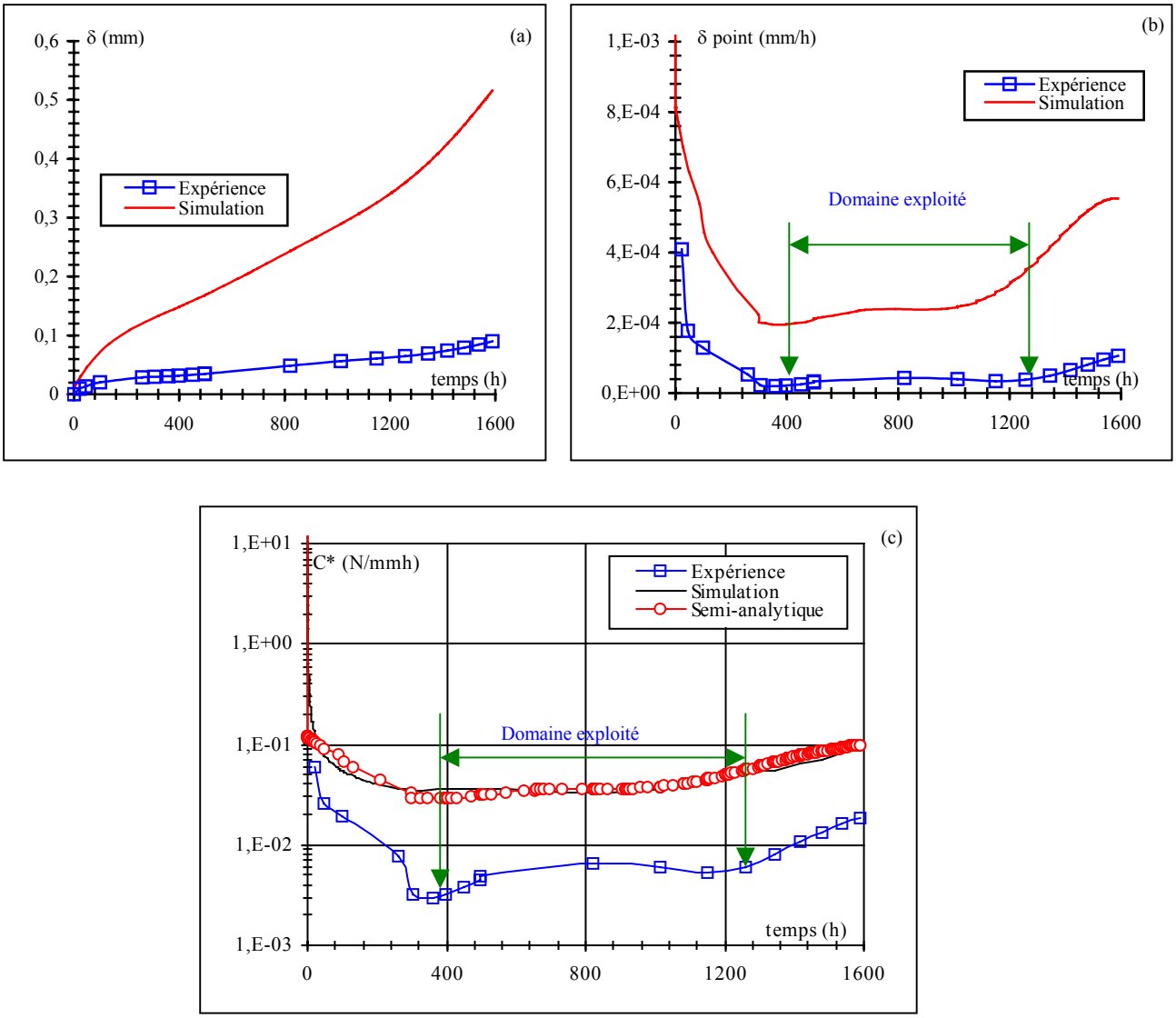


Figure 22 : Comparaisons expérience/simulation pour la CCRB2
*a) ouverture de la fissure ; b) vitesse d'ouverture ; c) valeurs de C**

Pour la DENT2, le manque des points expérimentaux rend le calcul de la vitesse d'ouverture de la fissure et par conséquent le calcul de C* très difficile.

Les résultats de la simulation sous-estiment l'expérience en terme d'ouverture de la fissure (figure 23 (a)). Pour la vitesse, on ne dispose pas d'éléments qui nous permettent de comparer la simulation et l'expérience dans le domaine exploité.

Dans la figure 24 (b), on n'observe que l'accélération de cette vitesse due en grande partie au fluage tertiaire et à l'avancée de la fissure. Ce même écart est noté encore une fois entre les valeurs expérimentales et numériques de C* (figure 24 (c)).

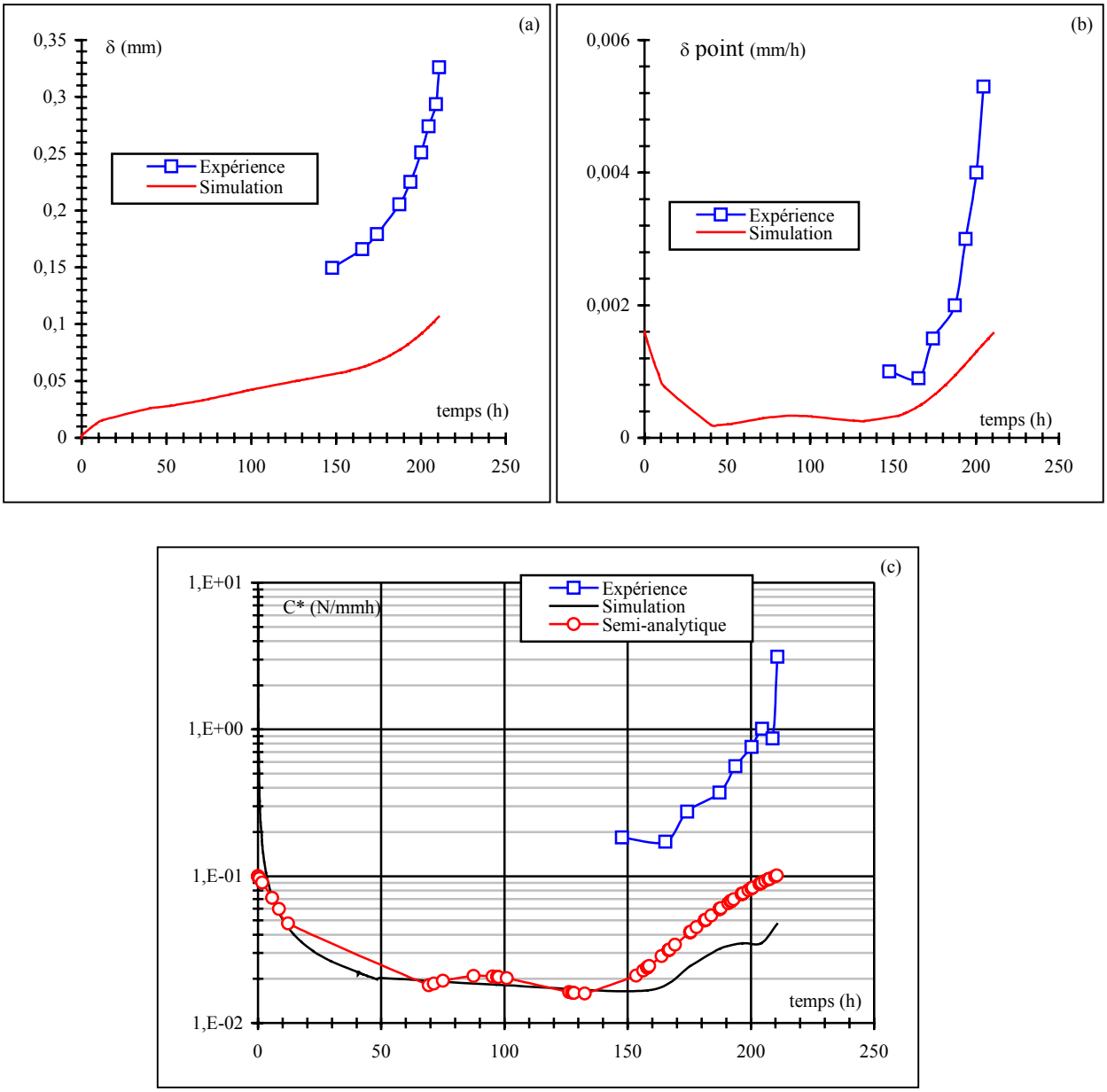


Figure 24 : Comparaisons expérience/simulation pour la DENT2
*a) ouverture de la fissure ; b) vitesse d'ouverture ; c) valeur de C**

Dans la figure 25, une comparaison est faite entre certaines courbes expérimentales, issues de la figure 18 du chapitre IV, et leurs correspondantes simulées pour les éprouvettes où l'écart entre la simulation et l'expérience est très faible voire nul. On rappelle que les valeurs de C* ont été calculées en utilisant uniquement la partie comportement de la vitesse de l'ouverture de la fissure.

Notons que l'échelle de l'ordonné da/dt a été modifiée par rapport à la figure 18 du chapitre IV, pour permettre une meilleure comparaison. Dans les commentaires qui suivent, les motifs pleins désignent les résultats expérimentaux tandis que les motifs vides désignent les résultats simulés.

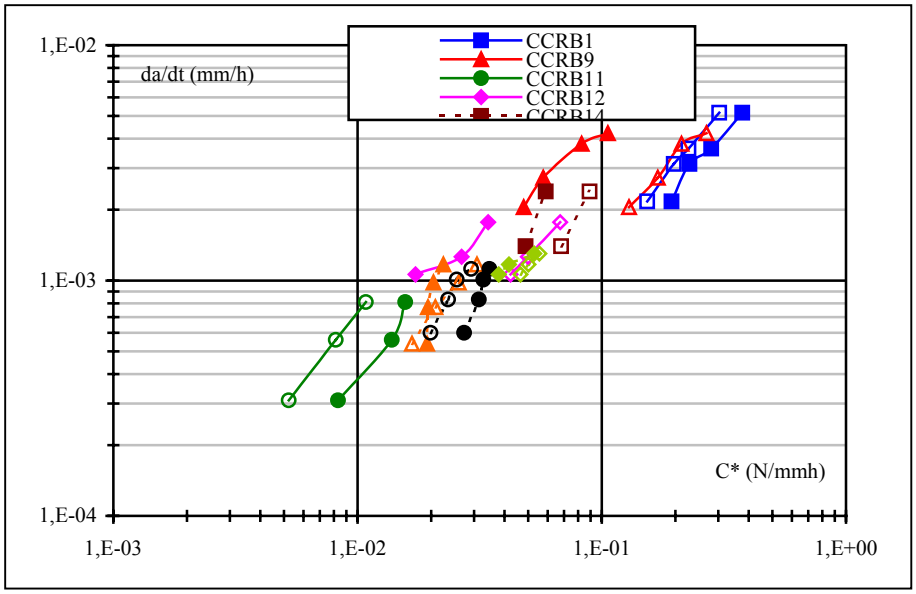


*Figure 25 : Corrélation da/dt – C**

Les courbes correspondant aux éprouvettes CCRB1, CCRB11, CCRB14, CCRB19, CT52 et DENT3 montrent un très bon accord entre l'expérience et la simulation, même si pour cette dernière (DENT3), seulement une portion du stade stationnaire est enregistrée. Les écarts observés dans le reste des éprouvettes sont dus essentiellement aux différences dans les vitesses d'ouverture de la fissure. Ces écarts ne dépassent pas un rapport de deux dans les valeurs de C*, ce qui fait que dans une bande de dispersion d'un facteur de deux, les résultats simulés sont satisfaisants.

En effet, la figure 26, qui représente la corrélation expérimentale da/dt – C* traduite par l'équation IV.26 et les résultats numériques obtenus par simulation avec relâchement de nœuds, montre que ces derniers sont bien à l'intérieur de la bande de dispersion expérimentale. Ainsi, la simulation numérique de la propagation des fissures en fluage dans l'acier 316L(N) à 600°C reproduit bien les résultats obtenus expérimentalement.

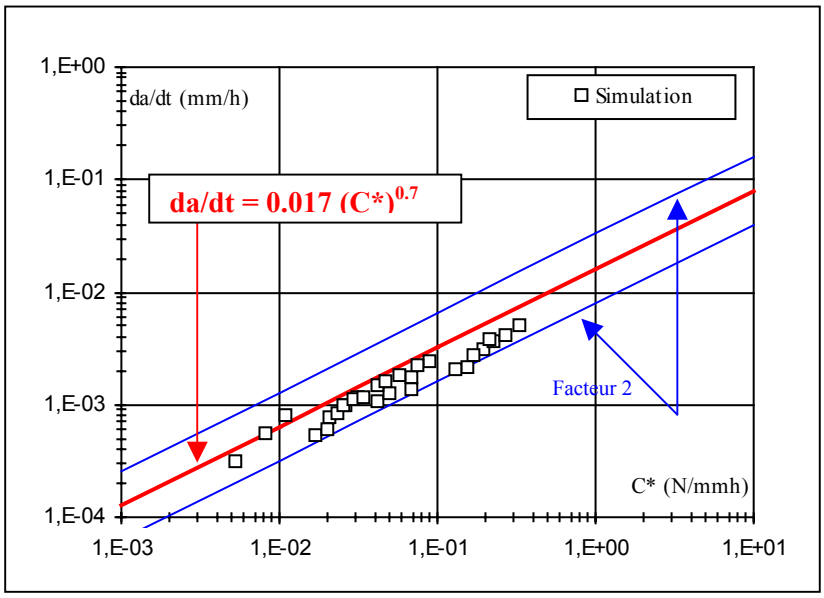


*Figure 26 : Résultats numériques et corrélation expérimentale da/dt – C**

V. Distribution des contraintes en cours de propagation

Dans cette partie, on s'intéressera aux champs de contraintes au voisinage de la pointe d'une fissure qui se propage. On comparera ces champs avec ceux issus des calculs stationnaires pour mettre en évidence l'effet, même partiel, de l'avancée de la fissure sur la distribution des contraintes.

Nous allons traiter le cas de l'éprouvette DENT3, les autres essais donnent les mêmes résultats. On rappelle dans le tableau 2 l'avancée de la fissure en fonction du temps.

Temps (h)	0	200	372.83	534.31	617.01	685.74	748.32
Δa (μm)	0	0	50	100	150	200	250
Temps (h)	790.46	826.32	856	887.23	909.58	931.92	952.27
Δa (μm)	300	350	400	450	500	550	600

Tableau 2 : Avancée de la fissure en fonction du temps (DENT3)

La fissure s'est propagée de 600μm pendant environ 953 heures, le temps à l'amorçage est de 200 heures. Durant cette période d'incubation la fissure est stationnaire, donc la distribution des contraintes sera comme celle étudiée au chapitre III.

On trace dans la figure 27 le rapport σ_{22}/σ_0 en fonction de la distance à la pointe de fissure à différents temps de fluage.

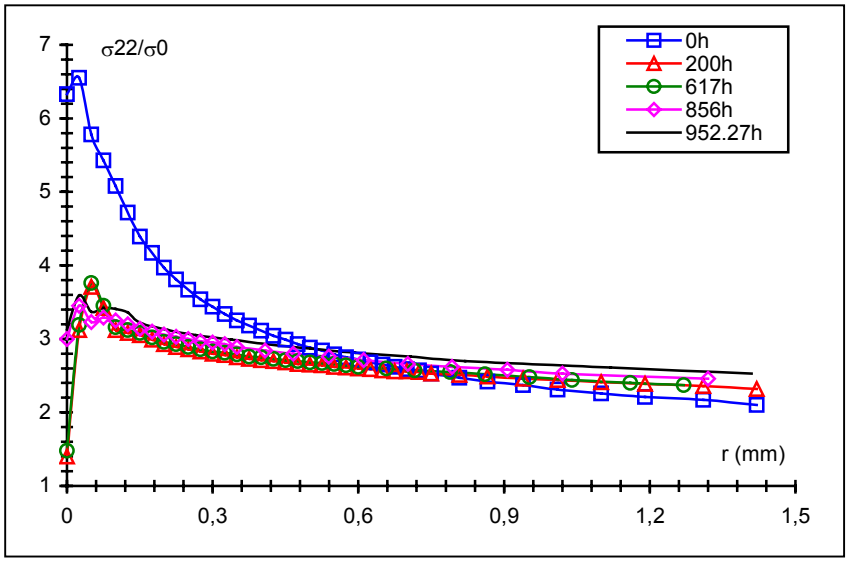


Figure 27 : Champs de contraintes au voisinage des pointes relâchées (DENT3)

Comme pour les fissures stationnaires, la contrainte se relaxe après la mise en charge (t = 0h), des régions voient leurs contraintes diminuer tandis que d'autres se voient chargées à cause à la redistribution des contraintes (paragraphe II.3.4, chapitre III). Maintenant, on s'intéressera à l'analyse des contraintes dans des points situés à différentes distances de chaque pointe relâchée. La particularité de ces points est qu'ils sont mobiles sur le ligament, mais toujours situés à la même distance par rapport à la pointe de fissure.

La figure 28 montre l'évolution de la contrainte en fonction du temps pour des points situés à 100, 300 et 500µm des pointes de la fissure.

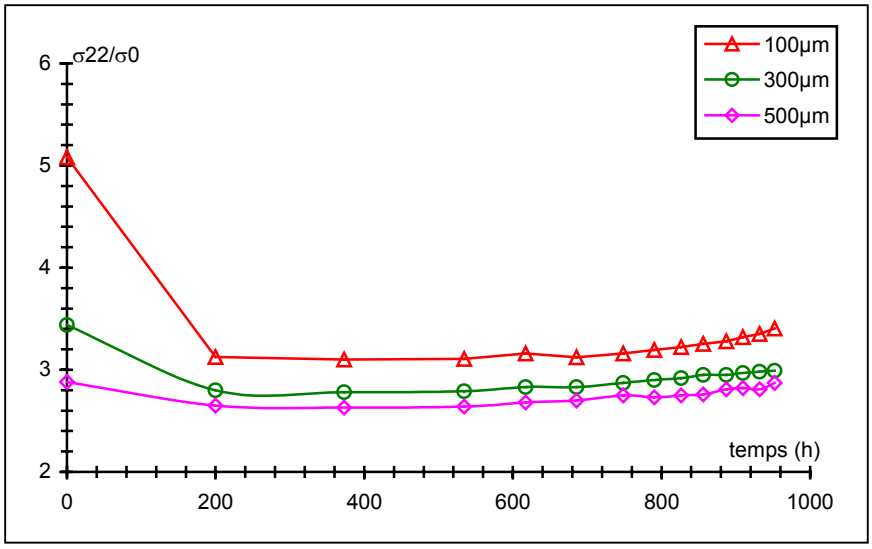


Figure 28 : Contraintes à différentes positions par rapports aux pointes relâchées (DENT3)

La figure 28 montre qu'après la mise en charge, les contraintes diminuent. La relaxation est plus marquée pour les points les plus proches des pointes de fissure (100µm). Après propagation de la fissure en fluage secondaire (vers 534h), la contrainte commence à augmenter progressivement.

Examinons maintenant les contraintes dans un point qui reste immobile dans le ligament, mais qui subit les effets de la propagation. On s'intéressera alors au point situé à 50µm de la dernière pointes (P12) et par conséquent situé à 650µm de la première pointe (P0) (la fissure s'est propagée de 600µm). La particularité de ce point est qu'au début de l'essai, il était loin de la pointe de la fissure (il n'est pas sous le contrôle de la pointe), mais au fur et à mesure que la propagation de la fissure progresse, ce point devient de plus en plus proche de la pointe.

La figure 29 montre l'évolution de la contrainte d'ouverture dans ce point. Au début de l'essai, la contrainte diminue à cause de la relaxation des contraintes due au fluage. Après relâchement de nœuds successifs, la contrainte augmente.

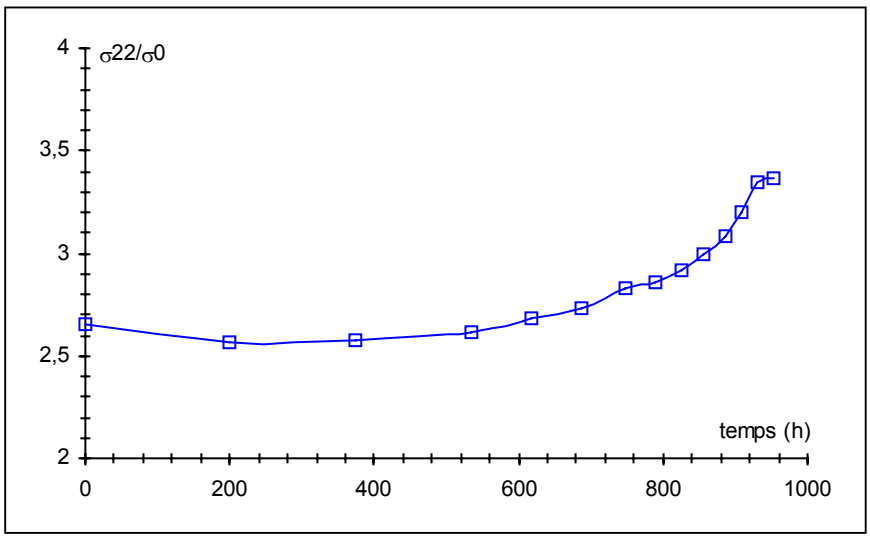


Figure 29 : Contraintes d'ouverture dans un point situé à 650µm de la 1ère pointe (DENT3)

Comparons maintenant, la distribution des contraintes au voisinage des pointes de la fissure qui se propage avec celles obtenues par des calculs stationnaires. On rappelle qu'on a montré dans le paragraphe III, qu'une fissure qui se propage peut être assimilée à une succession de fissures stationnaires de différentes tailles de fissure. On essayera d'examiner ce résultat en terme de champs de contraintes. La figure 30 montre les contraintes d'ouverture à une distance de 100µm des pointes de la fissure qui se propage et les contraintes σ_{22} à la même distance mais issues plusieurs calculs stationnaires.

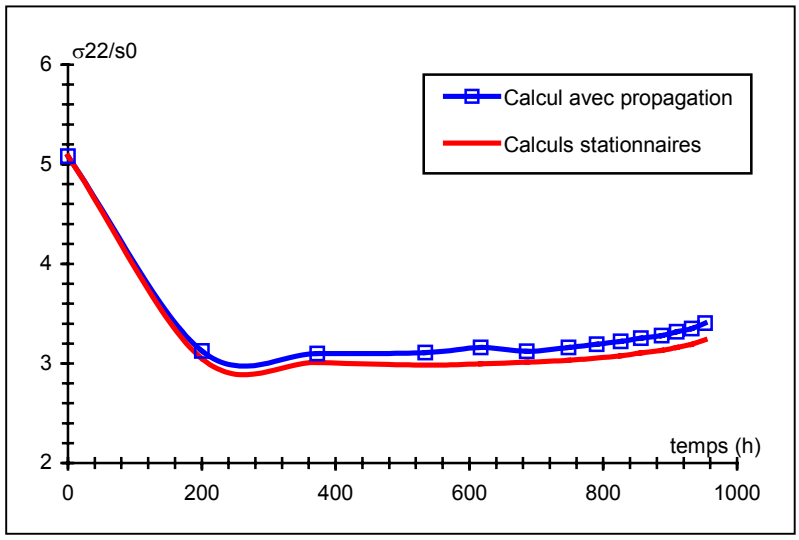


Figure 30 : Comparaison des contraintes d'ouverture (DENT3)

La figure 30 montre que l'écart (noté $\Delta\sigma_{22}$) entre les contraintes d'ouverture, issues de calculs avec relâchement de nœuds et issues de calculs stationnaires est faible. Ainsi on pourra, en terme de distribution des contraintes, considérer un fissure qui se propage comme des fissures stationnaires ayant différentes longueurs initiales. Ces écarts diminuent lorsqu'on s'éloigne de la pointe de la fissure, en effet la figure 31 montre que l'écart maximal entre la contrainte issue de calculs avec propagation et celle résultante de calculs stationnaires ne dépasse pas 15% à 200µm de la pointe et qu'à partir d'une certaine distance de la pointe de fissure, la contrainte qui résulte de calculs avec propagation est inférieure à celle prédite par calculs stationnaires.

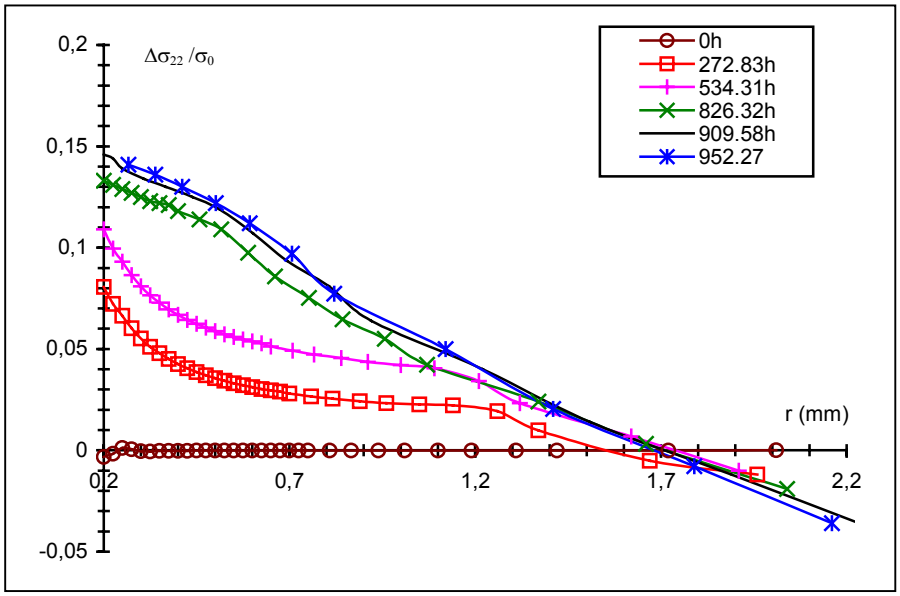


Figure 31 : Ecarts entre contraintes stationnaires et avec propagation le long du ligament (DENT3)

Conclusions

Au terme de cette étude, on conclut que la technique de relâchement de nœuds utilisée pour simuler la propagation des fissures en fluage dans le cas de l'acier inoxydable austénitique 316L(N) nécessite une procédure spéciale de maillage et de mise en données, surtout pour l'avancée de fissure où il faut bien prendre en considération le temps d'incubation. Les résultats de la simulation avec relâchement permettent de montrer l'indépendance de l'intégrale C* par rapport aux contours choisis, à condition que ces derniers soient "assez" loin de la pointe de fissure.

La comparaison des ouvertures et des vitesses d'ouverture de la fissure dans les trois éprouvettes montre que malgré les écarts observées sur les ouvertures de la fissure, les vitesses d'ouvertures sont les mêmes, ce qui donnent les mêmes résultats de C* entre l'expérience et la simulation. Certaines éprouvettes (CCRB2 et DENT2) ont été mal simulées, soit à cause de la non fiabilité des résultats expérimentaux (CCRB2), soit au manque de résultats (DENT2).

De même, la comparaison des champs de contrainte en fissure stationnaire et propageante a montré que l'effet de la propagation reste faible.

Finalement, cette technique de relâchement de nœuds donne des résultats satisfaisants. Les courbes (expérimentales) de la figure 18 du chapitre IV, peuvent être reproduites avec des simulations aux éléments finis. En outre, cette procédure permet de montrer la validité des expressions analytiques (IV.7, IV.11 et IV.14) utilisées pour calculer le paramètre C* dans le cas de trois éprouvettes différentes.

Ce résultat est en particulier intéressant dans la mesure où il offre la possibilité d'étudier la fissuration dans le cas tridimensionnel. En effet, pour le cas des structures réelles, on ne dispose pas de formulaires analytiques pour calculer le paramètre de chargement C*. Mais grâce à cette étude, on peut par l'intermédiaire des calculs aux éléments finis, qui restent incontournables dans ce domaine, vérifier la transférablité de ces lois de propagation qu'on établit sur des éprouvettes de laboratoire. Rappelons que ces dernières sont très chargées et contiennent des défauts très nocifs (fissures) par rapport à des structures réelles qui sont *a priori* moins chargées.

Références

[1] Besson, J., Foerch, R., " Large scale object-oriented finite element code design". Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 142, pp 165-187, (1997).

[2] Sansoz, F., : " Amorçage de fissure à haute température dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1994.

[3] Delorenzi, H.G., "Energy release rate calculations by the finite element method", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 21, No. 1, pp 129-143, (1985).

[4] Piques, R ., : " Mécanique et mécanismes de l'amorçage et de la propagation des fissures en viscoplasticité dans un acier inoxydable austénitique ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1989.

[5] ASTM E 1457 – 98, Standard Test Method for Measurement of Creep Crack Growth Rates in Metals (1998).

[6] Maas, E., " Propagation des fissures par fluage dans l'acier inoxydable austénitique Z3-CND17-13 ". Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure, des Mines de Paris en Sciences et Génie des Matériaux. 1984.

Conclusions Générales

Conclusions générales

L'étude de l'amorçage et de la propagation des fissures en viscoplasticité dans l'acier ferritique à 1Cr-1Mo-1/4V et dans l'acier inoxydable austénitique 316L(N) a été abordé dans le cadre de l'approche globale de la mécanique de la rupture. Dans ce type d'approche, on développe une méthodologie de calcul qui, à partir de l'utilisation de paramètres de chargement tels que K, J ou C*, permette de décrire l'amorçage et la propagation de défauts dans des éprouvettes de type CCRB (Circumferentially Crack Round Bar), CT (Compact Tension) et DENT (Double Edge Notch Tension) contenant des fissures longues ($a_0/b \geq 0.4$).

Le paramètre de chargement C* est défini en viscoplasticité, par analogie au paramètre J en plasticité étendue. Ce paramètre est calculé analytiquement par plusieurs méthodes dites "simplifiées" qui donnent les mêmes résultats.

Lors de l'étude de la fissuration des aciers à haute température, on met en évidence une compétition entre les stades d'amorçage et de propagation de la fissure lors de la rupture finale de l'éprouvette. Pour certains matériaux, le stade d'amorçage est important, on s'intéressera alors à une corrélation de type T_i – C*. Pour d'autres matériaux la propagation de la fissure prédomine, et dans ce cas une corrélation de type da/dt – C* est plus pertinente.

Durant cette étude, une base de données a été rassemblée, elle comporte deux nuances d'aciers pour des applications haute température : l'acier ferritique au Cr-Mo-V utilisé dans les centrales thermiques et l'acier inoxydable austénitique 316 L(N) utilisé dans les centrales nucléaires.

Pour l'acier ferritique, qui présente un comportement élastique lors de sa mise en charge et qui passe directement en fluage secondaire, les échantillons ont été prélevés de deux parties différentes. On distingue alors un matériau dit "acier froid" sur lequel 5 essais de fluage sur éprouvette CT ont été réalisé à 550°C et un autre dit "acier chaud" sur lequel 9 essais ont été fait sur le même type de géométrie et à la même température.

L'acier inoxydable austénitique 316L(N) est un matériau qui s'écrouit beaucoup lors du chargement et qui passe successivement par un stade de fluage primaire et un stade secondaire. Pour cet acier, on dispose de quatre tôles de compositions chimiques et caractéristiques mécaniques différentes : la tôle SQ (EMP), la tôle SD (Imperial College), la tôle SA (LISN-CEA Saclay) et la tôle VIRGO (CEA-Saclay).

Pour la tôle SQ, la base de données Cstar regroupe 14 éprouvettes de type CCRB, 4 CT et 2 DENT testées dans un intervalle de température entre 575 et 650°C. Les 4 éprouvettes CT de la tôle SD on été testé uniquement à 650°C. Pour la tôle VIRGO, on n'a pu rassembler que 2 éprouvettes CT testées à 550°C. Les essais de fluage sur la tôle SA ont été conduit à 650°C, mais leurs résultats n'ont pas été pris en considération dans notre étude.

Cette base de données, ainsi constituée est l'une des bases les plus riches pour les essais de fluage sur l'acier inoxydable austénitique 316 L(N). Elle regroupe en effet, 26 essais de fluage sur trois géométries (CCRB, CT et DENT) dans un large domaine de température [550, 650°C].

Avant d'entamer l'étude de la fissuration des différentes nuances d'acier pour proposer des corrélations de type T_i – C* pour décrire l'amorçage des fissures ou de type da/dt – C* pour décrire la propagation, une étude aux éléments finis est faite pour vérifier la pertinence du paramètre C* pour décrire les champs de contraintes et de déformations au voisinage de la pointe de fissure.

Pour ce faire, une loi de comportement a été identifiée à 600°C en utilisant le modèle DDI. Cette loi de comportement qui, comporte 9 paramètres, permet de représenter correctement les comportements de l'acier inoxydable 316 L(N) en traction et en fluage. Le fluage primaire de ce type d'acier a été pris en compte par l'intermédiaire d'une variable d'écrouissage cinématique.

L'étude des singularités de contraintes élasto-viscoplastiques au voisinage de la pointe de fissure dans l'acier inoxydable 316L(N) à 600°C a été réalisée numériquement en utilisant le code Zébulon de l'Ecole des Mines de Paris. Cette étude a révélé la pertinence des paramètres J et C* pour la description des champs de contraintes et de déformations élastoplastiques et viscoplastiques pour les éprouvettes fissurées qui se trouvent dans un état de contraintes planes.

Lorsque l'éprouvette est dans un état de déformations planes, le paramètre C* n'est pas suffisant pour décrire la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure. Un deuxième paramètre est alors introduit pour mesurer l'écart entre les champs HRR / RR et les résultats numériques. Pour toutes les géométries utilisées, ce deuxième paramètre est négatif. Il est indépendant de la taille de fissures pour les éprouvettes CCP et DENT et décroît lorsque la fissure devient profonde pour les éprouvettes CCRB et CT.

Pour les applications industrielles, un second paramètre négatif signifie que les contraintes locales sont inférieures à celles estimées par les champs HRR ou RR, donc les résultats issus de cette analyse, comme les lois de propagation en fluage, seront sécurisants.

L'étude de la fissuration dans l'acier ferritique (aciers froid et chaud) montre que le stade d'amorçage est plus important que celui de la propagation. En effet, pour les deux nuances, plus de 70% de la durée de vie des éprouvettes sont contrôlés par l'amorçage de la fissure. Deux corrélations ont été alors identifiées pour cet acier comme suit :

- Pour l'acier F $T_i C^{*0.73} = Cte$
- Pour l'acier C $T_i C^{*0.87} = Cte$

Avec T_i en heures et C* en N/mmh

Pour l'acier inoxydable austénitique 316 L(N), le stade de propagation prédomine, et des corrélations da/dt – C* ont été identifiées sur les trois tôles. Avant cette phase, une nouvelle procédure a été mise en place pour calculer le paramètre C* en utilisant la vitesse expérimentale d'ouverture de la fissure. En particulier, le terme de structure (dû à l'avancée de la fissure)a été retranché. L'intervalle de validité de cette corrélation a été revu, de nouvelles bornes inférieure et supérieure ont été définies pour prendre en considération tous les points qui appartiennent au stade secondaire du fluage. La notion de longueur de référence a été utilisée pour limiter la borne supérieure.

En respectant cette procédure, on a montré que pour l'acier inoxydable austénitique 316 L(N), une seule courbe maîtresse est capable de décrire la propagation des fissures en fluage. Cette corrélation est établie dans un large domaine de température [550, 650°C], pour trois types de géométries (CCRB, CT et DENT) et pour différents rapports de tailles de fissures qui restent dans leurs totalités des fissures longues ($0.42 \leq a/b \leq 0.69$).

Cette corrélation est représentée par la loi : $\frac{da}{dt}(mm/h) = 0.016 C^{*0.7}$

Afin de valider ces résultats expérimentaux concernant l'acier 316 L(N), une étude de simulation numérique de la propagation des fissures a été réalisée en utilisant la technique de relâchement des nœuds. Ces calculs ont été effectués à 600°C, sur 12 exemples (8 CCRB, 2 CT et 2 DENT).

Les résultats des simulations ont montré, tout d'abord l'indépendance des valeurs de C* par rapport au contours choisis tant que ces derniers restent loin de la pointe de fissure. On a pu montrer aussi que cette technique permet de reconstruire numériquement la courbe da/dt – C*. ainsi et après avoir validé les expressions analytiques de calcul de C*, on a montré la robustesse de la courbe maîtresse de propagation de fissures en fluage dans le 316 L(N), ainsi que sa transférabilité d'une éprouvette de laboratoire à une autre.

Perspectives

Ce travail ouvre des horizons pour vérifier la transférabilité de cette courbe maîtresse aux composants industriels. Des essais sur tubes et plaques surtout en fatigue-fluage sont disponibles dans la base de données Cstar.

Une première étape consiste à appliquer la procédure précédente pour dépouiller les essais de fatigue-fluage, avec des temps de maintien longs, réalisés sur des éprouvettes CT, et vérifier la pertinence de cette courbe pour décrire la propagation des fissures en fatigue-fluage.

La deuxième étape consistera à établir une procédure pour calculer le paramètre de chargement C* dans le cas des tubes et des plaques, et étudier dans quelles mesures, la courbe maîtresse établie sur des éprouvettes 2D reste valable pour les quasi-structures.

Les résultats du chapitre III ont permis de connaître les contraintes et les déformations réelles au voisinage de la pointe de fissure. Ces paramètres locaux ne sont pas pris en considération par l'approche globale. Dans une perspective d'utilisation de l'approche locale, qui se base sur une variable d'endommagement calculée à partir des paramètres locaux en pointe de fissure, notre étude pourrait alors servir de point de départ.