N° d'ordre : 1657

UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

THESE de DOCTORAT

Spécialité : MECANIQUE

UNIVERSITÉ DES SC. ET
BIBLIOTHÈQUE UNIVE
LILLE

présentée par :

Ahmade AL RASSIS

Contribution à l'étude de la déchirure ductile à chaud dans les joints soudés et modélisation numérique en approche globale et en approche locale

Soutenue le 06 Décembre 1995 devant la commisssion d'examen composée de :

G. MESMACQUE	Président	Professeur	(USTL) Lille I
J.M. ROELANDT	Rapporteur	Professeur	(UTC) Compiègne
D. CIOCLOV	Rapporteur	Professeur	Ecole Polytechnique (Timisoara-Roumanie)
G. DE SAXCE	Examinateur	Professeur	(USTL) Lille I
M. NAIT ABDELAZIZ	Examinateur	Maître de Conférences	(USTL) Lille I
A. IMAD	Examinateur	Enseignant-Chercheur	Ecole (HEI) - Lille
C. ERIPRET	Examinateur	Directeur de Recherche	(EDF- Centre de Recherche-Les Renardières)

SOMMAIRE

INTRODUCTION 2

CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

- A -

A-LA MECANIQUE ELASTOPLASTIQUE DE LA RUPTURE

A.1 - INTRODUCTION 5
a)Taux de restitution d'énergie 6
b) Facteur d'intensité de contrainte 6
c) Détermination expérimentale de K_{IC} 8

A. 2 - L'INTEGRALE J DE RICE 10
A.2.1-Définition et propriétés 10
A.2.2- L'influence de la plasticité 11
A.2.3- Champs des contraintes et des déformations à la pointe d'une fissure 12
A.2.4 - Détermination expérimentale de la ténacité 13

A.2.4.1 - Détermination de la grandeur J 14
a) méthode de BEGLEY-LANDES 14
b)- méthode des fissures profondes 16
A.2.4.2- Méthodes de mesure de l'émoussement et de la croissance de la fissure .. 19
a)- Méthode du chargement interrompu 19
b)- Méthode des décharges partielles (méthode de complaisance) 20
c)- Méthode du potentiel électrique 23
A.2.4.3- Détermination de la ténacité Jc et de la résistance à la propagation de la fissure dJ/da 25
A.2.4.3.1- l'incertitude sur la mesure de la longueur initiale de la fissure 27
A.2.4.3.2- Le nombre et position des points dans l'intervalle de validité proposé par la norme ASTM 27

A.2.4.3.3- Effet de la géométrie sur la courbe J-Δa 29

A.2.4.3.4- Effet de la température sur la courbe J-Δa 31

RESUME 35

A.2.5- LA TENACITE D'UN JOINT SOUDE 36
a- L'effet de l'hétérogénéité sur l'intégrale de contour J. 37
b) Effet de mismatching sur la température de transition 39
c)- Effet du mismatching sur les évolutions des paramètres J et CTOD 40
d)- Effet du mis-matching sur la corrélation entre J et CTOD 42

RESUME 46

BIBLIOGRAPHIE (I-A) 47

- B -

B- APPROCHE LOCALE DE LA DECHIRURE DUCTILE.

B.1- INTRODUCTION 53

B.2- Les mécanismes microscopiques de la déchirure ductile 54
i) - Nucléation des cavités microscopiques 54
ii) - Croissance des cavités 55
iii) - Instabilité entre cavités 56
B.2.1. Modélisation de la déchirure ductile 56

B. 3 - Modèles de croissance de cavités 58
B.3.1 - Modèle de Mc Clintock 58
B.3.2- Modèle de Rice et Tracey 59

B. 4 - Modèles de décohésion locale (endommagement) 64
B.3.1- Modèle LEMAITRE 64
B.3.2- Modèle de ROUSSELIER 69

B.4. Approche probabiliste et microscopique de la déformation ductile 71
a)- Comparaison du CTOD expérimental avec la distance inter-inclusionnaire..... 73
b)- Choix de $(R/R_0)_c$ 74
c) - Modèle de ténacité d'un matériau ductile basé sur la distribution locale critique de la déformation 75

CONCLUSION 79

BIBLIOGRAPHIE (I-B)..... 80

- C -

C- MODELISATION NUMERIQUE 83

C.1- INTRODUCTION 83

C.2 - CHOIX DU MAILLAGE AU FOND DE LA FISSURE 84
i)- le facteur d'intensité de contraintes K_I 84
ii)- L'intégrale J 85
iii) Approche locale 85

C.3- CALCUL NUMERIQUE DE L'INTEGRALE J 86

C.4 - CALCUL NUMERIQUE DU TAUX DE CROISSANCE DES CAVITES (R/R0) 88

C. 5 - MODELISATION NUMERIQUE DE LA DECHIRURE DUCTILE..... 89
C.5.1 - modèle par rupture des éléments (Rice - Tracey) 90
a)- Discrétisation 90

b)- Procédure de relâchement des noeuds 91
C.5.2- Modèle basé sur l'endommagement progressif 95

C. 6 - Détermination des paramètres des modèles 96
C.6.1- Détermination de la valeur critique $(R/R_0)_c$ 97
C.6.2- Evaluation des fractions volumiques initiales des inclusions f_0 99
C.6.3- Détermination du paramètre σ_1 100

BIBLIOGRAPHIE (I-C) 102

CHAPITRE II : ETUDE EXPERIMENTALE

II.1- Objet 104

II.2- PRESENTATION DES MATERIAUX 105
II.2. 1- ANALYSE CHIMIQUE 105
II.2.2- Réalisation des assemblages soudés 106
II.2. 3- Mesures des cycles thermiques lors du soudage 106
II.2.4- Etude métallographique 109
II.2.4.1- Résultats de l'étude microstructurale 110

II.3- Essais mécaniques 114
II.3.1- Objectif
II.3.2- Dispositif expérimental 114
II.3.3- Essais de traction 116
II.3.3.1- Prélèvement et géométrie des éprouvettes 116
II.3.3.2 - Résultats 119
II.3.4 - Détermination expérimentale de la ténacité du joint soudé 121
II.3.4.1- Objectif
II.3.4.2- Prélèvement des éprouvettes 121
II.3.4.3- Déroulement d'un essai 123
A- Préfissuration des éprouvettes
B- Suivi de l'essai
II.3.4.4- Résultats et discussions 124

BIBLIOGRAPHIE (II) 140

CHAPITRE III : MODELISATION NUMERIQUE (RESULTATS)

III.1- Introduction 141
III.2- Calcul numérique 143
III.2.1- Maillage utilisé 143
III.2.2- Les conditions aux limites 146
III.3- RESULTATS ET DISCUSSIONS 148
III.3.1- Etude numérique : partie 1 148
III.3.1.1- Lois de comportement
III.3.1.2- Comparaison entre l'intégrale J et le modèle de croissance de cavités de Rice-Tracey 149
III.3.1.2.1- Force - déplacement 149
III.3.1.2.2- Zones plastifiées 150
III.3.1.2.3- Profil de l'ouverture de la fissure 153

III.3.1.2.4- A propos de l'intégrale J 155
III.3.1.2.5- La croissance des cavités 159
III.3.1.2.5.1- Direction de propagation de la fissure 162
III.3.1.2.6- Evolution de R/R_0 en fonction de intégrale J 164
III.3.1.2.7- Evolution de R/R_0 en fonction de CTOD 165

III.3.1.3- Evolution de R/R_0 au fond de fissure 166

III.3.1.4- Modélisation de la propagation de fissure 170

III.3.2- Etude numérique : Partie 2 172
III.3.2.1- Force - Déplacement 173
III.3.2.2- Comparaison entre les comportements locaux intrinsèque et apparent de la ZAT 174
III.3.2.2.1- L'évolution des différents paramètres au fond de fissure 175
III.3.2.3- Effet de la longueur relative initiale de fissure (a_0 / W) 177
III.3.2.4- Effet de taux de mismatching 179

III. 4- CONCLUSION 183

BIBLIOGRAPHIE (III) 186

CONCLUSION GENERALE 187

ANNEXES

ANNEXE I : Indépendance de l'intégrale J vis à vis du contour d'intégration 191

ANNEXE II : EFFETS DE LA POROSITE 193

ANNEXE III : THERMODYNAMIQUE DES MILIEUX CONTINUS 195

ANNEXE IV : Conditions de soudages 199

ANNEXE V : simulation thermique de la ZAT 200

REMERCIEMENTS

Ce travail a été effectué dans le cadre d'une collaboration entre le Laboratoire de Mécanique de Lille (L.M.L URA CNRS 1441), l'Ecole des Hautes Etudes Industrielles (Lille) et le Centre de Recherche EDF Les Renardières.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à Monsieur le Professeur **G. Mesmacque** pour m'avoir accepté au sein de son équipe et avoir guidé mon travail.

Je remercie vivement Monsieur **M. Nait Abdelaziz**, Maître de Conférences, et Monsieur **A. Imad**, Enseignant Chercheur, pour leur aide précieuse dans la réalisation de ce travail.

Je remercie également Monsieur **J.M. Roelandt** Professeur à l'Université de Technologie de Compiègne et Monsieur **D. Cioclov** Professeur à l'Ecole Polytechnique de Timisoara (Roumanie) qui m'ont fait l'honneur de juger ce travail ainsi que Monsieur **G. De Saxce** Professeur à l'Université des Sciences et Technologies de Lille I et Monsieur **C.Eripret** Directeur de Recherche au Centre EDF Les Renardières qui ont bien voulu participer au jury d'examen.

J'adresse enfin mes remerciements à l'ensemble du personnel du département Génie Industriel de l'Ecole HEI ainsi qu'à la direction de l'Ecole HEI pour m'avoir offert l'opportunité de réaliser ce travail.

INTRODUCTION

Les tuyauteries vapeur du circuit secondaire des réacteurs à eau pressurisée sont constituées de tubes en acier au carbone manganèse (nuance A 48) assemblés par soudage. Elles fonctionnent à une température de 300°C. Le processus de rupture résulte alors d'un mécanisme de déchirure ductile et non de rupture fragile.

Les joints soudés sont toujours des zones privilégiées pour l'apparition des défauts. L'exigence en termes de sécurité, pour ce type d'installations, rend donc indispensable l'étude de la rupture dans ces composants.

L'analyse de la nocivité des défauts, dans les assemblages soudés, est généralement abordé en utilisant les concepts de la mécanique de la rupture et plus particulièrement les approches globales telle que l'intégrale J de Rice. Cependant, l'hétérogénéité de la structure pose le problème de la validité de ce type d'approche proposé initialement pour les structures homogènes. En effet, la fissure est entourée de trois matériaux (Métal de Base MB, Zone Affectée Thermiquement ZAT et Métal Fondu MF) dont les structures métallurgiques et les propriétés mécaniques sont différentes. En fonction de la structure étudiée ou du chargement considéré, le rôle joué par chaque zone du joint soudé sur le chargement local de la fissure peut varier fortement. On comprend donc que la résistance à la déchirure ductile d'un joint soudé est alors difficile à caractériser.

Le but de ce travail est d'apporter une contribution à l'étude de la déchirure ductile à chaud dans un joint soudé afin de développer une méthode d'analyse, adaptée à ce type de jonction. Deux voies seront utilisées : une voie numérique et une expérimentale. Pour une meilleure compréhension des processus conduisant à la déchirure ductile des structures soudées, nous avons vérifié deux approches de la mécanique de la rupture : une approche globale (J, CTOD) et une approche locale (R/R_0).

Le plan de l'étude est le suivant :

Chapitre I : Ce chapitre est consacré à une étude bibliographique composée de trois parties :

- La partie A constitue un rappel des notions de la M.L.E.R. et de l'intégrale J de Rice. De plus, elle dresse un bilan d'une part des différentes méthodes expérimentales permettant la détermination du paramètre énergétique J et les difficultés de la détermination de la courbe

« J-Δa » d'autre part. Les paramètres influençant la précision de la ténacité, telle que la géométrie de l'éprouvette utilisée, sont ensuite présentés. Enfin, nous avons présenté, dans cette partie, l'effet de l'hétérogénéité des structures soudés sur la ténacité.

- La partie B concerne l'approche locale de la déchirure ductile, qui est basée sur la connaissance des mécanismes microscopiques intervenant lors de ce type de rupture. Nous présentons d'abord un bref rappel des mécanismes physiques conduisant à la déchirure ductile. Ensuite, nous exposons les principaux types de modèles permettant la modélisation de ce phénomène. Enfin, nous développons quelques aspects statistiques intervenant lors de la rupture ductile.

- La partie C concerne plus particulièrement l'exposé des paramètres utilisés dans les deux approches : J, R/R_0, ... De même, nous présentons les techniques numériques conduisant à la modélisation de l'avancée de la fissure.

Chapitre II : Il présente l'étude expérimentale menée pour déterminer les caractéristiques mécaniques de chacun des matériaux constituant le joint soudé (MB, MF, ZAT), ainsi que leurs résistances à la déchirure ductile, à la même température de service T= 300 °C, afin de justifier leur intégrité.

Chapitre III : Il rapporte l'étude paramétrique, basée sur des calculs par la méthode des éléments finis, de la déchirure ductile dans un joint soudé. Nous avons présenté successivement, la démarche effectuée pour identifier :

i)- Les facteurs principaux qui régissent la résistance à la rupture d'un joint soudé.

ii)- les limites des critères énergétiques de rupture et la validité des critères locaux dans le cas d'une structure hétérogène (cas du joint soudé), pour utiliser un critère optimal de rupture.

iii)- le type de modélisation le mieux adopté, pour présenter un joint soudé et connaître les conditions réelles d'amorçage de la fissure.

On peut noter que les résultats obtenus dans cette troisième partie présentent un caractère général et sont susceptibles de contribuer à la mise au point d'une méthode générale pour étudier la résistance à la déchirure ductile des zones soudées.

- A -

LA MECANIQUE ELASTOPLASTIQUE DE LA RUPTURE

A.1 - INTRODUCTION :

La mécanique de la rupture admet l'existence de surfaces de discontinuité des déplacements (fissures). Elle a pour but de prédire l'évolution de ces défauts et de caractériser la ténacité des matériaux. Selon la direction de la sollicitation par rapport à celle de la fissure, celle-ci peut être soumise à trois principaux modes de propagation (fig. A.1) [A.1,2] : mode I (mode d'ouverture), mode II (mode de glissement parallèle), et mode III (mode de glissement perpendiculaire)

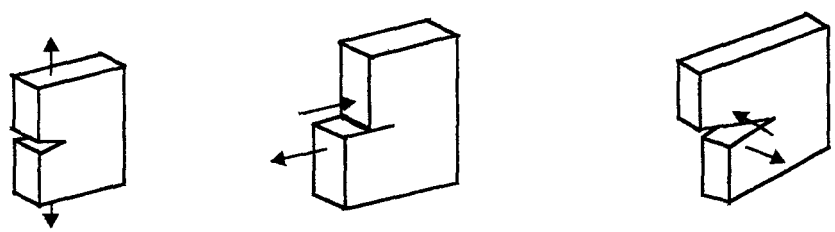


Figure A.1: Les trois modes de la rupture

Tout d'abord, nous rappelons brièvement les notions essentielles de la Mécanique Linéaire Elastique de la Rupture (M.L.E.R) :

a)Taux de restitution d'énergie

Cette approche consiste à étudier le bilan des énergies mises en jeu dans le processus d'accroissement de fissure. En 1920 Griffith, avait donné les idées qui sont à l'origine de la M.L.E.R [A.3 à 6] :

- le comportement du solide est élastique linéaire,
- l'énergie dissipée par déchirure est proportionnelle à la surface créée 2 γ a (γ est une constante du matériau).
- l'instabilité se produit lorsque l'énergie élastique libérée par l'extension d'une fissure dépasse l'énergie absorbée par la création de nouvelles surfaces.

Depuis, cette théorie a été étendue. IRWIN [A.7] a défini, pour un problème plan et à chaque extrémité de la fissure, le taux de restitution d'énergie élastique « force d'extension de la fissure » , notée G :

$$G = -\frac{1}{B}\frac{\partial P}{\partial a} \qquad (A.1)$$

avec

- $P = (U - W_e)$ l'énergie potentielle qui est égale à la différence entre l'énergie de déformation élastique du solide et le travail des forces appliquées.
- a : longueur de la fissure
- B : l'épaisseur de l'éprouvette

La condition de rupture par instabilité des milieux élastiques de Griffith est alors

$$G \geq 2\gamma \qquad (A.2)$$

b) Facteur d'intensité de contrainte

G.R. Irwin [A.8] a montré que les champs de contraintes et de déplacements au voisinage d'un front de fissure (fig. A.2), pour un milieu purement élastique, peuvent être caractérisés respectivement par les expressions suivantes :

$$\sigma(r,\theta) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_1(\theta) \qquad (A.3)$$

$$U(r,\theta) = K\left(\sqrt{r/2\pi}\right) f_2(\theta) \qquad (A.4)$$

où

r, θ : les coordonnées polaires du point considéré.

K : un paramètre scalaire appelé « facteur d'intensité de contrainte » exprimé en ($MPa.\sqrt{m}$), qui dépend seulement du chargement extérieur et de la géométrie de la fissure.

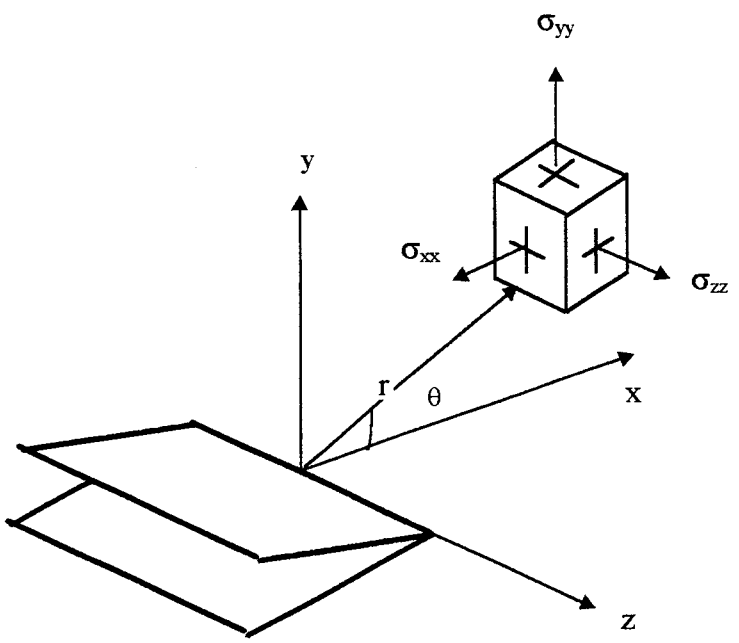


Figure A.2 : Contraintes au voisinage de l'extrémité d'une fissure.

Suivant le mode de la rupture, K peut être noté K_I, K_{II} ou K_{III}. Il s'exprime, d'une manière générale, sous la forme :

$$K = \alpha \ \sigma \ \sqrt{\pi a} \qquad (A.5)$$

où

a : longueur du défaut,

α : facteur correctif de géométrie

σ : contrainte nominale appliquée

Les relations (A.3, A.4) montrent que la seule connaissance du facteur d'intensité de contrainte K permet de décrire la distribution des contraintes en pointe de fissure.

Par ailleurs, il faut noter que le mode I est le plus sévère et le plus rencontré des trois modes de rupture [A.9]. Ceci conduit donc à raisonner, en restant conservatif, sur le coefficient K_I et sa valeur critique K_{IC} appelée ténacité : une propriété intrinsèque du matériau. Cette approche permet de quantifier la ténacité des structures en service.

c) Détermination expérimentale de K_{IC} :

La détermination expérimentale de K_{IC} doit s'effectuer dans les conditions de déformations planes, la taille de la zone plastique au fond de la fissure étant petite par rapport à la longueur de fissure [A.10,11]. En effet, K_c décroît lorsque l'épaisseur de l'éprouvette croît jusqu'à ce que soient atteintes les conditions d'un état de déformations planes (fig. A.3). La valeur limite atteinte dans ces conditions correspond au facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC}.

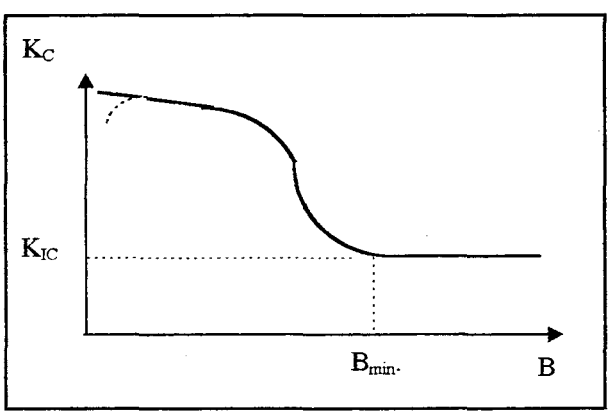


Figure A. 3 : Variation de K_c avec l'épaisseur de l'éprouvette [A.10]

Ceci conduit à la condition suivante sur les valeurs de a et de B [A.12] :

$$a, B \geq 2{,}5\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e}\right)^2 \qquad \text{(A. 6)}$$

où σ_e désigne la limite élastique du matériau.

Cette relation implique la nécessité d'utiliser des éprouvettes d'autant plus épaisses que la limite d'élasticité du matériau est faible. Il est donc utile de relier K_{IC} à des paramètres plus simple à déterminer en utilisant des petites éprouvettes.

L'intégrale J se présente comme un moyen commode d'étendre les concepts de la MLER au cas des matériaux qui présentent des déformations plastiques à fond de fissure.

A. 2 - L'INTEGRALE J DE RICE :

A.2.1-Définition et propriétés.

L'intégrale J de RICE [A.13,14], développée dans le cas d'un problème plan pour un matériau à comportement élastique, est définie suivant un contour Γ (Fig. A.4) par la relation suivante :

$$J = \int_{\Gamma} [W(\varepsilon).dx_2 - \vec{t}.\frac{d\vec{u}}{dx_1}.ds] \qquad (A.7)$$

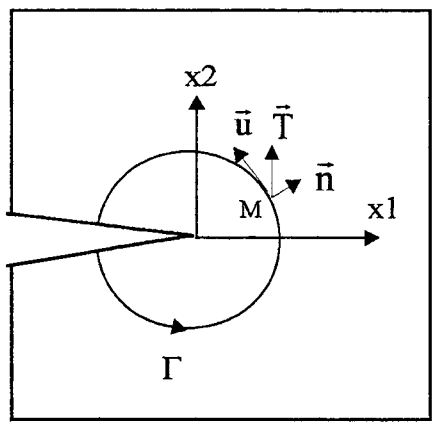


Figure A. 4 : Définition de l'intégrale J selon Rice.

où :

- x_1 et x_2 : les coordonnées du point courant M du contour par rapport au fond de la fissure.
- Γ : un contour passant dans la matière et entourant le fond de fissure en partant de la lèvre inférieure et finissant sur la lèvre supérieure
- W : la densité d'énergie de déformation définie par la relation suivante

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij}.d\varepsilon_{ij} \qquad (A.8)$$

- ds : l'élément du contour
- $\vec{t}$: le vecteur contrainte agissant sur ds en M ($t_i = \sigma_{ij}\, n_j$)
- $\vec{n}$: le vecteur normal en M

- $\vec{u}$: le vecteur déplacement du point M

L'intégrale J posséde deux propriétés essentielles :

1- J est indépendante du contour d'intégration choisie dans le cas de l'élasticité (annexe 1).

2- si le comportement est élastique linéaire, l'intégrale J est égale au taux de restitution d'énergie G :

$$J = G = -\frac{dP}{da} = \frac{K_1^2}{\overline{E}} \qquad (A.9)$$

en contraintes planes : $\overline{E} = E$

en déformations planes : $\overline{E} = \frac{E}{1-\upsilon^2}$

où

- E : module d'Young (MPa)
- ν: coefficient de poisson
- K : facteur d'intensité de contrainte ($MPa\sqrt{m}$)
- P : énergie potentielle

A.2.2- L'influence de la plasticité :

La plasticité peut être traitée comme l'élasticité non linéaire, à condition que le chargement soit monotone et proportionnel sans décharge. Le matériau élastique non linéaire est décrit par l'énergie de déformation [A.15] :

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij}.d\varepsilon_{ij} \qquad \text{et} \qquad \sigma_{ij} = \frac{\partial W}{\partial \varepsilon_{ij}} \qquad (A.10)$$

Là encore, l'intégrale J est indépendante du choix du contour d'intégration.

L'intégrale J représente la variation d'énergie potentielle d'un système fissuré au cours de chargement, mais elle n'est plus égale au taux de restitution d'énergie G qui ne prend pas en compte la plasticité :

$$J = -\frac{dP}{da} \neq G \qquad (A.11)$$

A.2.3- Champs des contraintes et des déformations à la pointe d'une fissure :

J.W. Hutchinson [A.16,17], J.R. Rice et al [A.18 à 21] ont montré, pour les matériaux obéissant à une loi d'écoulement de la forme,

$$\frac{\sigma}{\sigma_0}=\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)^n \tag{A.12}$$

qu'il existe au voisinage de la pointe de la fissure, un champ de contraintes et de déformations ayant l'expression singulière suivante :

$$\sigma_{ij}=\sigma_0\left(\frac{J}{\varepsilon_0\,\sigma_0\,I_n}\right)^{\frac{n}{1+n}} r^{-\frac{n}{n+1}}\, f_{ij}(\theta) \tag{A.13}$$

$$\varepsilon_{ij}=\varepsilon_0\left(\frac{J}{\varepsilon_0\,\sigma_0\,I_n}\right)^{\frac{1}{1+n}} r^{-\frac{1}{n+1}}\, g_{ij}(\theta) \tag{A.14}$$

où

- n : le coefficient d'écrouissage
- σ_0 : la contrainte de référence qui peut être prise comme étant égale à limite d'élasticité σ_e ou à la contrainte d'écoulement σ_c.
- ε_0 : la déformation correspondant à σ_0
- I_n : une fonction sans dimension de n

L'intensité des contraintes et des déformations, dans la singularité élastoplastique, est donc caractérisée par l'intégrale J, qui joue donc le même rôle que K en mécanique linéaire élastique [A.22-A.23].

A.2.4 - Détermination expérimentale de la ténacité :

Dans le cas d'un matériau ductile, l'avancée d'une fissure sous l'action d'un chargement croissant est caractérisée macroscopiquement par les étapes suivantes :

- l'émoussement du front de la fissure initialement aigu
- la croissance stable résultant d'une déchirure au fond de la fissure
- l'instabilité brutale

Un tel comportement se manifeste globalement dans une courbe expérimentale, exprimant la variation du paramètre J en fonction de l'avancée de la fissure Δa : « J-Δa », par la présence de deux zones (fig. A.5) [A.24-A.25]. La première, où la valeur du paramètre énergétique J augmente très rapidement, caractérise l'émoussement de la fissure au cours du chargement. La seconde, où J augmente lentement représente la croissance stable de la fissure. La ténacité (Jc) est la valeur du paramètre énergétique J correspondant à l'intersection entre les deux droites. La détermination de la courbe« J-Δa » nécessite le calcul du paramètre J et la mesure de l'avancée de la fissure Δa.

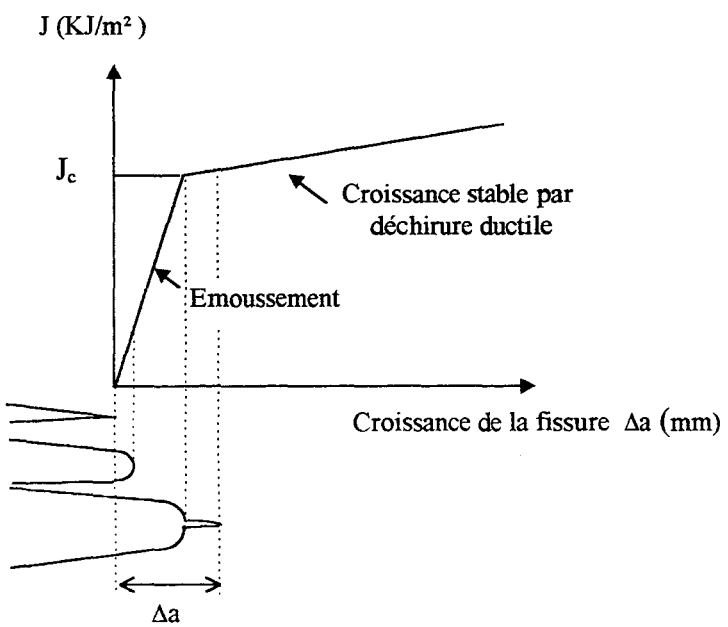


Figure A.5 : Schématisation du processus de la déchirure ductile.

A.2.4.1 - Détermination de la grandeur J :

Expérimentalement, il n'est pas possible de mesurer l'intégrale J, mais plutôt un paramètre énergétique J qui peut s'identifier à l'intégrale sous certaines conditions. Il existe deux techniques pour déterminer ce paramètre J :

- méthode de BEGLEY-LANDES
- méthode des fissures profondes

a) méthode de BEGLEY-LANDES

J. Rice a montré que l'intégrale J peut être reliée au taux d'énergie dissipée (fig. A.6) par la relation [A.26-A.27] :

$$\mathbf{J} = -\frac{\mathbf{1}}{\mathbf{B}}\left(\frac{\partial \mathbf{U}}{\partial \mathbf{a}}\right) \qquad \text{à déplacement constant} \qquad (A.15)$$

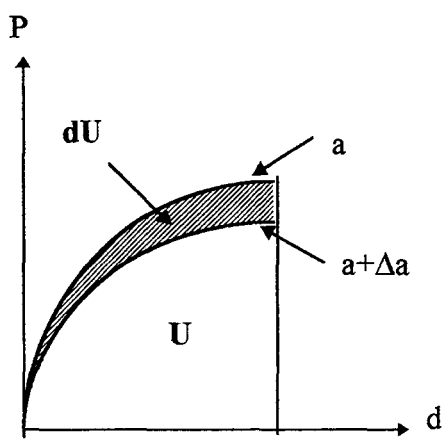


Figure A.6 : Variation d'énergie dissipée à déplacement constant.

A partir de cette relation, BEGLEY et LANDES ont proposé une méthode expérimentale pour déterminer ce paramètre J [A.28]. Celle-ci nécessite l'utilisation de plusieurs éprouvettes identiques possédant des longueurs de fissure différentes. La détermination de J passe par les étapes suivantes (fig. A.7) :

- A partir de l'aire sous la courbe « force-déplacement des points d'applications de la charge», on détermine pour chacune des éprouvettes de longueur de fissure a_i, les énergies stockées par unité d'épaisseur (U/B) correspondant à différents déplacements d_j.

- Cela permet de tracer ensuite les courbes U/B = f(a) correspondant aux déplacements choisis d (d_1, d_2, ...). Ces courbes sont, en première approximation, des droites. J pour les différentes valeurs de d, correspond selon ces courbes à la pente car $\mathbf{J} = -\frac{1}{\mathbf{B}}\left(\frac{\partial \mathbf{U}}{\partial \mathbf{a}}\right)$

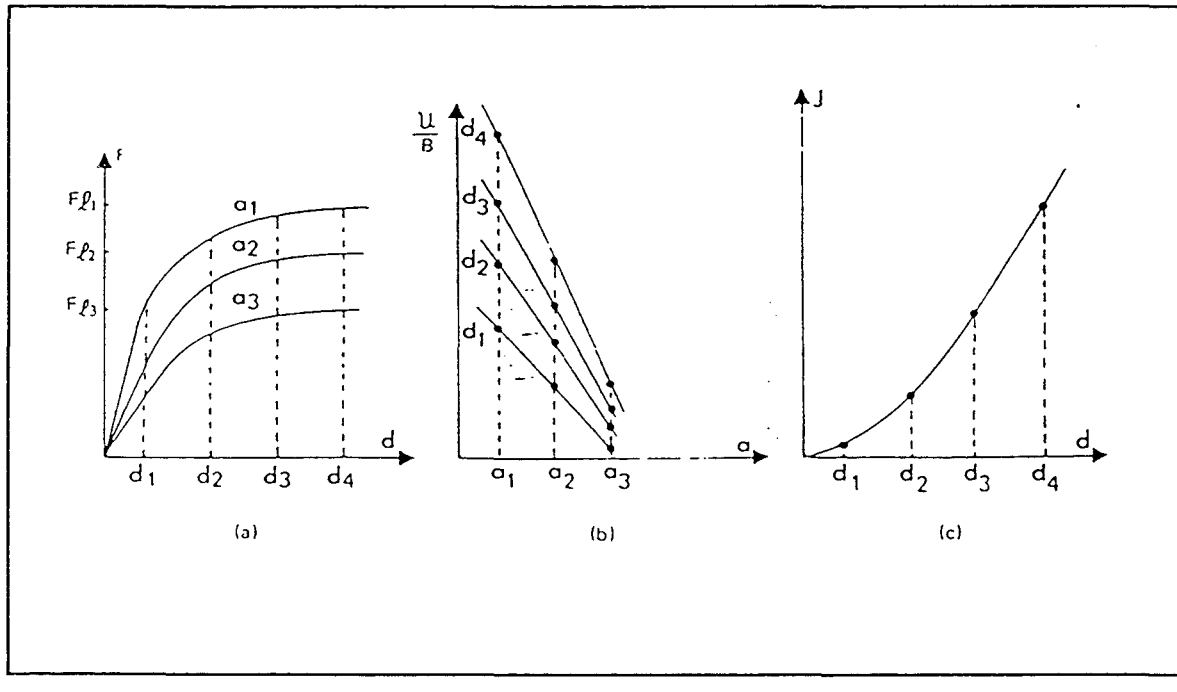


Figure A.7 : Détermination expérimentale de la courbe (J-d) selon la méthode de BEGLEY et LANDES [A.28].

b)- méthode des fissures profondes :

Cette technique nécessite une seule éprouvette. En effet, en faisant l'hypothèse que J est proportionnelle au travail dissipé U, le calcul du paramètre énergétique J peut s'effectuer à partir de l'aire sous la courbe « charge-déplacement » par la formule suivante [A.29-A.30] :

$$\mathbf{J = \eta \frac{U}{B\,(W - a_0)}} \qquad \text{(A.16)}$$

où

η : coefficient dépendant de a_0/W et de type de l'éprouvette.

D'après la recommandation [A.31] le coefficient η, pour l'éprouvette CT, peut s'écrire sous la forme :

$$\eta = 2{,}00 + 0{,}522\,(1 - {}^{a_0}\!/_{W}) \qquad \text{(A.17)}$$

avec a_0 : longueur initiale de la fissure de fatigue

W : largeur de l'éprouvette

B : épaisseur de l'éprouvette

$(W - a_0)$: longueur initiale du ligament

U : aire sous la courbe « charge-déplacement »

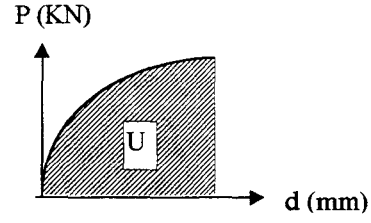


Figure A.8 : Aire sous la courbe « charge-déplacement »

Par ailleurs, J.D.G. Sumpter [A.32] a suggéré la partition additive du paramètre énergétique J en considérant une composante élastique et une composante plastique :

$$J = J_e + J_p \tag{A.18}$$

La composante élastique J_e est identique au taux de restitition d'énergie G. Ce qui permet donc de calculer J_e directement à partir du facteur d'intensité de contrainte K en utilisant la formule suivante :

$$J_e = \frac{(1-\nu^2)}{E} K^2 \tag{A.19}$$

Le calcul de la composante plastique J_p peut s'effectuer suivant la méthode proposée par la norme ASTM [A.33] :

$$J_p = \eta_p \frac{U_p}{B(W-a_0)} \tag{A.20}$$

où

$$\eta_p = 2{,}00 + 0{,}522\left(1-\frac{a_0}{W}\right) \tag{A.21}$$

$(W-a_0)$: le ligament

U_p : travail plastique dépensé (composante plastique de U).

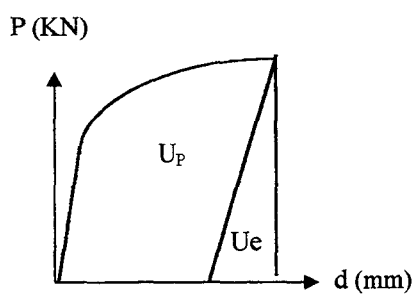


Figure A. 9 : Définition des composantes élastique U_e et plastique U_p de l'énergie dissipée.

Cependant, il faut noter que les relations (A.16,20) considèrent une longueur de fissure constante ($a = a_0$). Dans le cas où la fissure progresse, une erreur sur l'évaluation de J

(d'autant plus grande que l'avancée de fissure est importante) peut être commise [A.31]. C'est pourquoi, ERNST [A.34] a proposé de calculer le paramètre J d'une manière incrémentale tenant compte de l'avancée de la fissure à chaque instant :

$$J_{i+1} = \left[J_i + \left(\frac{\eta}{b}\right)_i \frac{U_{i,i+1}}{B} \right] \left[1 - \left(\frac{\gamma}{b}\right)_i \left(a_{i+1} - a_i\right) \right] \tag{A.22}$$

avec

- b : ligament
- B : l'épaisseur de l'éprouvette
- $U_{i,\ i+1}$: énergie calculée à partir de l'aire sous la courbe de charge en fonction du déplacement entre deux lignes à déplacement constant aux points i et i +1.
- $(\gamma/b)_i$, $(\eta/b)_i$: quantités évaluées au point i.

$$\gamma = 1 + (0{,}76)\frac{b}{W} \tag{A.23}$$

$$\eta = 2 + 0{,}522\left(1 - \frac{a}{W}\right) \tag{A.24}$$

Afin que le paramètre énergétique J soit une bonne estimation de l'intégrale J, les procédures de tests ASTM E813-89 [A.33] et ESIS [A.35] recommandent, en déformations planes et pour un matériau ductile, les conditions suivantes :

$$\text{ESIS} : B, b_0 > 20\frac{J}{\sigma_f} \qquad , \sigma_f = (\sigma_e + \sigma_m)/2 \tag{A.25}$$

$$\text{ASTM} : B, b_0 > 25\frac{J}{\sigma_e} \tag{A.27}$$

où

B : l'épaisseur de l'éprouvette

b_0 : longueur du ligament initial

Δ a : longueur de la croissance stable de la fissure par déchirure ductile

A.2.4.2- Méthodes de mesure de l'émoussement et de la croissance de la fissure

Elles peuvent être classées en deux catégories :

- méthode directe (méthode du chargement interrompu)
- méthode indirecte (méthode de complaisance, méthode électrique)

a)- Méthode du chargement interrompu :

Cette méthode, développée par LANDES et BEGLEY, nécessite l'utilisation de plusieurs éprouvettes (au minimum cinq) de géométrie identique possédant la même longueur (et forme) de fissure [A.36]. Le principe de cette méthode consiste à soumettre ces éprouvettes à des chargements conduisant à des longueurs finales de fissure progressives (fig. A.10). A la fin de chaque essai, les éprouvettes sont oxydées au four à 350 °c pendant 15 minutes pour marquer les différents stades d'accroissement de la fissure puis elles sont rompues par fatigue, de façon à ne pas perturber le front de fissure. Les mesures, pour chaque éprouvette, de la longueur initiale a_0 et finale a_f de la fissure s'effectuent directement sur les faciès de la rupture de la manière suivante [A.31] : Les mesures s'effectuent, à partir de la ligne de chargement, sur neuf points répartis dans l'épaisseur de l'éprouvette (Fig. A.11). La différence entre l'une des neuf valeurs et la valeur moyenne de a_0 ne doit pas excèder 7 %.

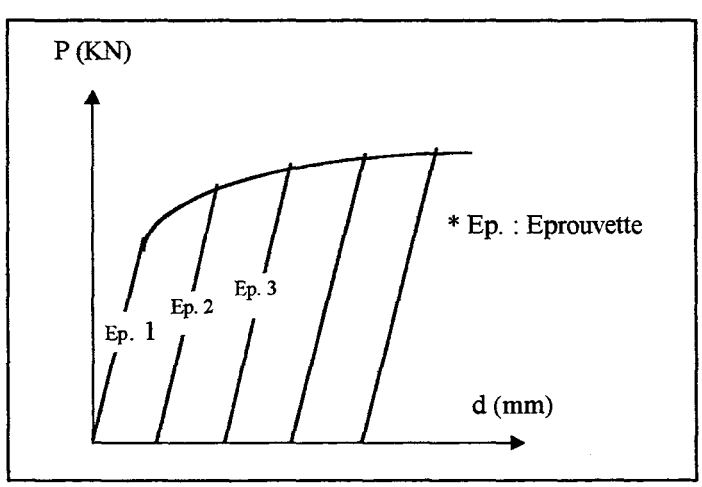


Figure A.10 : Principe de la méthode du chargement interrompu.

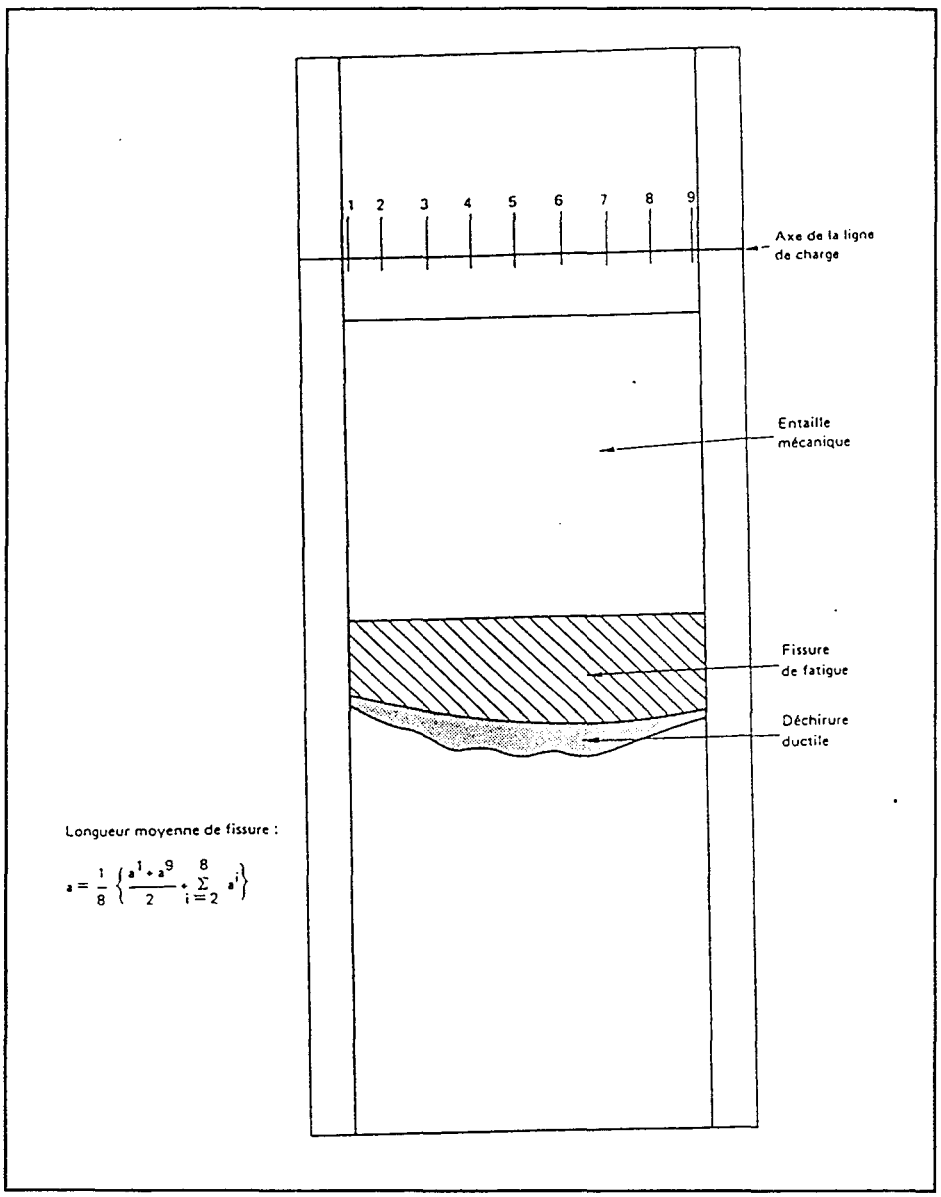


Figure A.11 : Mesures de la profondeur de fissure [A.31].

b) - Méthode des décharges partielles (méthode de complaisance) :

Cette méthode permet de mesurer l'accroissement de fissure au cours du chargement en utilisant une seule éprouvette [A.37]. Elle consiste à effectuer, tout au long de l'essai, des décharges partielles de 10 % environ (fig. A.12). La mesure des complaisances, à partir des droites correspondant aux déchargements partiels, permet le calcul de la longueur de fissure, en utilisant la relation suivante valable dans le cas de l'éprouvette CT :

$$\frac{a}{W} = 1.000196 - 4.06319\,\mu + 11.242\,\mu^2 - 106.04\,\mu^3 + 464.335\,\mu^4 - 650.677\,\mu^5 \quad \text{(A.28)}$$

avec

$$\mu = \frac{1}{[EBC]^{\frac{1}{2}} + 1} \quad \text{(A.29)}$$

où

- C = Δd / ΔP : complaisance (rapport de la variation du déplacement sur la variation de la charge correspondante) ;
- E : module d'Young ;
-B : épaisseur de l'éprouvette ;

L'application de cette technique à l'éprouvette CT fait l'objet d'une recommandation [A.31] qui explique entre autres, les corrections à appliquer sur la mesure de la complaisance. Cependant, il faut souligner que, dans certains cas, les premières valeurs des complaisances peuvent conduire à des valeurs négatives de Δa [A.38]. Ce phénomène peut être attribué au frottement et à la flexion des goupilles d'une part et à la plastification au fond de la fissure avant progression d'autre part.

La figure (A.12) présente un résultat typique montrant la variation de la complaisance mesurée en fonction du déplacement appliqué à l'éprouvette.

Dans ce cas, la valeur de la complaisance correspondant à la longueur initiale de la fissure est la valeur minimale C_{min} de la courbe et non la valeur initiale C_0.

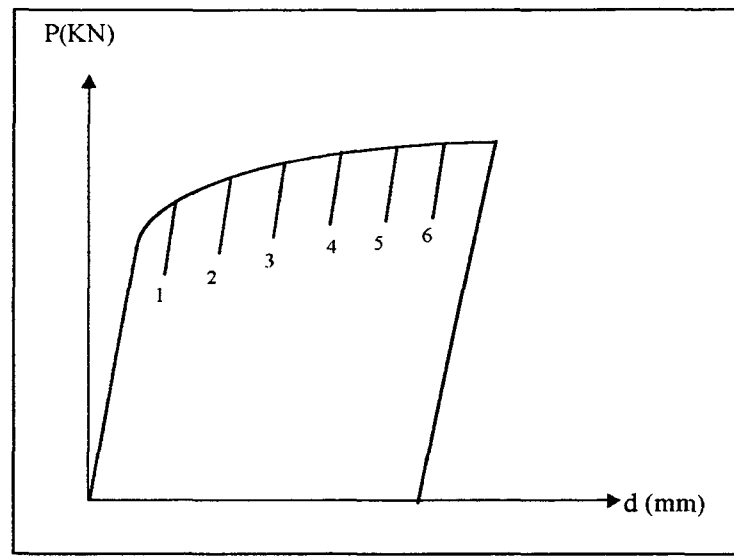


Figure A. 12 : Principe de la méthode des décharges partielles.

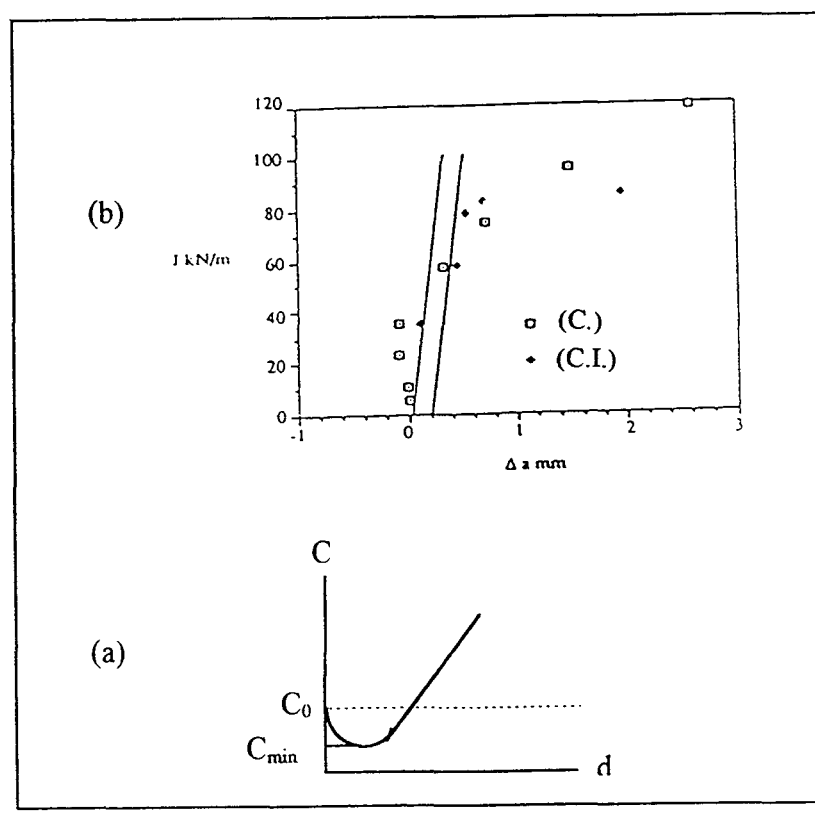


Figure A.13 : (a) Evolution de la complaisance en fonction du déplacement
(b) Courbe expérimentale « J-Δa ». Comparaison entre la méthode de Complaisance (C.) et la méthode du Chargement Interrompu (C.I.) [A.38].

c)- Méthode du potentiel électrique :

Le but de cette méthode est de détecter l'instant précis où une fissure préexistante commence à se propager et de suivre son accroissement au cours du chargement, en utilisant une seule éprouvette. L'échantillon étant traversé par un courant d'intensité constante (de 10 à 40 A), cette méthode consiste à mesurer la variation du potentiel électrique engendrée par la modification de la résistance de la pièce (de l'ordre de quelques microvolts) (fig. A.14) [A.39]. Il est donc nécessaire de disposer d'une chaîne de mesure sensible. Cette méthode nécessite un étalonnage préalable pour permettre l'évaluation de la longueur de la fissure ce qui consiste à déterminer une relation entre la variation du potentiel électrique et la progression de la fissure :

$$\frac{U_i - U_0}{U_0} = f(\Delta a) \qquad (A.30)$$

avec U_0 tension initiale et U_i tension courante.

Il faut noter que l'évolution de la différence de potentiel est marqué par un changement perceptible de la pente correspondant à l'amorçage de la fissure.

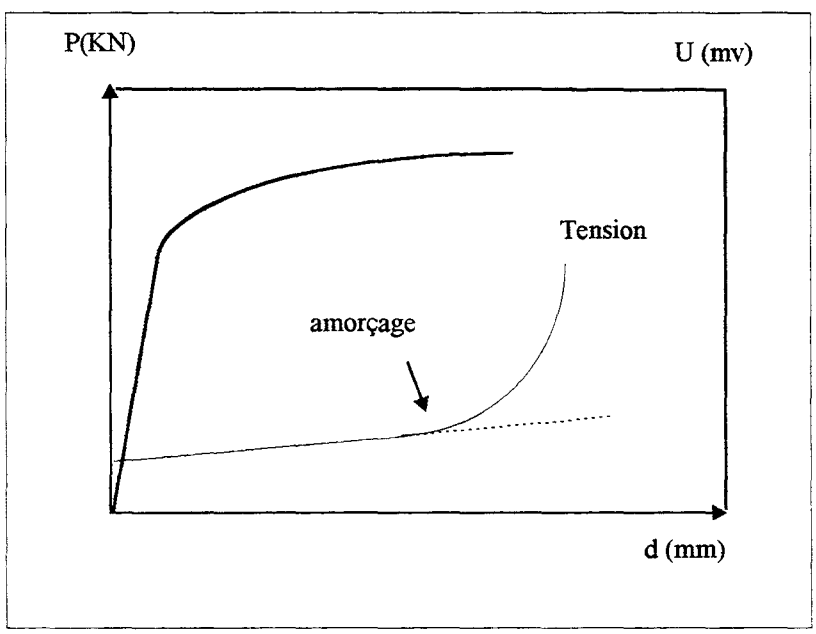


Figure A.14 : Principe de la méthode du potentiel électrique.

K. H. SCHWALBE et al. [A.40] dans un compte-rendu de travaux expérimentaux de plusieurs laboratoires européens ont montré l'influence de deux méthodes préconisées pour la mesure de la progression de la fissure Δa :

- méthode de décharges partielles (méthode de complaisance)
- méthode du potentiel électrique (courant continu, courant alternatif)

et ceci en utilisant deux types d'éprouvettes :

- éprouvette CT (Compact Tension)
- éprouvette SENB (Single Edge Notched Bend)

avec trois matériaux de résistances différentes.

La figure A.15 donne la comparaison entre des valeurs de Δa estimées par ces méthodes avec les valeurs exactes mesurées directement sur les faciès de la rupture ; les deux autres droites correspondent aux limites inférieures et supérieures tolérées par la procédure (soit 0.15 mm ou 15 % de Δa).

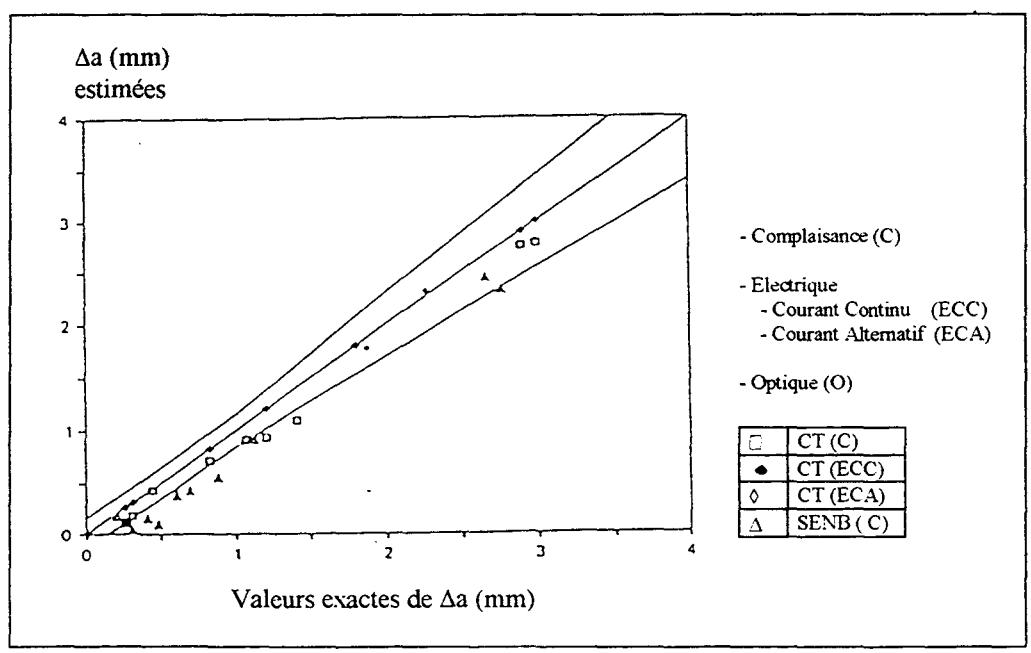


Figure A.15 : Comparaison entre des valeurs de Δa estimées par la méthode de complaisance et la méthode électrique avec les valeurs exactes mesurées directement sur les faciès de rupture [A.40].

A.2.4.3- Détermination de la ténacité J_c et de la résistance à la propagation de la fissure dJ/da :

La détermination des paramètres dJ/da et J_c a fait l'objet de nombreuses recherches afin d'aboutir à une normalisation de la procédure expérimentale de détermination de la résistance à la déchirure ductile. Nous citons entre autres : norme ASTM (American Society for Testing and Materials) [A.33], ESIS (European Structural Integrity Society) [A.41], recommandations du Groupe Fragilité Rupture (1986) [A.31], BS (British Standard) [A.42].
La méthode proposée par la norme ASTM E 813-89 [A.33] limite le domaine de validité des points de mesure par deux valeurs maximales de J et de Δa notées respectivement J_{max} et Δa_{max}. Ces dernières sont définies par les relations suivantes :

$$J_{max} = (W - a_0)\, \sigma_e / 15 \qquad (A.31)$$

$$\Delta a_{max} = 0.06\, (W - a_0) + 0.2 \qquad (A.32)$$

La régression linéaire se fait ensuite sur les points expérimentaux situés entre deux droites parallèles à la droite d'émoussement d'équation $J = 2Re\, \Delta a$ [A.43]. La première droite est décalée de 0.15 mm, la deuxième de 1.5 mm. La pente (dJ/da) de la droite, obtenue par cette procédure, représente la résistance à la propagation de la fissure. La ténacité J_{Ic} correspond à l'intersection de la droite dJ/da avec la droite d'émoussement. D'autre part, on utilise souvent la valeur conventionnelle $J_{0,2}$ à $\Delta a = 0.2$ mm. Cette valeur a été proposée par la recommandation [A.31] comme une valeur approchée de J au début de la déchirure ductile sur toute l'épaisseur de l'éprouvette, compte-tenu des difficultés de mesure du point d'amorçage.
L'équation de la droite d'émoussement proposée par l'ASTM donne des pentes plus faibles que les déterminations expérimentales, conduisant à des valeurs de J_{IC} plutôt surestimées [A.44]. C'est pourquoi J. C. LAUTRIDOU [A.45] a proposé une autre équation de la droite d'émoussement :

$$J = 4\, Re\, \Delta a \qquad (A.33)$$

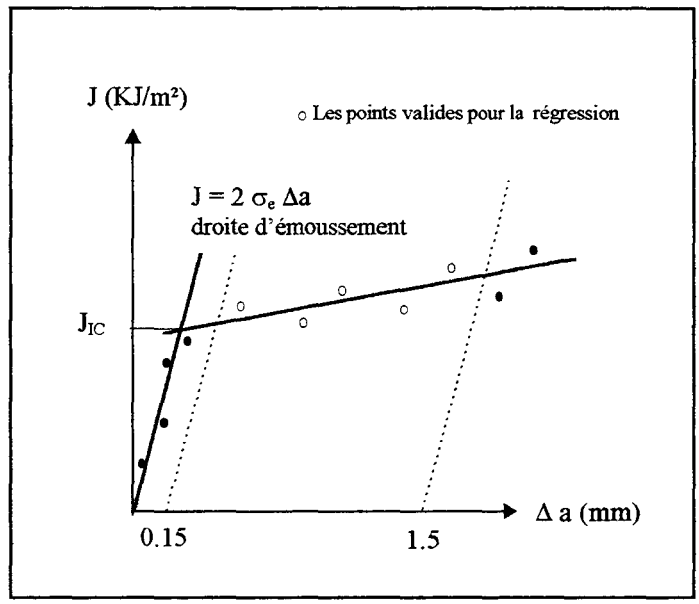


Figure A.16 : Détermination de la ténacité Jc selon la norme ASTM [A.43].

Cependant, l'utilisation de la régression linéaire pour lisser les courbes (J-Δa) conduit parfois à des résultats très différents de Jc [A.44] (Fig. A.17). Pour surmonter ce problème, F. J. LOSS a proposé l'utilisation d'un lissage des points au moyen d'une fonction puissance de la forme $J = C\,\Delta a^n$ [A.46].

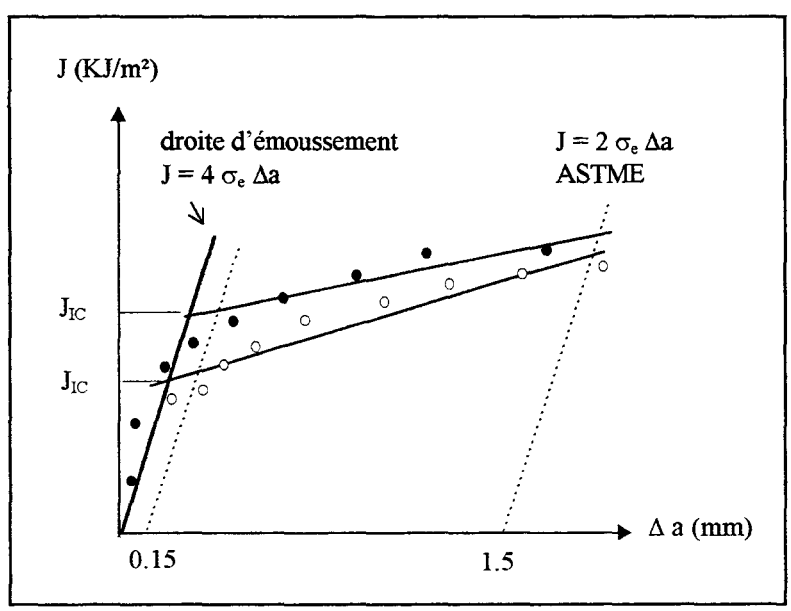


Figure A.17 : Courbe de résistance (J-Δa) selon la norme ASTM [A.44].

Nous allons alors nous intéresser aux paramètres susceptibles d'influencer les résultats d'une régression linéaire, recommandée par l'ASTM [A.43] et ceux issus d'une régression par une fonction puissance, telle que proposée par LOSS [A.46]. En effet, plusieurs paramètres influencent la précision de la ténacité mesurée :

A.2.4.3.1- l'incertitude sur la mesure de la longueur initiale de la fissure

Dans une étude expérimentale, B. VOSS et J. G. BLAUEL [A.47] ont tenté de montrer l'influence de l'incertitude concernant la mesure de la longueur initiale de la fissure a_0 sur la détermination de la valeur Jc. En effet, une erreur de mesure évaluée à $\pm$ 0.05mm (a/W = 0.6) conduit à induire une erreur de 10 % environ sur la valeur de Jc (voir tableau A.1).

	Jc (ASTM) (KJ/m²) (coefficient .994)	Jc (LOSS) (KJ/m²)
a_0 - 0.05	216	200
a_0	225	227
a_0 + 0.05	249	249

Tableau A. 1 : valeurs de Jc pour chaque estimation de a_0

A.2.4.3.2- Le nombre et position des points dans l'intervalle de validité proposé par la norme ASTM :

La figure (A.18) illustre des résultats expérimentaux de J-Δa [A.47]. Le domaine de validité contient 38 points de mesure. Il s'agit ici d'évaluer l'influence du nombre de points choisis et de la nature de la régression. En effet, on constate que dans le cas d'une régression par une fonction puissance la valeur de Jc varie entre 124 et 128 KJ/m², selon trois intervalles différents de points (points 15 à 24 puis 22 à 38 et 15 à 38). Par contre, pour les mêmes intervalles, une régression linéaire conduit à une erreur très grande sur Jc (Jc passe de 95 à 140 KJ/m²) (tableau A.2). Cette dernière régression est donc très sensible aux variations du nombre des points utilisés et de leurs positions.

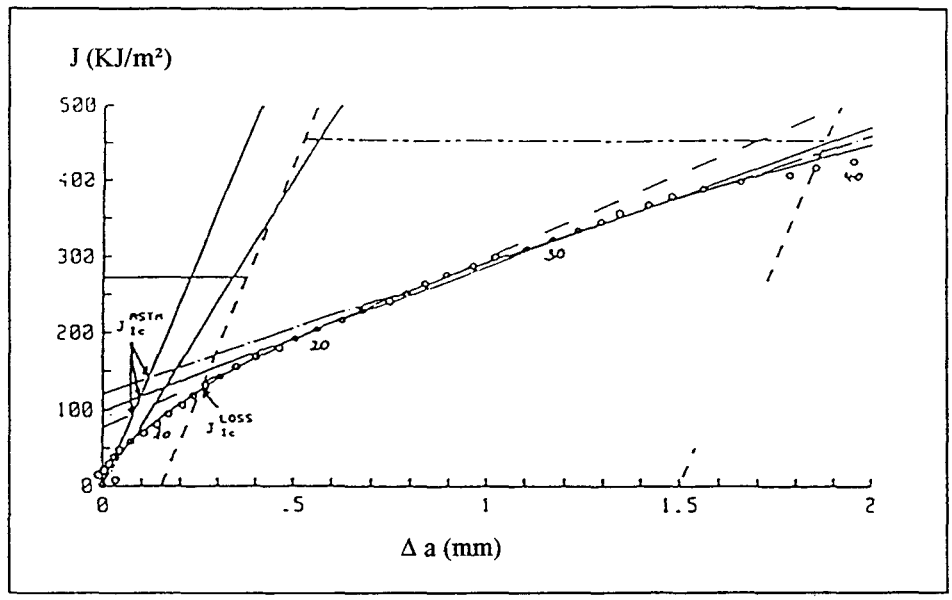


Figure A.18 : Influence du nombre de points sur la courbe J-Δa [A.47].

N° de point	Jc (ASTM) (KJ/m²) (coefficient .994)	Jc (LOSS) (KJ/m²)
15 -38	117	125
15 - 24	95	128
22 -38	140	124

Tableau A.2 : valeurs de Jc obtenues par régression sur chaque groupe de points [A.47].

Par ailleurs, K. H. SCHWALBE et al. ont publié les résultats d'une vaste étude expérimentale regroupant plus de vingt laboratoires européens pour valider la méthode dite EGF P1-87D pour la détermination de la résistance à la déchirure ductile [A.40]. En outre, cinq types de régression ont été testés :

$$\begin{cases} J = A + C\Delta a & (1) \\ J = A + C_1\Delta a + C_2(\Delta a)^2 + C_3(\Delta a)^3 & (2) \\ J = C\sqrt{\Delta a} & (3) \\ J = C(\Delta a)^D & (4) \\ J = A(\Delta a + C)^D & (5) \end{cases} \qquad (A.34)$$

Leurs résultats montrent que la régression par une fonction puissance (4) est celle qui induit le moins d'erreur sur la détermination des valeurs J_{Ic}.

La figure (A.19) met en évidence une dispersion au niveau des courbes « J-Δa » déterminées, dans les mêmes conditions, par les différents laboratoires. Ce constat montre clairement les difficultés de reproductibilité des essais.

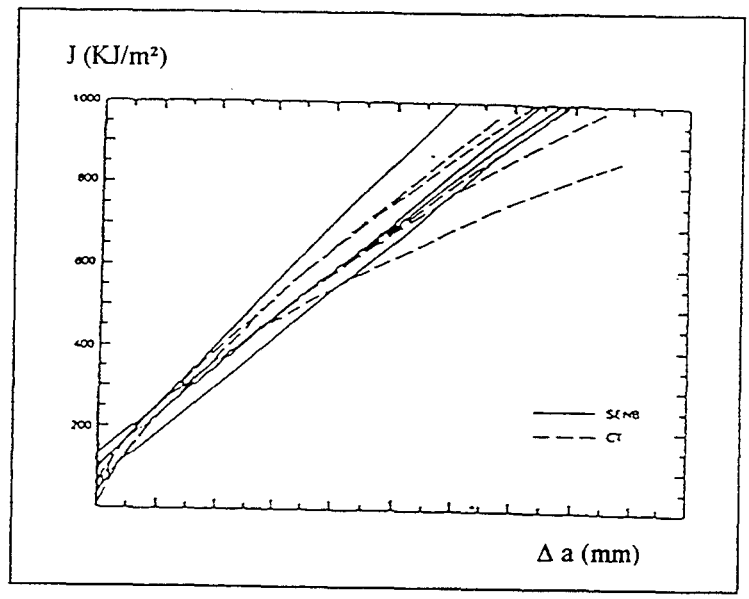


Figure A.19 : courbes « J-Δa », comparaison entre les résultats issus de neuf laboratoires différents [A.40]

A.2.4.3.3- Effet de la géométrie sur la courbe J-Δa :

Afin que la valeur Jc, déterminée à partir des courbes expérimentales J-Δa, soit une propriété intrinsèque du matériau, il faut que cette courbe soit indépendante du type d'éprouvette utilisée et de ses dimensions. Plusieurs recherches ont été effectuées dans ce sens[A.34,48 à 50]. R. ROBERTI et al [A.51] ont utilisé deux types d'éprouvettes Single Edge Notched Tension SENT et Single Edge Notched Bend SENB) afin de déterminer la courbe J-Δa pour trois aciers différents (Tableau A.3). Leurs résultats montrent que l'indépendance de la courbe J-Δa vis à vis de la géométrie de l'éprouvette n'est pas toujours vérifiée (Fig. A.20).

Acier		Re (MPa)	Rm (MPa)	A %	n ( )
A	T	565	827	35	0.087
A	L	513	790	39	0.095
B	T	452	724	53	0.093

Tableau A.3 : Caractéristiques mécaniques pour les différents aciers utilisés [A.50].

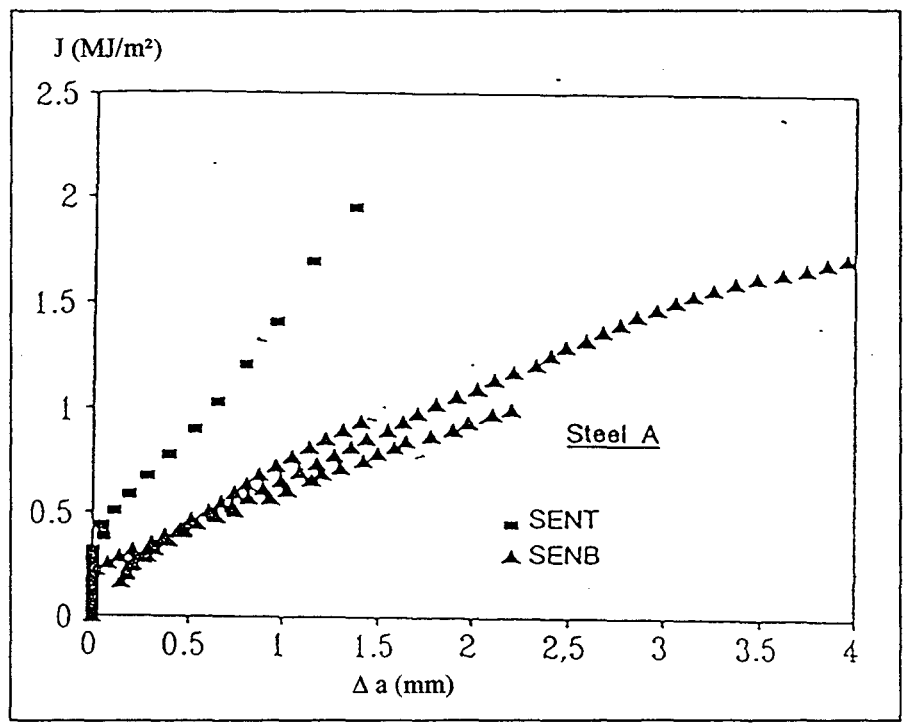


Figure A.20 : Courbe « J-Δa » pour deux types d' éprouvettes [A.50] .

B. MARANDET et al [A.52] ont trouvé que la valeur de J_{IC} pouvait dépendre de la géométrie de l'éprouvette et donc perdre son caractère intrinsèque. A titre d'exemple, la figure (A.21) montre que la valeur J_{IC} obtenu en utilisant l'éprouvette CT 75 est environ deux fois plus grande que celle obtenue en utilisant l'éprouvette CT 15.

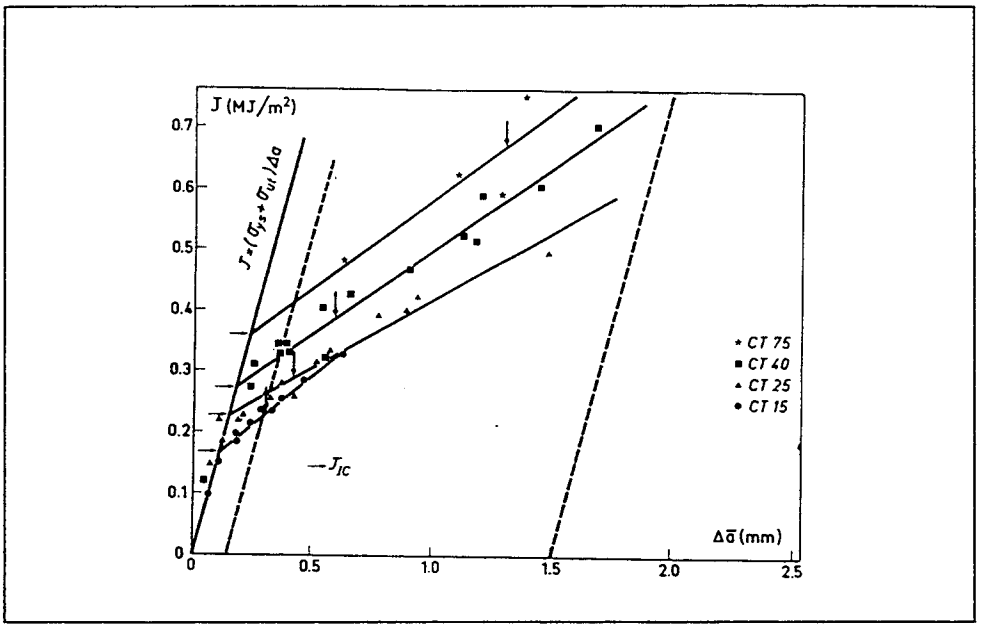


Figure A.21 : Courbe J-Δa pour différentes tailles d'éprouvettes CT [A.52].

A.2.4.3.4- Effet de la température sur la courbe J-Δa :

Les matériaux tels que les aciers ferritiques présentent une transition dans le mode de rupture qui passe du clivage à la déchirure ductile lorsque la température augmente. La température de transition fragile-ductile, peut être déterminée en effectuant plusieurs essais de résilience à différentes températures. En effet, une courbe présentant l'évolution de la résilience en fonction de la température (fig. A.22) permet de distinguer trois zones de température : La zone I, à basses températures, est celle où la rupture est fragile ; la zone III, à température plus élevée, est celle où la rupture est ductile ; enfin la zone II, dite zone de transition, est celle où la rupture est mixte [A.53,54]. La température de transition dépend essentiellement du matériau (l'acier A36 reste fragile à des températures pour lesquelles la rupture de l'acier A588 est déjà ductile).

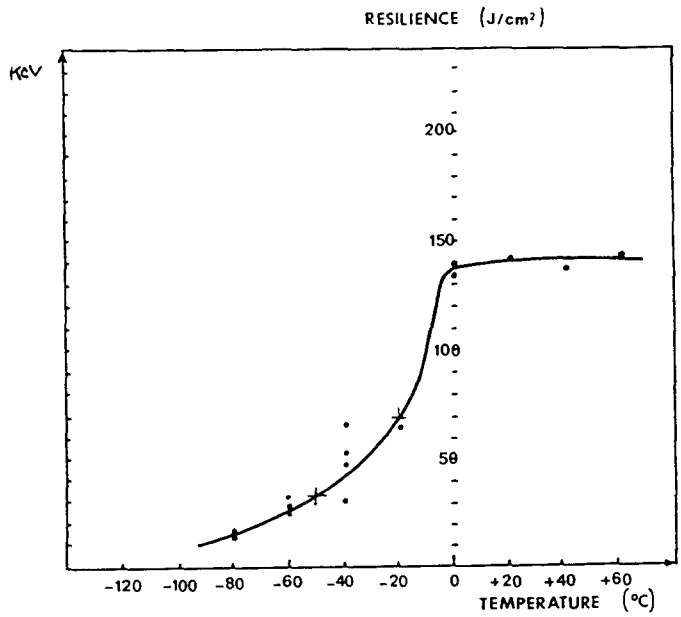


Figure A.22 : Exemple de courbe de transition de résilience (Charpy) [A.53]

Par ailleurs, l'effet des températures élevées se traduit par l'accélération du phénomène de vieillissement dynamique :

Ce phénomène est habituellement attribué à la présence d'atomes interstitiels (N, O, C, H entre autres) dans le matériau. En effet, ces éléments interstitiels libres peuvent se diffuser vers les dislocations produites lors de la déformation du matériau et former autour de celles-ci des atmosphères qui assurent leur ancrage. Par conséquent, la poursuite de la déformation plastique (mouvement des dislocations) devient plus difficile à provoquer et nécessite donc l'application d'efforts plus importants [A.55,56]. L'effet du vieillissement se manifeste entre autres par une fragilisation du métal (une baisse de l'allongement, et un décalage vers de plus hautes températures de la température de transition de la résilience).

D'autre part, il faut noter que le vieillissement est influencé par de nombreux paramètres tels que la quantité d'atomes interstitiels (N, O, C ...), la vitesse de sollicitation, le temps et la température etc .. . Sous certaines conditions, une équivalence temps-température du type loi d'Arrhénius peut s'appliquer [A.57] :

$$\log \frac{t_R}{t} = 4400\left[\frac{1}{T_R} - \frac{1}{T}\right] - \log \frac{T}{T_R} \qquad (A.35)$$

avec t_R : durée de référence à la température T_R

t : durée pour une température T

T, T_R exprimées en degrés absolus.

A tire d'exemple, un vieillissement accéléré de 30 minutes à 250 °C correspondrait selon cette équivalence à un vieillissement, naturel à 15 °C, de 230 ans. Ceci montre bien l'effet indiscutable de la température sur le vieillissement et par conséquent sur la résistance à la déchirure. En effet, la température où le vieillissement dynamique est maximal correspond à un minimum de résistance à la déchirure (J_{IC} et dJ/da) [A.58,59]. Cela a été confirmé par E. HAIOUN [A.44] qui a mesuré la résistance à la déchirure ductile J_{IC} des aciers faiblement alliés tels que l'A 508 et l'A 533 dans un domaine de température allant de 100 °C à 450 °C. Les figures (A.23, 24) montrent que les valeurs J_C et dJ/da atteignent un minimum quand on mène les essais vers 300 °C et que la valeur de J_C est d'environ 40 % plus petite pour une température de 300 °C que pour des températures de 100 °C ou de 450 °C.

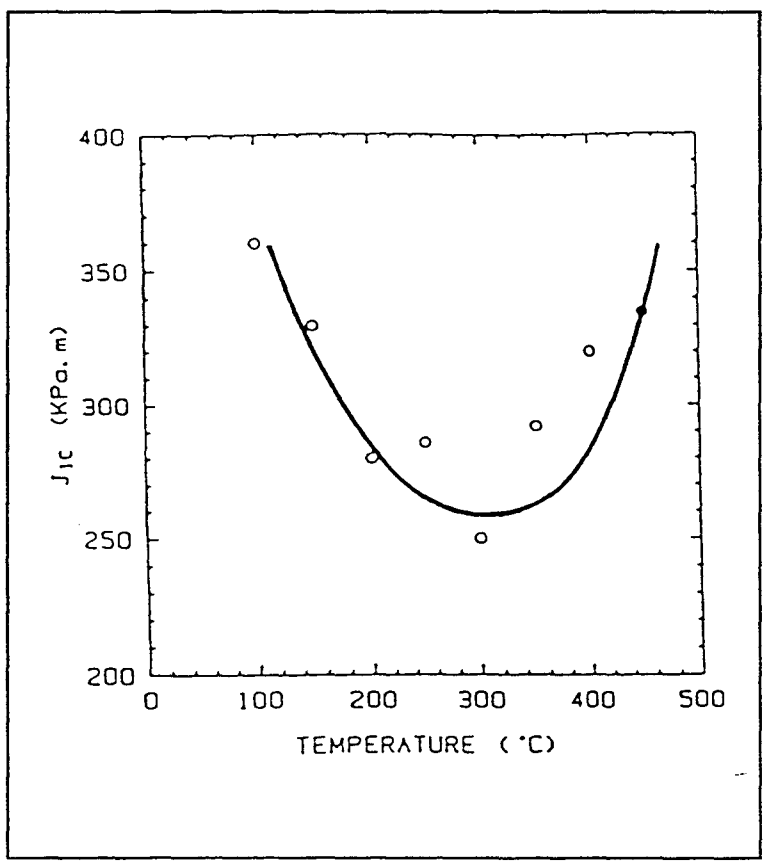


Figure A. 23 : Influence de la température sur la résistance à l'amorçage de la fissure J_C [A.44]

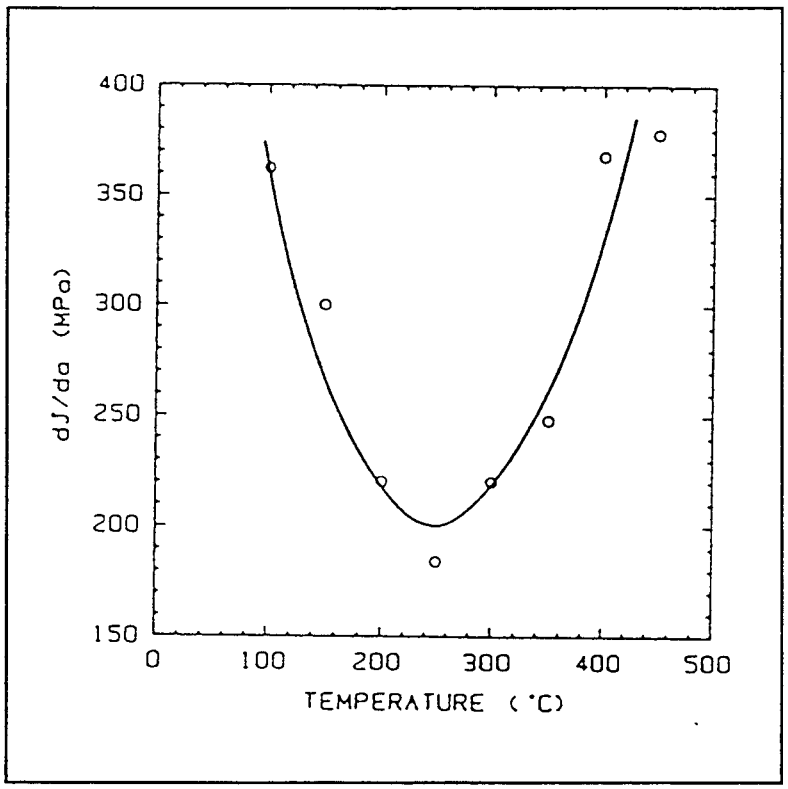


Figure A. 24 : Influence de la température sur la résistance à la propagation de fissure dJ/da [A.44].

RESUME

Cette étude bibliographique a permis de dresser un bilan des différentes méthodes utilisées pour la détermination du paramètre J :

- la technique utilisant plusieurs éprouvettes (multiple-specimen technique)
- la technique utilisant une seule éprouvette (single specimen technique).

Elle a mis en évidence les difficultés rencontrées lors de la détermination de la courbe « J-Δa », ainsi que la multiplicité des recommandations et normes (recommandation du Groupe Fragilité-Rupture, norme ASTM, norme BS, norme ESIS,....). Une première difficulté réside dans la détermination de l'avancée de la fissure Δa : la méthode dite de complaisance ne permet à elle seule une détermination correcte de celle-ci car il n'est pas toujours évident de suivre l'évolution des pentes des décharges. Il est judicieux de confirmer les résultats obtenus en utilisant une seconde méthode (méthode du potentiel électrique ou celle utilisant plusieurs éprouvettes,...). Par ailleurs, il faut souligner que la précision de la ténacité dépend, entre autres, de :

- l'incertitude sur la mesure de la longueur initiale de la fissure,
- nombre et position des points situés dans le domaine de validité proposé par la norme,
- type de régression choisi,
- la géométrie de l'éprouvette utilisée,
- la température de l'essai.

A.2.5- LA TENACITE D'UN JOINT SOUDE :

L'application des notions de la mécanique de la rupture au cas d'un joint soudé, nécessite certaines précautions. En effet, un joint soudé présente [A.60-A.64]:

- une hétérogénéité dite «macroscopique» : le Métal de Base (MB), le Métal Fondu (MF), la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) constituent 3 zones ayant des caractéristiques mécaniques différentes.
- une hétérogénéité dite «microscopique» : la ZAT peut être décomposée en une zone à gros grain (ZGG) et une zone à grain fin (ZGF), [A.68-A.69].

Pour caractériser l'hétérogénéité macroscopique (ou mécanique), on utilise souvent la notion de « mis-matching » [A.65-A.66]. Ce terme anglo-saxon signifie que le métal de base et le métal fondu ont des limites d'élasticité différentes, abstraction faite de la ZAT qui représente en quelque sorte une transition entre les deux matériaux. Ainsi, le rapport ($\sigma_{e\ (MF)}/\sigma_{e\ (MB)}$) caractérise le taux de mismatching, notée M. On peut distinguer trois configurations différentes :

- overmatching : quand la limite élastique du métal fondu est plus grande que celle du métal de base, (M>1)
- undermatching : quand la limite élastique du métal base est plus grande que celle du métal de fondu, (M<1).
- matching : cas d'un matériau homogène c.à.d. (M=1)

Afin de caractériser un joint soudé, la plupart des travaux issus de la littérature [A.65-A.67] utilise des éprouvettes comportant une zone centrale (représentant le MF) entourée de zones dont la structure et les propriétés mécaniques sont différentes (représentant le MB). Les mesures de ténacité, effectuées sur ces éprouvettes, ne caractérisent pas d'une manière intrinsèque la zone centrale, mais sont un reflet de la ténacité de la structure mixte : zone centrale + zones adjacentes. La ténacité « apparente » peut être très différente de la ténacité intrinsèque de la zone centrale et dépend notamment en première approximation de sa largeur, des ténacités respectives des zones et de leurs propriétés mécaniques relatives.

Dans ce qui suit, nous présentons plusieurs travaux portant sur l'influence des paramètres géométriques et mécaniques sur la ténacité mesurée.

A.2.5.1- L'effet de l'hétérogénéité macrostructurale sur la ténacité.

De nombreuses études ont été effectuées pour prévoir l'effet de mismatching sur les paramétres tels que : J ,CTOD, énergie de résilience [A.70-A.79]. Nous présentons ici les principaux résultats.

a) Effet de l'hétérogénéité sur l'intégrale de contour J.

Sumpter [A.70] a montré, en effectuant un calcul de l'intégrale J suivant des contours différents (fig. A.25) dont certains étant entièrement contenus dans la zone soudée d'autres traversant à la fois la soudure et le métal de base, que la différence maximale entre les valeurs obtenues pour chaque contour et la valeur moyenne n'excède pas 11%. Il a constaté que l'indépendance de l'intégrale J vis à vis du chemin d'intégration est perdue seulement quand le contour traverse une interface soudure-métal de base, présentant une très forte discontinuité de déformation plastique : cette dépendance est plus marquée lorsque la différence entre les limites élastiques de chaque région est importante, (cette situation signifie qu'il y a une discontinuité de la zone plastique).

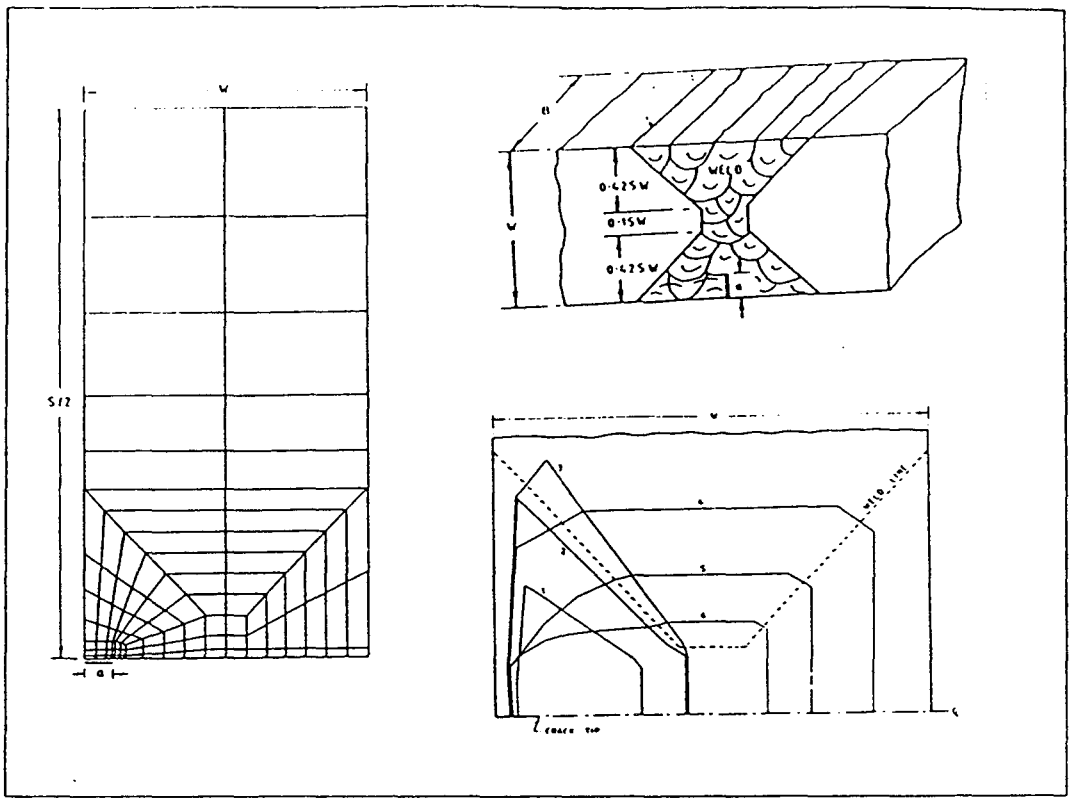


Figure A.25 : Contours d'intégration de l'intégrale J [A.70].

Afin d'étendre le dommaine d'application de l'intégrale J, proposée initialement dans le cas des matériaux homogènes, au cas des matériaux « multi-phases » (fig. A.26), D. WEICHERT et al [A.71-A.72] ont proposé une forme modifiée de l'intégrale de Rice :

$$J = \int_{\Gamma}\left(W dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} d\Gamma\right) - \int_{\Gamma_p}\left(W dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} d\Gamma\right) \qquad (A.36)$$

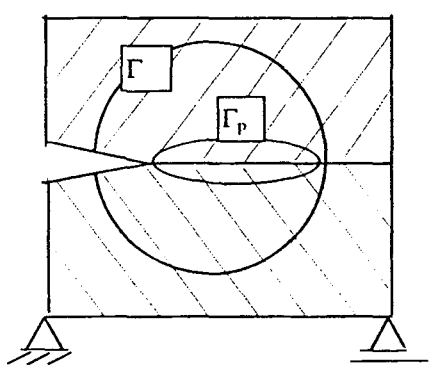


Figure A.26 : Contours d'intégration dans le cas d'un matériau hétérogène [A.70]

b) Effet de mismatching sur la température de transition.

L. DEVILLERS et al [A.80-81] ont évalué, à partir d'une étude numérique et expérimentale, l'influence du mismatching et de la largeur de la zone centrale sur la ténacité apparente en utilisant des éprouvettes de résilience présentant des zones hétérogènes. La figure (A.27), illustrant schématiquement l'influence de ces paramètres sur la courbe de transition intrinsèque, met en évidence les phénomènes suivants :

- L'augmentation du taux d'overmatching, pour une largeur constante de la zone centrale, diminue la température de transition (fragile-ductile).

- L'augmentation de la largeur de la zone centrale, dans le cas d'over-matching, génère une fragilisation et la température de transition (fragile-ductile) augmente. Tandis que, l'augmentation de la largeur de la zone centrale, dans le cas d' «under-matching », conduit à un effet inverse.

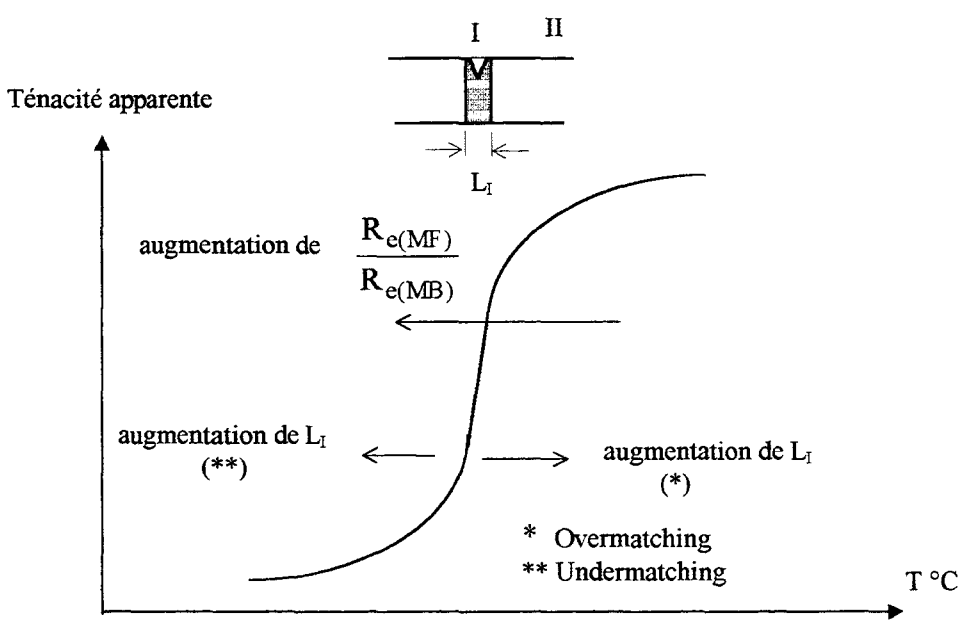


Figure A.27 : Influence de différents facteurs sur la ténacité apparente d'une éprouvette hétérogène sollicitée en flexion, d'après [A.80].

c)- Effet du mismatching sur les évolutions des paramètres J et CTOD :

M. T. KIRK et al [A.82] ont étudié l'influence de « mis-matching » sur les paramètres J et CTOD, en modélisant le joint soudé par une éprouvette du type « CCP » (plaque à fissure centrale de longueur 2a), dont la zone centrale de largeur « 2h » matérialise le MF, le reste correspond au MB. Leurs travaux ont permis de montrer que (fig.A.28) :

- Dans la partie élastique : le mis-matching n'a aucun effet sur les évolutions de J et du CTOD (le MB et le MF ont le même module d'Young E et le même coefficient de Poisson ν).

- Dans la partie plastique, la plasticité se développe essentiellement du côté du MF dans le cas d'under-matching ou du côté du MB dans le cas d'over-matching. L'effet du taux de mis-matching dépend alors du rapport « h/a ». En effet, lorsque la longueur de fissure « a » est très grande par rapport à la largeur « h » (a >> h), l'effet de la singularité l'emporte sur celui du taux de mis-matching M. En revanche, pour les fissures dites « courtes » (a/W faible), l'influence du taux « M » sur les évolutions de J et CTOD dépend principalement du rapport « h/a ». Lorsque h/a augmente, ces évolutions deviennent plus importantes dans le cas d'under-matching. A l'inverse, elles diminuent dans le cas d'over-matching, (fig.A.28).

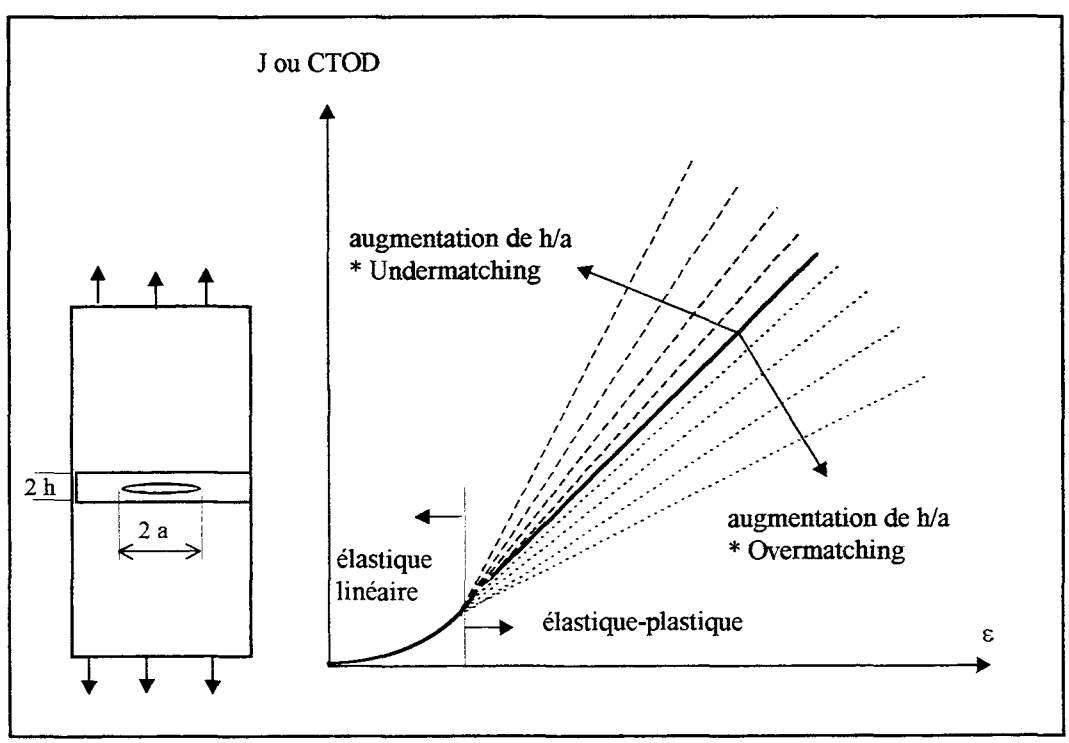


Figure A.28 : Effet de mismatching sur les évolutions des paramétre J et CTOD [A.82].

Pour le même type de géométrie, une méthode permettant de quantifier l'effet du mis-matching sur l'ouverture au fond de la fissure (CTOD) a été proposée par K.H. SCHWALBE [A.83-A.84]. Cette méthode, intitulée ETM-MM (Engineering Treatment Model - Mis-Matching), consiste à décrire un rapport δ_R des « forces actives de fissuration » (Crack-Driving-Force) par l'expression suivante :

$$\delta_R = \left[\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{e(MB)}}\right]^{\left(\frac{n_{(MB)}}{n_{(MF)}}-1\right)} M^{\left(1-\frac{1}{n_{(MF)}}\right)} \qquad \text{(A. 37)}$$

où

$\delta_R = \delta_{MF} / \delta_{MB}$, (δ_{MF} :CTOD dans le cas d'un joint soudé, δ_{MB} : CTOD pour MB),

n : coefficient d'écrouissage

M : le taux de mismatching $\quad M = \frac{\sigma_{e(MF)}}{\sigma_{e(MB)}}$

$(\varepsilon_e)_{MB}$: déformation élastique dans le cas du MB, corespondant à σ_e

ε : déformation corespondant à la contrainte appliquée

La relation (A.37) peut être apliquée à partir de $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{e(MB)}} = 1$ (dans le cas d'undermatching) et à partir de $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{e(MB)}} = M^{1/n_{(MB)}}$ (dans le cas d'overmatching). L'évolution de δ_R en fonction de la déformation relative appliquée $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{e(MB)}}$ est donnée schématiquement par la figure (A.29) , pour plusieurs valeurs du taux de mis-matching et plusieurs valeurs du rapport des coefficients d'écrouissage des 2 matériaux.

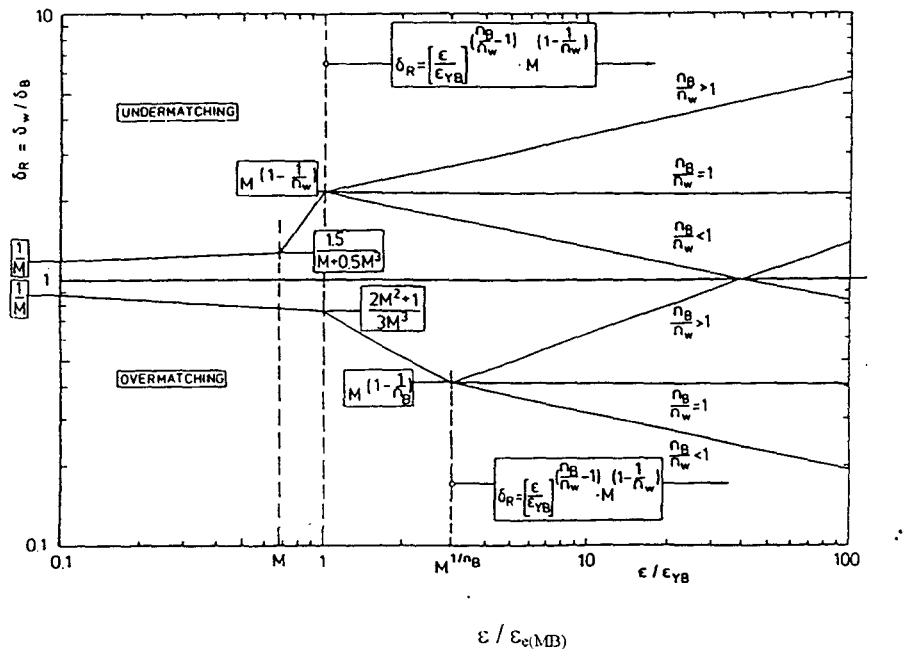


Figure A.29: Schématisation de la structure de la méthode ETM-MM, selon [A.83].

d)- Effet du mis-matching sur la corrélation entre J et CTOD :

J. JOCH et R. A. AINSWORTH [A.85-A.86], en utilisant la méthode des lignes de glissement et la méthode des éléments finis, ont étudié la corrélation[1] entre J et le CTOD pour plusieurs niveaux de mismatching ($M = \frac{\sigma_{e(MF)}}{\sigma_{e(MB)}} = 0.5$ à 1.5) (fig. A.30). La figure (A.31) montre l'évolution du coefficient $S = \frac{m_{(hétérogène)}}{m_{(homogène)}}$, pour chacun des niveaux de mismatching, en fonction

[1] dans le cas des éprouvettes homogènes, il existe une seule relation entre J et COD, donnée par :

$$J = m \cdot \sigma_e \cdot \delta$$

* Dans le cas hétérogène $\sigma_e = (\sigma_e)_{MF}$ [A. 85]

de la largeur relative (rapport de la largeur de la zone centrale h sur le ligament b, soit h/b) . Cette figure permet de tirer les remarques suivantes :

- plus le rapport de mismatching M augmente plus le coefficient m augmente aussi, pour une largeur relative (h/b) constante. Cela pose la question sur le critère qui présente le mieux la ténacité intrinsèque de la zone centrale.

- lorsque la largeur relative de la zone centrale (h/b) est grande (environ 1.2), le coefficient m est le même quel que soit le niveau de mismatching M, (m est égal à celui déterminé dans le cas homogène)

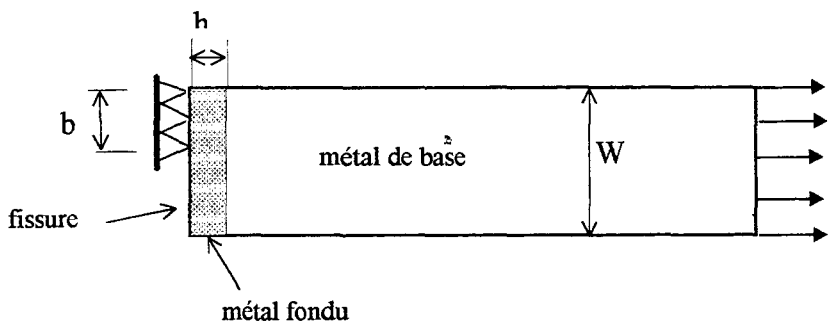


Figure A.30 : Géométrie de l'éprouvette.

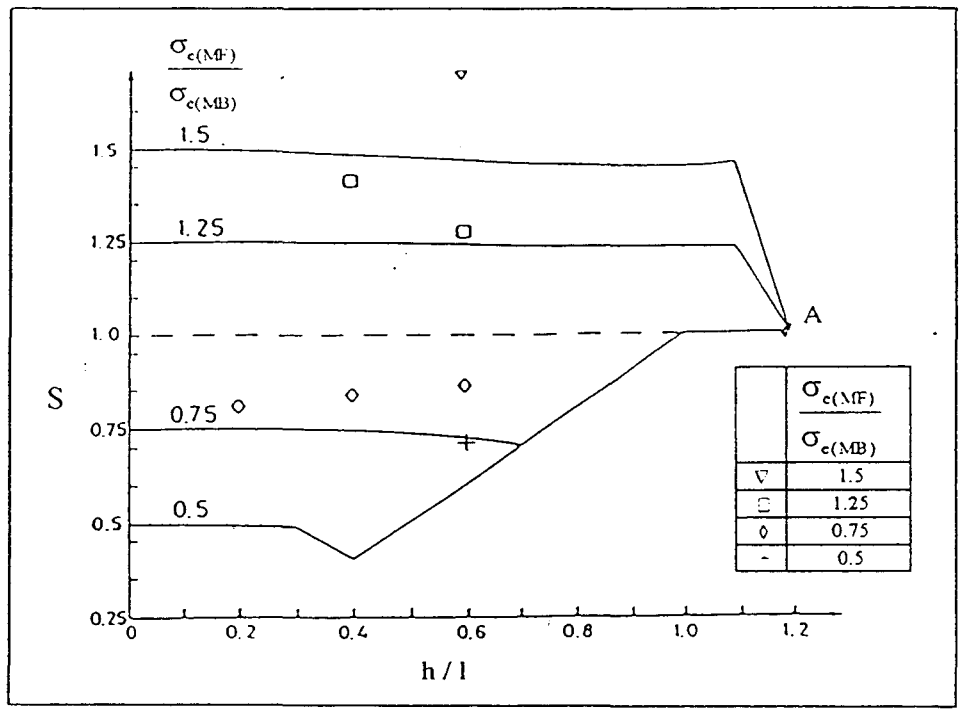


Figure A.31 : Evolution des valeurs du coefficient S en fonction de largeur de la zone centrale de l'éprouvette, (pour plusieurs niveaux de mismatching), d'après [A.63]

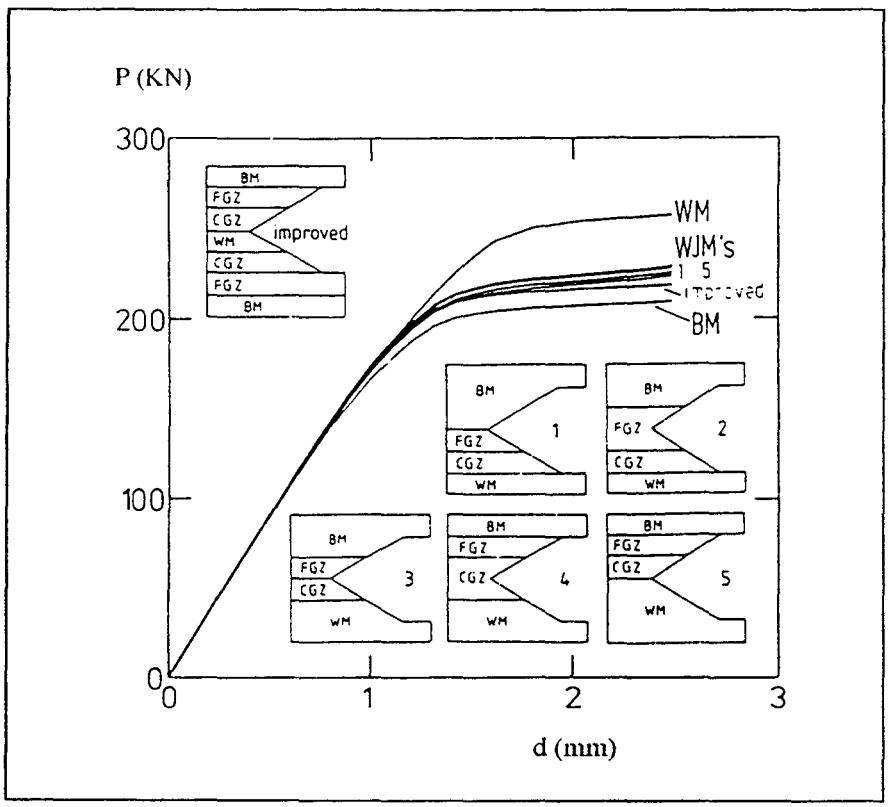
A. HEUSER et al [A.87], en utilisant une simulation numérique, ont effectué des calculs sur des éprouvettes CT dans le cas de plusieurs configurations :

- homogènes : MB et MF,
- hétérogènes : six modèles permettant de représenter un joint soudé, ayant un taux d'overmatching M = 1.24 (limite élastique égale à 614 MPa, pour le Métal Fondu et 493 MPa pour le MB).

Les résultats, illustrés par les évolutions de la charge en fonction du déplacement (fig. A.32), montrent que les courbes du MF et du MB donnent un rapport de « charge limite [1] » de 1.24 équivalent au taux d'overmatching (charge limite égale à 246 kN, pour MF et 198 pour MB). De même, on constate que toutes les configurations étudiées présentent presque le même comportement global. La différence entre ce dernier et le comportement du MB est faible par rapport à celui du MF. Cette remarque montre l'effet prépondérant du MB sur le

[1] on désigne par « charge limite » la valeur de la charge correspondant à la fin de la phase élastique linéaire de la courbe charge - dépacement.

comportement global (charges, paramètre J) d'un joint soudé présentant une situation d'overmatching. Et pourtant, les zones plastifiées au fond de la fissure, pour les différentes configurations, n'ont pas ni la même forme ni le même aspect. Ce qui montre que les comportements globaux dans le cas des joints soudés, ne prennent pas en compte le champs des contraintes et des déformations au fond de la fissure.



FigureA. 32 : comparaison du comportement global entre le MF, le MB et différentes modélisaions d'un joint soudé [A.64].

RESUME.

Cette partie bibliographique a mis en évidence la complexité de l'étude de la ténacité d'un joint soudé au vu de la multiplicité des paramètres qui interviennent en même temps. Elle a permis de montrer que le taux de mis-matching « M » ne permet pas à lui seul d'expliquer les phénomènes de la déchirure ductile. Plusieurs paramètres sont à prendre en considération : paramètres liés aux caractéristiques mécaniques des matériaux ((σ_e) et n), paramètres liés à la géométrie du joint soudé, paramètres liés à la géométrie de l'éprouvette ainsi que la longueur et la position du défaut.

En résumé, nous citons les principaux paramètres à prendre en considération :

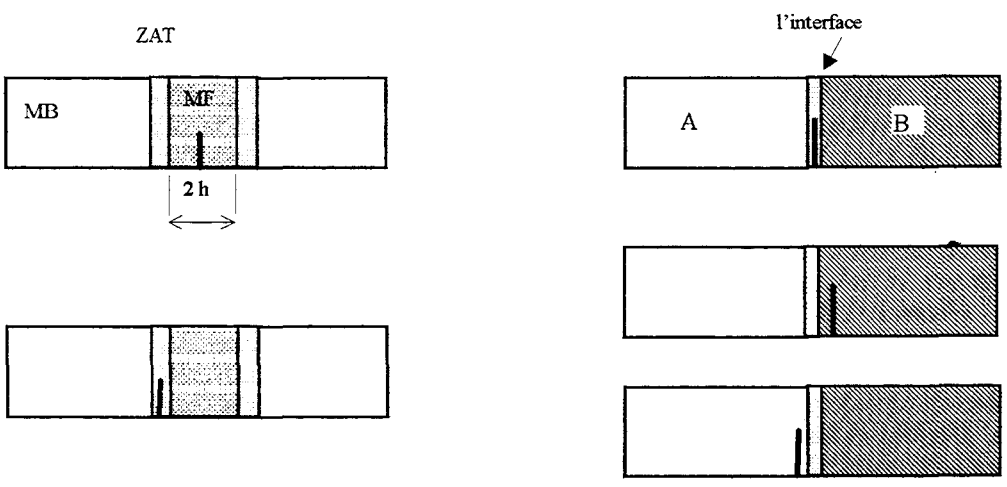
- Le taux de « mismatching » $M = \frac{\sigma_{e(MF)}}{\sigma_{e(MB)}}$
- Le rapport $\frac{n_{(MF)}}{n_{(MB)}}$, n étant le coefficient d'écrouissage.
- La ténacité de chaque matériau
- Le raport h/B , B étant l'épaisseur de l'éprouvette.
- h/(W-a), (W-a) étant le ligament non fissuré.

De même, nous présentons ci-dessous plusieurs modélisations permettant de décrire la situation d'un joint soudé, en utilisant une éprouvette du type SENB (Flexion 3 points), par exemple :

modélisations d'une éprouvette
de flexion 3 points

Modélisation Trimétal

Modélisation Bimétal



BIBLIOGRAPHIE.

[A.1]- D. FRANCOIS, A. PINEAU, A. ZAOUI, « Comportement mécanique des matériaux : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact », Editions HERMES, (1993).

[A.2]- J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE, « Mécanique des matériaux solides », Editions DUNOD, (1988).

[A.3] B. BARTHELEMY, « Notions pratiques de mécanique de la rupture », Editions EYROLLES, (1980).

[A.4] D. BROEK, « The pratical use of fracture mechanics », KLUWER ACADEMIC PUBLISHERS, (1989).

[A.5] D. CIOCLOV, « Mecanica ruperii materialerlor »Ed. Acad. Romanie, BUCAREST, (1977).

[A.6] R. W. HERTZBERG, « Deformation and fracture mechanics of engineering materials », Third Edition, John Wiley and Sons, Inc. (1989).

[A.7]- G.R. IRWIN, « Structural aspects of brittle fracture », Applied Materials Research, pp. 65-81, (Avril 1964).

[A.8] - G.R. IRWIN, « Analysis of stresses and strains near the end of the crack traversing a plate », Journal of Applied Mechanics, Vol 5, pp. 65-157, (Septembre 1957).

[A.9]- R. LABBENS, « Introduction à la mécanique de la rupture », Editions PLURALIS, (1980).

[A.10]- « Fracture : An advanced treatise », Edited by H. LIEBOWITZ, Academic press London, Vol. 3, (1971).

[A.11]- R. GAILLARD, D. BRYCKAERT, J.-P. DOUCET, H. GRANJON, « Aspect thermique et transformations. Ténacité sur éprouvettes et sur pleine épaisseur », Soudage et Techniques Connexes, Juillet (1978).

[A.12]- NORME AFNOR, « Détermination du facteur d'intensité de contrainte critique des aciers », A 03-180, (Février 1974).

[A.13] - J.R. RICE, « A path independent integral and the approximate analysis of strain, concentration by notches and cracks » , J. of Applied Mech., Transactions ASME, 35, pp. 379-386, (1968).

[A.14] - J.R. RICE, P.C. PARIS et J.G. MERKLE, « Some further results on J integral analysis and estimates », ASTM STP 536, pp. 213-245, (1978).

[A.15]- J. MASOUNAVE, C. BATHIAS, I. DICKSON, « Rupture-Contrôle-Sûreté », Editeurs scientifiques, (1985).

[A.16] - J.W. HUTCHINSON, « Plastic stress and strain fields at a crack tip », J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, pp. 337-347., (1968).

[A.17] - J.W. HUTCHINSON, « Singular behavior at the end of a tensile crack in a hardening material », J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, pp. 13-31, (1968).

[A.18] - J.R. RICE and G.F. ROSENGREN, « Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material », J. Mech. Phys. Solids, Vol. 16, pp. 1-12, (1968).

[A.19] - J.R. RICE, « Mathematical analysis in the mechanics of fracture », Edited by H. Liebowitz, -Academic press Fracture - Tome II - Ch. 3, (1968).

[A.20] - J.R. RICE and M.A. JOHNSON, « Inelastic behaviour of solids », Mc Graw Hill, (1970).

[A.21] - J.R. RICE and D.C. DRUCKER, « Plastic deformation in brittle and ductile fracture », Engineering Fracture Mechanics, Vol. 1, pp. 577-602., (1970).

[A.22]- R.H. DRINNON, A.S. KOBAYASHI, « J-Integral and HRR field associated with large crack extension », Engineering Fracture Mechanics Vol. 41, N° 5, pp. 685-694, (1992).

[A.23]- XIAO WEI, CHEN RONGHUA, « The J-Integral and its dominant region », Engineering Fracture Mechanics Vol. 42, N° 5, pp. 815-824, (1992).

[A.24]- G. PLUVINAGE, « Mécanique élastoplastique de la rupture », Editions Cepadues, (1989).

[A.25]- J. FERNANDEZ SAEZ, J. CHAO, J.M. AMO and J. DURAN, « Influence of the measurement errors of crack growth on fracture toughness evaluation. A monte carlo simulation », Engineering Fracture Mechanics Vol. 43, N° 2, pp. 287-295, (1992).

[A.26]- N.J.I. ADAMS and H.G. MUNRO, « A single test method for evaluation of J integral as a fracture parameter », Engineering Fracture Mechanics Vol. 6, pp. 119-132, (1974).

[A.27]- T. KANAZAWA, S. MACHIDA, M. ONOZUKA et S. KANEDA, « Etude préliminaire du critère de rupture par l'intégrale J », Soudage et Techniques connexes, pp.219-228, (Juin 1977)

[A.28]- G. SANZ, « La rupture des aciers, la mécanique de la rupture », IRSID, Tome 2.

[A.29]- K.H. SCHWALBE and B. NEALE, « A procedure for determining the fracture behaviour of materials-the unified fracture mechanics test method EFAM GTP 94 », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 18, No. 4, pp. 413-424, (1995).

[A.30]- E. SMITH, « The use of eta fractors to describe the J integral : The ASTM 1152 standard for the compact tension specimen », Engineering Fracture Mechanics Vol. 41, No. 2, pp. 241-246, (1992).

[A.31] - « Recommandations d'essais de mesure de résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (Essais J-Δa) » - Groupe Fragilité-Rupture, (1986).

[A.32] - J.D.G. SUMPTER, « Simple Jc estimation formulae for three-point bend specimens », Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol. 15, No. 11, pp. 1071-1080, (1992).

[A.33] - « Standard test method for J_{1c}, a mesure of fracture toughness » ASTM Standard, E 813-89 (1989).

[A.34] - G.P. GIBSON, S.G. DRUCE, C.E. TURNER, « Effect of specimen size and geometry on ductile crack growth resistance in a C-Mn steel », Internat. J. of Fracture 32, pp. 219-240, (1987).

[A.35]- ESIS, « Procedure for determining the fracture behaviour of materials », ESIS P2-92, January (1992).

[A.36]- H. GHFIRI, « Application de la mécanique de la rupture aux matériaux à comportement non linéaire », Thèse, Université des sciences et technologies de Lille, (1993).

[A.37]- A. AMROUCHE, « L'étude de la déchirure ductile : Application aux cordons de soudure », Thèse, Université des sciences et technologies de Lille, (1987).

[A.38]- F. NILSSON, J. FALESKOG, K. ZAREMBA and H. ÔBERG, « Elastic-plastic fracture mechanics for pressure vessel design », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 15, No. 1, pp. 73-89, (1992).

[A.39]- W.K. WILSON, « On the electrical potential analysis of a cracked fracture mechanics test specimen using the finite element method », Engineering Fracture Mechanics Vol. 18, N° 2, pp. 349-358, (1983).

[A.40] - K. H. SCHWALBE, B. HAYES, K. BAUSTIAN, A. CORNEC, R. GORDON, M. HOMAYUN and B. VOSS, « Validation of the fracture mechanics test method EGF P1-87D (ESIS P1-90/ESIS P1-92) », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 16, No. 11, pp. 1231-1284, (1993).

[A.41] - « Recommendations for determining the fracture resistance of ductile materials », ESIS P1-92, (1992).

[A.42]- British Standard, « Fracture mechanics toughness tests, Part 1. Method for determination of K_{IC}, critical CTOD and critical J values of metallic materials », BS 7448, Part 1, (1991).

[A.43]- P.W. BEAVER, M. HELLER, and T.V. ROSE, « Determinations of J_{IC} for 2024-T351 Aluminium alloy », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 10, No. 6, pp. 495-506, (1987).

[A.44] -E. HAIOUN, « Application de l'approche locale de la rupture à l'étude de la transition ductile-fragile dans l'Aciers 16MND5 », thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1986).

[A.45] - J.C. LAUTRIDOU, « Etude de la déchirure ductile d'aciers à faible résistance influence de la teneur inclusionnaire », thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1980).

[A.46]- H.J. KAISER, K.E. HAGEDORN, « Prediction of maximum load values of different sized CT-specimens using the J-R-Curve concept », 4th European Conference on Fracture, pp. 76-83, Austria, September (1982).

[A.47] - B. VOSS, J. G. BLAUEL, « Experimental determination of crack growth resistance curves », 4th European Conference on Fracture, pp. 47-56, Austria, September (1982).

[A.48] - S. G. DRUCE, « Effect of specimen geometry on the characterisation of ductile crack extension in C-Mn steel », 5th International Conference on Fracture pp. 843-854, France, (29 March- 3 April 1981).

[A.49] - H. J. KAISER and K. E. HAGEDRON, « The influence of specimen geometry on stable crack growth for a high strength steel », 5th International Conference on Fracture, pp. 855-862, France, (29 March- 3 April 1981).

[A.50] - J. CARLSSON, S. KAISER, K. MARKSTRÖM, C. WÜTHRICH and H. ÖBERG, « Experimental studies of stable crack growth » 5th International Conference on Fracture, pp. 863-869, France, (29 March- 3 April 1981).

[A.51] - R. ROBERTI, W. NICODEMI, G. M. LA VECCHIA, SH. BASHA, «Curve dependence on specimen geometry and microstructure in two Austenitic-Ferritic stainless steels », 10th Congress on Material Testing, pp. 158-165, Budapest, (1991).

[A.52] - B. MARANDET, G. PHELIPPEAU, G. ROUSSELIER « Effect of specimen size on J_{IC} for Ni-Cr-Mo rotor steel in the upper shelf region », 5th International Conference on Fracture, pp. 871-879, France, 29 March- 3 April (1981).

[A.53]- G. SANZ, « La rupture des aciers, la rupture fragile », IRSID, tome 2.

[A.54]- J.M. DORLOT, J.P. BAÏLON, J. MASOUNAVE, « Des matériaux », Editions de l'Ecole Polytechnique de Montréal, (1986).

[A.55]- D. FRANCOIS, A. PINEAU, A. ZAOUI, « Comportement mécanique des matériaux : Elasticité et plasticité », Editions HERMES, (1992).

[A.56]- J. BENARD, A. MICHEL, J. PHILIBERT et J. TALBOT, « Métallurgie générale », Editions MASSON, (1991).

[A.57]- P. BOCQUET, R. BLONDEAU, «Etude bibliographique du phénomène de vieillissement à partir des documents de CLI », CREUSOT-LOIRE INDUSTRIE, Centre de Recherches des Matériaux du Creusot, Rapport technique N° 88172- (Janvier 1989).

[A.58] - D. CROUZET, « Caractérisation mécanique de produits en acier au carbone manganèse pour tuyauteries du circuit secondaire principal des centrales à eau sous pression », 1ére partie : « Etude d'un tube en acier TU48C et d'un piquage en acier AF50-2B du circuit vapeur principal », Procès verbal HT43 PV 640 A du 7/10/88.

[A.59] - D. CROUZET, J.L. GUILLAUTEAU, « Caractérisation mécanique de produits en acier au carbone manganèse pour tuyauteries du circuit secondaire principal des centrales à eau sous pression. », 2ème partie : « Caractérisation mécanique du matériau constituant la butée fixe de la ligne 2 de la tranche 1 de la centrale de Feeenheimm. », Procès verbal HT43PVD649A du 13/4/88.

[A.60]- H. KONECZNY, « Corrélation entre la microstructure et les propriétés mécaniques de la ZAT obtenue en soudage multipasse », Thèse, Université des sciences et technologies de Lille, (1988).

[A.61]- S. DEBIEZ, « Synthèse de résultats d'études sur l'influence de différents facteurs affectant la ténacité des soudures multipasses en acier non allié », Soudage et Techniques Connexes, pp. 445-466, Novembre (1982).

[A.62]- M.L. VAN NASSAU, « Le soudage des aciers austénito-ferritiques au Cr-Ni-Mo », Soudage et Techniques Connexes, pp. 66-70, Janvier (1983).

[A.63]- H. GRANJON, G. MURRY, « Bases métallurgiques des modes opératoires de soudage (acier) », Soudage et Techniques Connexes, pp. 350-364, Septembre (1984).

[A.64]- M. DADIAN, « Contribution du soudage à la connaissance des phénomènes métallurgiques », Soudage et Techniques Connexes, pp. 323-346, Septembre (1985).

[A.65]- P. HORNET and C. ERIPRET, « Experimental J evaluation from a load-displacement curve for homogeneous and overmatched SENB or CCT specimens », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 18, No. 6, pp. 679-692, (1995).

[A.66] - R. M. DENYS, « Toughness requirements in transversely loaded welded joints-an evaluation based on wide plate testing », The Fracture Mech. of Welds, EGF Pub. 2 (Edited by J.G. BLAUEL and K.H. SCHWABLE), Mech. Engng. Pub., London, pp. 155-189, (1987)

[A.67]- M.C. BURSTOW and R.A. AINSWORTH, « Comparison of analytical, numerical and experimental solutions to problems of deeply cracked welded joints in bendig », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 18, No. 2, pp. 221-234, (1995).

[A.68]- M. TOYODA, « Fracture toughness evaluation of steel welds (Review part I) », Osaka University, Japan, (1988).

[A.69]- M. TOYODA, « Fracture toughness evaluation of steel welds (Review part II) », Osaka University, Japan, (1989).

[A.70] - J.D.G. SUMPTER, « Jc determination for shallow notch welded bend specimens », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 10, No. 6, pp. 479-493, (1987).

[A.71]- D. WEICHERT and M. SCHULZ, « J-integral concept for multi-phase materials », Computational Materials Science 1, pp. 241-248, (1993).

[A.72]- A. HADDI, « Formulation tridimensionnelle d'un critère de propagation de fissure dans les matériaux inhomogènes », Thèse, Université des sciences et technologies de Lille, (Mars - 1995).

[A.73]- M. TOYODA, C. THAULOW, J.G. BLAUEL, «Strength mis-matching and its influence on the performance of welded structures », Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. SCHWALBE and M. KOCAK), Mechanical Engineering Publications, London, pp.335-350. (1994).

[A.74]- M. TOYODA, F. MINAMI, C. RUGGIERI, C. THAULOW, and M. HAUGE, « Fracture property of HAZ-notched weld joint with mechanical », Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. SCHWALBE and M. KOCAK), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 399-415, (1994).

[A.75]- E. RANATOWSKI, « Analysis of the mechanical properties of undermatched weld joints », Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. SCHWALBE and M. KOCAK), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 387-397, (1994).

[A.76]- R. DENYS, A. LEFEVRE, P.E. KVAALE, and B. LIAN, « Effects of weld metal matching on the fracture behaviour of HAZ notched CTOD and wilde plate test specimens », Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. SCHWALBE and M. KOCAK), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 445-460, (1994).

[A.77]- J. HEALY, J. BILLINGHAM, J.P. CHUBB, R. JONES, and J. GALSWORTH, « The influence of relative weld metal / parent plate yield strength on the resultant fracture path in impact testing of very high strength welded steels », Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. SCHWALBE and M. KOCAK), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 789-807, (1994).

[A.78]- S. G. DRUCE, C. A. HIPPSLEY, and G. P. GIBSON, « Upper-shelf toughness of six submerged-arc weldmetals manufactured using linde 124 flux », The Fracture Mech. of Welds, EGF Pub. 2 (Edited by J.G. BLAUEL and K.H. SCHWABLE), Mech. Engng. Pub., London, pp. 1-18, (1987).

[A.79]- W. BURGET and J.G. BLAUEL, « Fracture toughness of welding procedure qualification and component welds tested in SENB and C-specimens », The Fracture Mech. of Welds, EGF Pub. 2 (Edited by J.G. BLAUEL and K.H. SCHWABLE), Mech. Engng. Pub., London, pp. 19-42, (1987).

[A.80] - L. DEVILLERS, D. KAPLAN, E. MAAS, « Aspects mécaniques de l'évaluation de la ténacité d'éprouvettes métallurgiquement hétérogènes », Rapport interne, pp. 2-32, Octobre (1985).

[A.81]- L. DEVILLERS, D. KAPLAN, J.P. JANSEN, « Aspects métallurgique et mécanique de la ténacité des zones affectées par la chaleur », IRSID, R.E. 1269, Avril (1986).

[A.82]- M.T. KIRK and R.H. DODDS, « Effect of weld strength mis-match on elastic-plastic fracture parameters for small tension loaded cracks », Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. SCHWALBE and M. KOCAK), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 369-385. (1994).

[A.83]- K.H. SCHWALBE, S. HAO, and A. CORNEC, « ETM-MM- The Engineering Treatment Model for Mis-Matched welded joints », Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. SCHWALBE and M. KOCAK), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 539-560. (1994).

[A.84]- S. HAO, A. CORNEC, and K.H. SCHWALBE, « On the crack driving force and constraint state in a mis-matched welded plate under tension », Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. SCHWALBE and M. KOCAK), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 561-571, (1994).

[A.85] - J. JOCH, R.A. AINSWORTH and T.H. HYDE, « Limit load and J-estimates for idealised problems of deeply cracked welded joints in plane-strain bending and tension », Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol. 16, N° 10, pp. 1061-1079, (1993).

[A.86] - J. JOCH and R.A. AINSWORTH, «Relationships between the J-Integral and the Crack Tip Opening Displacement for stationary cracks in weldments at plastic collapse », Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol. 17, N° 10, pp. 1175-1185, (1994).

[A.87]- A. HEUSER, R. TWICKLER, W. WAHL , « Experimental investigations of the failure behaviour of welded joints and its unmerical simulation by using elastic-plastic finite element calculations », The Fracture Mech. of Welds, EGF Pub. 2 (Edited by J.G. BLAUEL and K.H. SCHWABLE), Mech. Engng. Pub., London, PP. 97-124, (1987)

B

APPROCHE LOCALE DE LA DECHIRURE DUCTILE.

B.1- INTRODUCTION :

L'approche locale de la déchirure ductile est basée sur la connaissance des mécanismes microscopiques intervenant lors de ce type de rupture. L'utilisation de cette approche nécessite le choix d'un modèle adéquat mettant en évidence les diverses phases de la rupture ductile. Ce modèle s'exprime à partir des contraintes et des déformations à la pointe de fissure, calculées en utilisant la méthode des éléments finis. Il s'agit ensuite de confronter les paramètres locaux, obtenus par le modèle, avec leurs valeurs critiques, pour évaluer les conditions de propagation de fissure [B.1,2,3].

Dans ce paragraphe, nous présentons d'abord un bref rappel des mécanismes physiques conduisant à la déchirure ductile. Ensuite, nous exposons les principaux types de modèles :

- modèle basé sur un taux critique de croissance des cavités,
- modèle basé sur la mécanique des milieux continus endommageables.

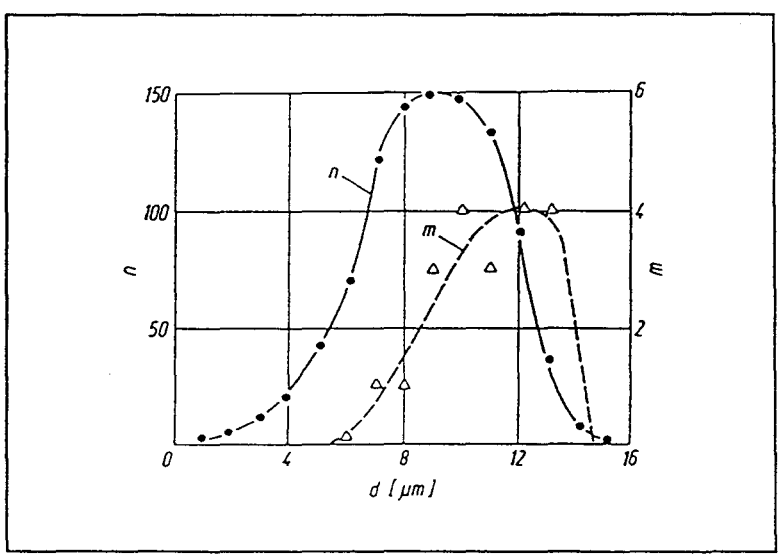
Enfin, nous développons quelques aspects statistiques intervenant lors de la rupture ductile.

B.2- Les mécanismes microscopiques de la déchirure ductile.

La déchirure ductile est un processus physique se produisant en trois phases essentielles (Fig. B.2), correspondant chacune à un phénomène physique spécifique [B.4,5,6] :

i) - Nucléation des cavités microscopiques :

La première phase de la rupture ductile correspond à la formation des cavités soit par décohésion de l'interface matrice-particule, soit par rupture de la particule (Fig : B.2) . Dans un même matériau, cette phase dépend de la nature, de la forme et de la taille des inclusions. En effet, les inclusions de plus grande taille semblent être les plus actives au niveau amorçage de cavités [B.7]. La figure (B. 1), présentant des résultats expérimentaux [B.8] dans le cas des alliages Aluminium-Silicium, permet de constater que les particules les plus grosses se fissurent en premier lieu et que la proportion de particules fissurées est plus faible si elles sont plus nombreuses.



* n nombre total de particules, m nombre de particules rompues

Figure B. 1 : Influence de la dimension d des particules sur leur rupture [B.8]

Les conditions de formation de cupules à partir de particules, ont donné lieu à l'élaboration de plusieurs critères. Ceux-ci peuvent être classées globalement en deux catégories basées sur :

- la notion de contrainte critique locale σ_c
- la notion de critère énergétique critique

Le tableau B.1 donne un récapitulatif, effectué par F. Mudry [B.9], des différents critères proposés.

AUTEURS	FORMULATION	TYPE DE CRITERE	EFFET DE TAILLE DES INCLUSIONS	OBSERVATIONS
Brown et Stobbs	$\varepsilon_{eq} > \frac{3\gamma_{aF}}{\mu B}$	critère énergétique	non	Calcul de dislocation F : le facteur de forme b : vecteur de Bürgers
Brown et Stobbs	$\sigma_c = \sigma_m + \alpha\mu\eta\sqrt{\frac{30b\varepsilon_{eq}}{r}}$ $\alpha \cong 1/7$	contrainte critique	oui : r est le rayon de l'inclusion	Calcul de dislocation. Le critère énergétique est atteint en 1er sauf pour des particules très petites
Tanaka , Mori Nakamura	$\varepsilon_{eq} \geq \left(\frac{B}{r}\right)^{1/2}$	critère énergétique	oui : r est le rayon de l'inclusion	Calculs de mécanique à partir de la théorie d'Eshel by B et delta sont des paramètres ne dépendant que de E et du coefficient de Poisson. Le critère énergétique n'intervient que pour les très petites inclusions.
Tanaka , Mori Nakamura	$\sigma_c = \sigma_m + \frac{E\varepsilon_{eq}^{pl}}{\delta}$	contrainte critique	non	
Argon, Im, Safoglu	$\sigma_c = \sigma_m + \sigma_{eq}$	contrainte critique	non	Particules rondes. Expression dérivée de calculs de mécanique des milieux continus
Argon	$\sigma_c = \sigma_m + k\,\sigma_{eq}$	contrainte critique	non, seul le rapport de forme intervient	Même calcul que précédemment pour des particules allongées
Argon, Im, Safoglu	expression complexe	contrainte critique	oui	Ce calcul prend en compte l'interaction entre particules pour des fractions volumiques supérieures à 0.05 environ
essai de synthèse	$\sigma_c = \sigma_m + f(\varepsilon_{eq}^{pl})$	contrainte critique		Le terme f( ) ne dépend que de la des particules pour de faible fractions volumiques.

Tableau B.1 : Liste des critères rendant compte de la décohèsion des inclusions [B.9].

ii) - Croissance des cavités :

Cette phase, purement mécanique, représente la plus grande part dans la durée de vie d'un matériau [B.10]. La plasticité du matériau permet l'expansion des micro-vides à partir des défauts précédemment formés. Il s'agit d'un problème complexe faisant intervenir à la fois les variations de forme des cavités ainsi que les changements de volume [B.11]. Les modèles permettant de calculer la croissance des cavités font l'objet du paragraphe suivant.

iii) - Instabilité entre cavités :

Le stade ultime de la rupture ductile est la coalescence des cavités. Les premiers modèles de rupture ductile supposent que les cavités croissent jusqu'à se toucher [B.7]. Ce critère, dans beaucoup de cas, surestime largement les déformations à la rupture des cavités. De plus, il a été observé dans de nombreux alliages métalliques [B.12 à 14] que les cavités atteignent un rayon critique inférieur à la distance qui les sépare. En fait, la coalescence des cavités se produit par rupture du ligament joignant les cavités, où la déformation est localement très importante. Cela peut se faire par divers mécanismes [B.15] : striction interne, cisaillement, formation d'une nappe de cavités secondaires entre les grosses cavités. L'étude, effectuée par Sun Tao Qing et al [B.16] sur les mécanismes de la rupture ductile dans le cas d'une fonte à graphite sphéroïdal ferritique, montre que l'augmentation de la triaxialité des contraintes contribue à la naissance des cavités secondaires beaucoup plus petites que les premières d'une part et prévilégie la coalescence par cisaillement, d'autre part. La tendance actuelle [B.14,17,18] est de considérer un taux critique de croissance des cavités $(R/R_0)_c$.

B.2.1. Modélisation de la déchirure ductile.

En toute rigueur, il s'agit là de trois phénomènes couplés pouvant survenir en même temps. En effet, une zone du matériau peut être le siège de la formation des cavités tandis qu'une autre zone, plus plastifiée, peut déjà être affectée par la coalescence des trous. Négligeant ce couplage en première approximation, on peut considérer ces phénomènes comme étant indépendants. La phase de croissance des cavités qui, occupe la majeure partie de la durée de vie du matériau, a fait l'objet de plusieurs études[B.19 à 23].

Dans cette partie, nous nous intéressons plus particulièrement à l'exposé de deux types de modélisations :

- modélisation basée sur la croissance des cavités, (McClintock, Rice-Tracey)
- modélisation basée sur l'endommagement, (Lemaître, Rousselier)

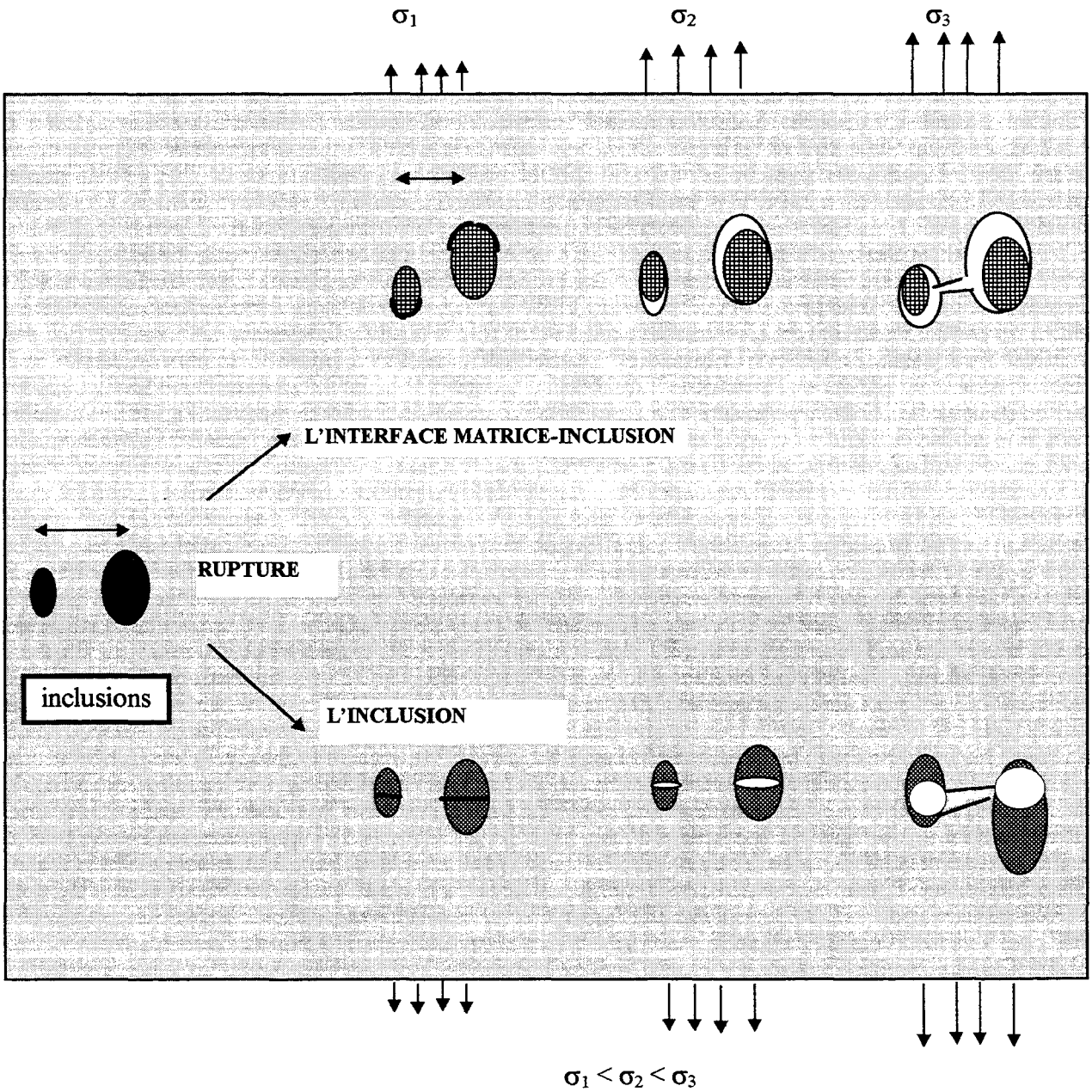


Figure B.2 : Les phases de la rupture ductile.

B. 3 - Modèles de croissance de cavités :

Ces modèles peuvent se différencier par :

- la géométrie de la cavité (cylindrique, sphérique, ou ellipsoïdale de révolution),
- la rhéologie de la matrice (allant du comportement newtonien au comportement rigide plastique),
- la méthode de résolution utilisée (méthode analytique ou principe variationnel).

B.3.1 - Modèle de Mc Clintock :

Mc Clintock [B.25] a étudié la croissance d'une cavité cylindrique de rayon R dans un matériau parfaitement plastique qui s'allonge dans la direction de l'axe de la cavité et qui est soumis à un chargement axisymétrique. La loi de croissance obtenue est donnée par :

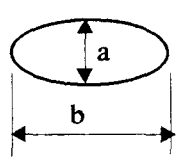
$$\frac{\dot{R}}{\dot{\varepsilon}^{p}_{eq} R} = -\frac{1}{2} + \frac{\sqrt{3}}{2} \sinh \frac{\sigma_m \sqrt{3}}{\sigma_{eq}} \qquad (B.1)$$

Cette loi a été étendue au cas d'une cavité ellipsoïdale dans un milieu tridimensionnel sous la forme [A.18] :

$$\frac{\dot{R}}{R} = \frac{\dot{\varepsilon}^{p}_{eq} \sqrt{3}}{2(1-n)} \sinh \frac{(1-n)\sigma_m \sqrt{3}}{\sigma_{eq}} \qquad (B.2)$$

où

- n : le coefficient d'écrouissage du matériau.
- R : le rayon moyen de la cavité ; R= (a+b)/2



Ce modèle prévoit que l'augmentation du coefficient d'écrouissage a donc tendance à ralentir la vitesse de croissance des cavités.

B.3.2- Modèle de Rice et Tracey :

Rice et Tracey [B.26] ont proposé un modèle de croissance des cavités développé dans le cas d'une cavité unique, de géométrie sphérique dans un matériau à comportement rigide parfaitement plastique, obéissant au critère de plasticité de Von Misès.

B.3.2.1- Définition du problème :

Soit une cavité sphérique de rayon R dans une matrice du volume V. La normale n, au bord de la cavité S_v, est orientée vers l'intériaur de celle-ci (fig. B.3). la matrice est sollicitée par un champ de vitesses de déformation imposé à l'infini $\dot{\varepsilon}_{ij}^{\infty}$,

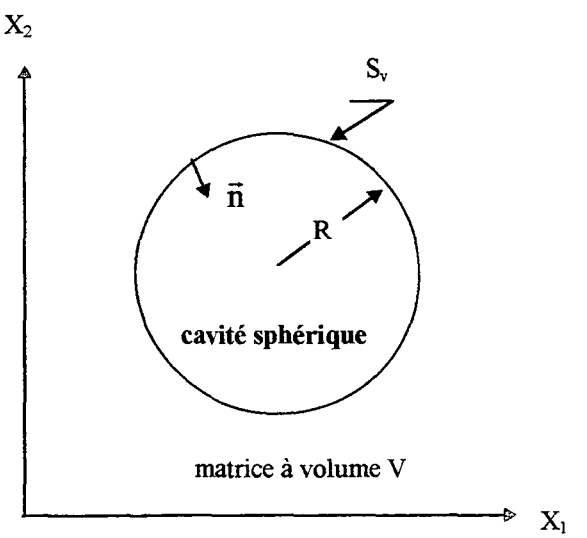


Figure B.3 : Cavité sphérique isolée.

Les équations qui permettent de résoudre le problème sont :

i) - équation d'équilibre : $\quad \operatorname{div} \sigma = 0 \qquad$ (B.3)

ii) - Les conditions aux limites

$$\sigma_{ij}\, n_j = 0 \qquad \text{sur} \qquad S_v \tag{B.4}$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2}(\dot{u}_{i,j} + \dot{u}_{j,i}) \quad \text{tend vers} \quad \dot{\varepsilon}^{\infty}_{ij} \quad \text{à l'infini} \tag{B.5}$$

iii) - l'incompressibilité de la matrice : $\dot{\varepsilon}_{ii} = 0$ (B.6)

B.3.2.2- La démarche :

On cherche à déterminer le champ de vitesses de déplacements $\dot{u}$ dans la matrice et plus précisément sa valeur au bord de la cavité. La méthode de calcul utilisée, pour résoudre le problème exprimant l'équilibre, est basée sur un principe variationnel. La recherche d'un champ de vitesses de déplacement $\dot{u}$, vérifiant les relation (B.5), (B.6), consiste donc à déterminer celui qui minimise la fonctionnelle suivante [B.27] :

$$Q(\dot{u}) = \int_v \left(\sigma^D_{ij}(\dot{\varepsilon}) - \sigma^{D\infty}_{ij}\right)\dot{\varepsilon}_{ij}\,dv - \sigma^{\infty}_{ij}\int_{S_v} n_i \dot{u}_j\,ds \tag{B.7}$$

où

σ^D est la partie déviatrice du champ des contraintes.

RICE et TRACEY ont proposé un champ de vitesses virtuel $\dot{u}$ sous une forme additive de trois champs :

i)- un champ vérifiant les conditions à l'infini, $\dot{\varepsilon}^{\infty}_{ij}\, x_j$

ii)- un champ sphérique symétrique correspondant uniquement à un changement de volume sans changement de forme d $\dot{u}^d_i$

iii)- un champ qui change la courbure de la cavité mais pas son volume F $\dot{u}^F_i$

$$\dot{u}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{\infty} x_j + d\,\dot{u}_i^d + F\,\dot{u}_i^F \qquad (B.8)$$

où

- d, F : des coefficients d'amplification.

Cela implique que la fonctionnelle $Q(\dot{u})$ est une fonction de F et d :

$$Q(\dot{u}) = Q(d, F) \qquad (B.9)$$

Plutôt que de minimiser $Q(\dot{u})$ par rapport aux deux paramètres des champs de vitesse $\dot{u}$ considérés, RICE et TRACEY ont préféré chercher les triplets formés par ces deux paramètres et le taux de triaxialité (caractérisant le chargement extérieur) qui annulent les dérivées de Q par rapport à ces deux paramètres [B.27]. On sait ainsi que Q est minimum pour chaque type de champ d'essai mais ce minimum n'est pas calculé, ce qui ne permet pas de classer les solutions obtenues. Rice et Tracey ont toutefois montré que la vitesse de croissance de la cavité, à taux de triaxialité fixe, le poids du terme de changement de volume est prépondérant devant celui du terme de changement de forme. Les résultats sont bien décrits par la relation suivante :

$$d(\mathrm{Ln}\,(R/R_0)) = C(\upsilon) \exp(1.5\ \sigma_m / \sigma_e)\, d\varepsilon_p \qquad (B.10)$$

où

- σ_m : contrainte normale moyenne.
- σ_e : limite élastique .
- $d\varepsilon_p$: accroissement de la déformation plastique.

avec $$C(\upsilon) = 0.279 + 0.04\ \upsilon \qquad (B.11)$$

où

υ est un paramètre dépendant de type de sollicitation

$\upsilon = -1$: compression simple (ou extension biaxial)

$\upsilon = +1$: extension simple (ou compression biaxial)

$\upsilon = 0$: cisaillement simple

Dans le cas correspondant à l'extension simple, on a : $\upsilon = + 1$

$$C(\upsilon) = 0.279 + 0.04 = 0.283 \qquad (B.12)$$

d'où la relation (B.10) peut s'écrire :

$$d\,(\mathrm{Ln}\,(R/R_0)) = 0.283 \exp(1.5\ \sigma_m / \sigma_e)\, d\,\varepsilon_p \qquad (B.13)$$

où

$$d\,\varepsilon_{eq} = \sqrt{2/3}\ de_{ij} \,.\, de_{ij} \quad \text{avec } de_{ij} = d\,\varepsilon_{ij} - (\varepsilon_{kk}/3) \,.\, \delta_{ij} \qquad (B.14)$$

(déviateur des déformations)

Un résultat essentiel du modèle de Rice et Tracey est donc de prédire, pour les cavités sphériques dans un milieu rigide - parfaitement plastique, une influence exponentielle du taux de triaxialité sur la vitesse de croissance.

Pour tenir compte de l'écrouissage, MUDRY [B.9] a proposé d'introduire la contrainte équivalente de VON MISES, ce qui l'a conduit à modifier la relation de RICE-TRACEY :

$$d\,(\mathrm{Ln}\,(R/R_0)) = 0.283 \exp(1.5\ \sigma_m / \sigma_{eq})\, d\,\varepsilon_{eq} \qquad (B.15)$$

B.3.2.3- Vérification expérimentale du Modèle de Rice - Tracey

La méthodologie de vérification expérimentale du Modèle de Rice - Tracey consiste à mesurer la croissance des cavités sur des éprouvettes cylindriques de traction entaillées circulairement ayant subies différents taux de déformation [B.28 à 30]. Cette méthodologie a été appliquée par :

- Marini et al [B.31], dans le cas des aciers frittés contenant des particules d'alumine de différents diamètres, servant à initier les cavités ($f_0 = 5.10^{-3}$ et 3.10^{-2}).
- Mudry [B.9] sur l'acier A 508 C1 3 (fraction volumique d'inclusions de sulfures de manganèse $f_0 = 3.10^{-4}$).

La figure B.4, montrant les taux de croissance mesurés en fonction de la triaxialité des contraintes, met en évidence le fait que :

- la loi de croissance est correctement modélisée par une dépendance exponentielle vis à vis du taux de triaxialité des contraintes, du type :

$$\mathrm{Ln}\left(\frac{R}{R_0}\right) = \alpha \varepsilon_{eq}^{p} \exp\left(\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \qquad (B.16)$$

La valeur β = 1.5 donnée par Rice - Tracey semble en bon accord avec les résultats expérimentaux de divers auteurs sur une plage de porosité allant de 3.10^{-4} à 3.10^{-2}. Par contre le coefficient α dépend fortement de la fraction volumique initiale de vides : plus la fraction volumique est grande, plus la valeur de α est importante et dans tous les cas sa valeur excède largement 0.283, donnée par Rice - Tracey. En extrapolant les résultats expérimentaux de Marini et al, Licht et Suquet [B.27] ont trouvé une valeur de 0.5 environ correspondant aux très faibles porosités. La différence constatée entre les valeurs expérimentales et théoriques du coefficient α est attribuée à l'effet des interactions entre inclusions voisines et/ou à la formation d'une seconde population de micro-cavités.

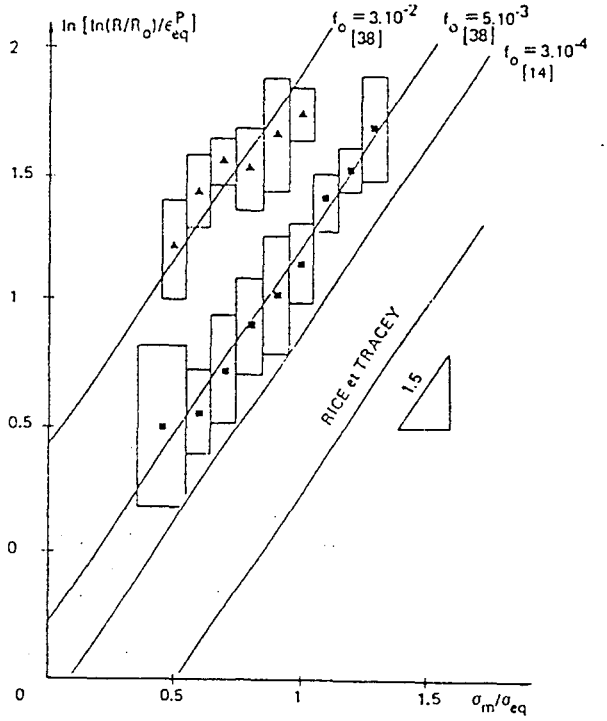


Figure B.4 : Vérification de l'expression du taux de croissance des cavités des aciers faiblement alliés forgé [B.9] et fritté forgé [B.31].

Il faut noter que ces divers modèles considèrent le cas d'une cavité isolée dans un milieu infini où les interactions entre trous et les effets de la porosité ne sont pas pris en considération [B.18,27].

B. 4 - Modèles de décohésion locale (endommagement) :

L'endommagement ductile résulte de la nucléation, de la croissance et de la coalescence de micro-cavités sous l'effet de grandes déformations plastiques (déformation plastique cumulée supérieure à 10 ou 50.10^{-2}).

La rupture est dictée par la loi de comportement du milieu qui présente, outre les phases élastiques, plastiques avec écrouissage ou non, une phase de radoucissement traduisant l'endommagement du matériau [B.32, à 34]. La contrainte décroît à partir d'un certain seuil de déformation ε_R. Les deux modèles présentés ci après (modèle de LEMAITRE, modèle de ROUSSELIER) s'appuient sur la Thermodynamique des milieux continus (voir annexe 2).

B.4.1- Modèle LEMAITRE [B.35] :

L'endommagement isotrope est représenté, dans ce modèle, par un paramètre scalaire D (D = 0 dans l'état non endommagé) qui traduit la dégradation du comportement du matériau. Ce paramètre est défini par la formule suivante :

$$D = \frac{S_D}{S} \qquad \text{(B.17)}$$

D = 1 correspond à l'élément de volume complètement rompu.

où

S : l'aire totale de la section d'un volume élémentaire constitué d'un matériau endommagé.

S_D : l'aire totale de l'ensemble des différentes porosités et fissure dans la même section.

Ce modèle se base sur les notions de :

- contrainte effective, introduite par Kachanov en 1958,
- l'hypothèse d'équivalence en déformation

a)- La contrainte effective est la contrainte rapportée à la section $\widetilde{S}$ qui résiste effectivement aux efforts. La surface résistante effective $\widetilde{S}$ de l'aire est la partie non endommagée de l'aire totale de la section :

$$\widetilde{S} = S - S_D = S\,(1 - D) \tag{B.18}$$

Dans le cas unidimensionnel, la contrainte effective est donnée donc par la formule suivant :

$$\widetilde{\sigma} = \frac{F}{\widetilde{S}} = \frac{F}{S}\frac{S}{\widetilde{S}} = \frac{\sigma}{(1-D)} \tag{B.19}$$

$\widetilde{\sigma} = \sigma$ pour un matériau vierge

De la même manière, dans le cas tridimensionnel d'un endommagement isotrope, le tenseur contrainte effective s'écrit :

$$\widetilde{\sigma} = \frac{\sigma}{(1-D)} \tag{B.20}$$

b)- L'hypothèse d'équivalence en déformation suppose qu'Il suffit de remplacer, dans les lois de comportement du matériau vierge, la contrainte usuelle par la contrainte effective pour obtenir le comportement d'un matériau endommagé (fig. B.5).

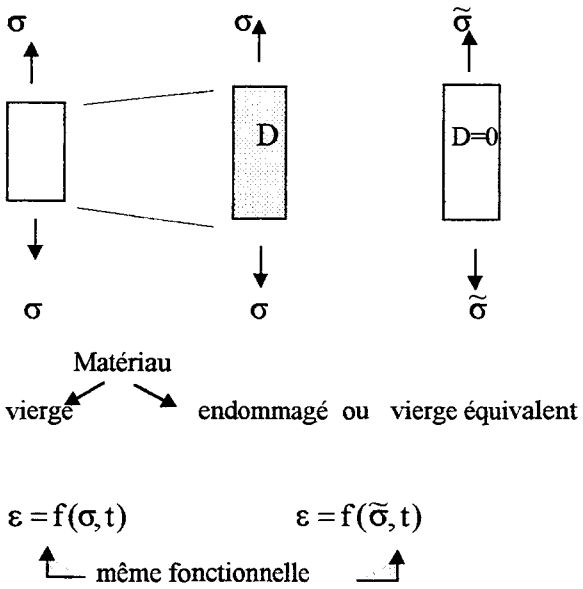


Figure B.5 : contrainte effective et équivalence en déformation

Le découplage entre l'élasticité et la plasticité permet d'écrire le potentiel énergie libre sous forme additive :

$$\psi = \psi_e(\varepsilon^e, D) + \psi_p(p) \qquad (B.21)$$

$\psi_e(\varepsilon^e, D)$: potentiel élastique endommageable.

L'hypothèse d'équivalence permet d'écrire le comportement élastique du matériau endommagé sous la forme :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} = \mathbb{L}\,\varepsilon^e \quad (\mathbb{L} : \text{tenseur d'élasticité}) \qquad (B.22)$$

ce qui conduit à un potentiel élastique endommageable $\psi_e(\varepsilon^e, D)$ exprimé par la relation suivante :

$$\psi_e = \frac{1}{2\rho} \mathbb{L}\, \varepsilon\, \varepsilon\, (1\text{-}D) \qquad (B.23)$$

En utilisant la relation (Annexe 2) définissant les lois d'état, on trouve :

$$Y = \rho \frac{\partial \psi}{\partial D} = -\tfrac{1}{2}\, \mathbb{L}\, \varepsilon\, \varepsilon \qquad (B.24)$$

Cette forme, de la variable Y associée au variable d'endommagement D, est facilement identifiable à l'énergie de déformation élastique qui est donnée par :

$$W^e = \tfrac{1}{2}\, \mathbb{L}\, \varepsilon\, \varepsilon\, (1 - D) \qquad (B.25)$$

l'énergie de déformation élastique peut s'écrire aussi sous la forme suivante :

$$W^e = -\frac{\sigma_{eq}^2}{2E(1-D)}\left[\frac{2}{3}(1+\upsilon) + 3(1-2\upsilon)\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)^2\right] \qquad (B.26)$$

où

σ_{eq} : contrainte équivalente

σ_m : contrainte normale moyenne.

E : module d'Young

ν : coefficient de Poisson

En identifiant les relations (B.24) et (B.25), on obtient :

$$Y = -\frac{W^e}{(1-D)} \qquad (B.27)$$

En remplaçant l'énergie de déformation élastique par sa formule developpée (B.26), l'expression de Y prend la forme :

$$Y = -\frac{\sigma_{eq}^2}{2E(1-D)^2}\left[\frac{2}{3}(1+\upsilon)+3(1-2\upsilon)\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)^2\right] \tag{B.28}$$

Par ailleurs, le potentiel plastique est supposé être de la forme :

$$F = \left(\frac{\sigma_D}{1-D}\right)_{eq} - R - \sigma_y + F_D(y) \tag{B.29}$$

$$F_D(y) = \frac{y^2}{2S(1-D)} H(P - P_D) \tag{B.30}$$

La loi complémentaire, donnant l'évolution de la variable D, peut être obtenu par :

$$\dot{D} = -\frac{\partial F}{\partial \overline{Y}}\dot{\lambda} \tag{B.31}$$

$$\dot{D} = \frac{\overline{Y}\dot{P}}{S} = \frac{\sigma_{eq}^2 R_\upsilon \dot{P}}{2ES(1-D)^2} \quad \text{si } P \geq P_D \tag{B.32}$$

Le modèle se présente sous la forme d'une loi d'évolution (B.32) où interviennent des coefficients caractéristiques du matériau et des grandeurs issues (ou calculées à partir) du calcul par éléments finis.

Connaissant l'histoire des contraintes et des déformations relatives à un élément de volume donné d'une structure, les lois d'endommagement fournissent, par intégration dans le temps, l'évolution de l'endommagement jusqu'à l'amorçage de la fissure macroscopique. On détermine ainsi le temps correspondant à l'amorçage d'une telle fissure au point le plus sollicité de la structure.

B.4.2- Modèle de ROUSSELIER :

Pour décrire le comportement ductile du matériau endommagé, ROUSSELIER a choisi un potentiel thermodynamique et un potentiel plastique sous la forme la plus simple possible [B.18, 36 à 39]. Les variables choisies, dans ce modèle, sont présentées dans le tableau B.2.

variable interne		variable associée
variable d'écrouissage	p	P
variable d'endommagement	β	B

Tableau B.2 : Les variables choisies dans modèle de ROUSSELIER.

Les hypothèses du modèle sont les suivantes [B.40] :

H_1- le modèle est défini dans le cadre des matériaux standards généralisés (Annexe 2).

H_2- l'écoulement plastique et l'endommagement du matériau sont des transformations isothermes.

H_3- l'écrouissage et l'endommagement du matériau sont isotropes. Les variables internes d'écrouissage P et d'endommagement β sont donc des scalaires.

H_4-Le potentiel thermodynamique $\psi(\varepsilon^e, p, \beta)$ est de la forme :

$$\psi = \psi_e(\varepsilon^e) + \psi_p(p) + \psi_\beta(\beta) \tag{B.33}$$

Cette forme suppose qu'il n'y a pas de couplages entre l'élasticité, le durcissement et l'endommagement du matériau. Les variables associées P, B (lois d'état) sont donnés par :

$$P = -\frac{\partial \psi}{\partial p} = P(p) \qquad \text{et} \qquad B = -\frac{\partial \psi}{\partial \beta} = B(\beta) \tag{B.34}$$

Le potentiel plastique F est mis sous la forme suivante :

$$F = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} - R(p) + D.B(\beta)\exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho\sigma_1}\right) \tag{B.25}$$

avec

$$\rho = \frac{1}{\left[1 - f_0 + f_0 \exp(\beta)\right]} \tag{B.26}$$

$$B(\beta) = \sigma_1 f_0 \exp(\beta)\ \rho(\beta) \tag{B.27}$$

où

$R(p) = - P(p)$: relation de comportement du matériau

ρ : densité relative du matériau obtenue en divisant la densité du matériau en état endommagé par sa densité à l'état initial, $\rho = 1$ dans le cas du matériau non endommagé

f_0 : fraction volumique initiale de cavités

σ_1 : la résistance de la matrice à la déchirure ductile

D : un paramétre indépendant du matériau, la valeur D = 2 est souvant retenue (à ne pas confondre avec la notion utilisée dans modèle de Lemaitre pour la variable d'endommagement)

* Les lois complémentaires sont :

$$\dot{p} = \lambda\frac{\partial F}{\partial P} = \lambda \tag{B.28}$$

$$\dot{\beta} = \lambda\frac{\partial F}{\partial B} = \lambda\ D\ \exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho\sigma_1}\right) \tag{B.29}$$

σ_1 , D et f_0 sont les 3 paramètres de ce modèle

Pour des cavités de forme quelconque et de volume moyen $4\pi R^3/4$ dans une matrice incompressible ; on montre facilement que la fraction volumique de cavités f est telle que :

$$\frac{\dot{f}}{f(1-f)} = 3\frac{\dot{R}}{R} \tag{B.30}$$

D'autre part, la masse volumique est donnée par :

$$\frac{\rho}{\rho_0} = \frac{1-f}{1-f_0} \tag{B.31}$$

ce qui permet, en appliquant le principe de « simplicité », d'obtenir finalement :

$$3\frac{\dot{R}}{R} = D\,\dot{\varepsilon}^{p}_{eq}\,\exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho\sigma_1}\right) \tag{B.32}$$

En supposant :

$$D = 3 * 0.283\,, \quad \rho = 1 \quad \text{et} \quad \sigma_1 = 2/3\,\sigma_y \tag{B.33}$$

on retrouve, la formule de RICE-TRACEY (voir § B.3.2.2).

B.5- Approche probabiliste et microscopique de la déformation ductile :

En réalité, la distribution des inclusions n'est jamais homogène et c'est la (ou les) zone (s) où la fraction volumique locale est la plus importante qui constitue la partie de la structure où il y a plus de risque de ruine. Cet aspect statistique des répartitions est tout à fait fondamental pour comprendre les phénomènes de coalescence des cavités. A titre d'exemple, les études inclusionnaires, effectuées par LAUTRIDOU [B.14] et BATISSE [B.40], montrent respectivement que :

- dans le cas d'un acier SA508, la distribution des inclusions par unité de surface suit la loi de Poisson.

- pour l'acier 16 MND5, les teneurs initiales en cavités sont distribuées suivant une loi Log Normale

De plus, dans le cas des matériaux laminés, les inclusions sont orientées suivant la direction du laminage. Cette morphologie des inclusions a une incidence importante sur l'anisotropie de l'endommagement initial du matériau. La teneur initiale en cavités est alors liée à la direction du chargement (fig. B.6). C'est pour cette raison, que la ténacité d'un matériau varie selon l'orientation (Long L, Travers T, Travers Court TC) (fig. B.7). Pour un acier A48 à 300°C, la ténacité $J_{0.2}$ est égale à 85 kJ/m^2 dans le sens long et 27 kJ/m^2 dans le sens travers court, selon [B.41]. L'utilisation de la fraction volumique d'inclusions ou encore de leur espacement moyen, pour caractariser l'état inclusionnaire, ne tient pas compte ni la distribution des inclusions ni de leur morphologie. Il est donc nécessaire de :

- connaître la distribution des teneurs initiales en cavités
- bien choisir le paramètre caractéristique de l'état inclusionnaire.

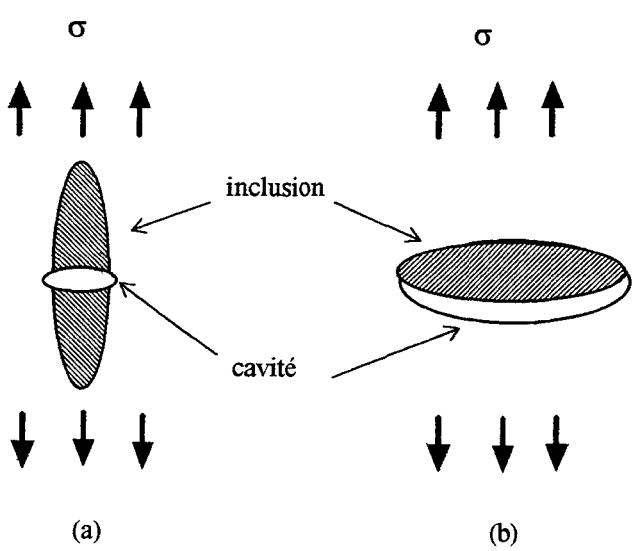


Figure B.6 : Influence de la direction de chargement par rapport à l'orientation de l'inclusion sur la fraction initiale de cavités.

a) - la direction de chargement est parallèle à l'orientation de l'inclusion

b) - la direction de chargement est perpendiculaire l'orientation de l'inclusion

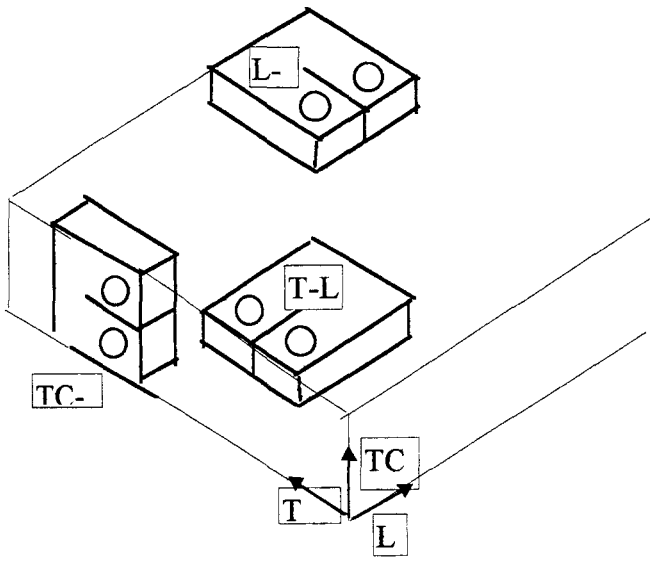


Figure B.7 : Désignation des sens de prélèvement
- la première lettre désigne la direction de traction
- la deuxième lettre désigne la direction de propagation de la fissure

a)- **Comparaison du CTOD expérimental avec la distance inter-inclusionnaire.**

L'étude expérimentale, effectuée par LAUTRIDOU [B.14] sur l'acier SA508, a mis en évidence que la valeur du $(CTOD)_c$ à l'amorçage est sensiblement plus faible, dans le cas d'une éprouvette CT30 prélevée en travers-court, (0.125 mm environ) que dans le sens long (0.21 mm environ). Afin de illustrer l'influence des inclusions sur la différences observée entre les valeurs du $(CTOD)_c$ selon le sens de prélèvement, il a choisi un paramètre λ qui est la distance interinclusionnaire mesurée dans un plan perpendiculaire au front de la fissure :

$$\lambda = \frac{1}{2\sqrt{N_A}} \tag{B.34}$$

où

N_A : nombre d'inclusions par unité de surface, sur trois sections perpendiculaires pour chaque matériau. En comparant les différentes valeurs de λ, ainsi obtenues, aux valeurs expérimentales du $(CTOD)_c$, il trouvé que le $(CTOD)_c$ est pratiquement égal à la distance interinclusionnaire λ (fig. B.8).

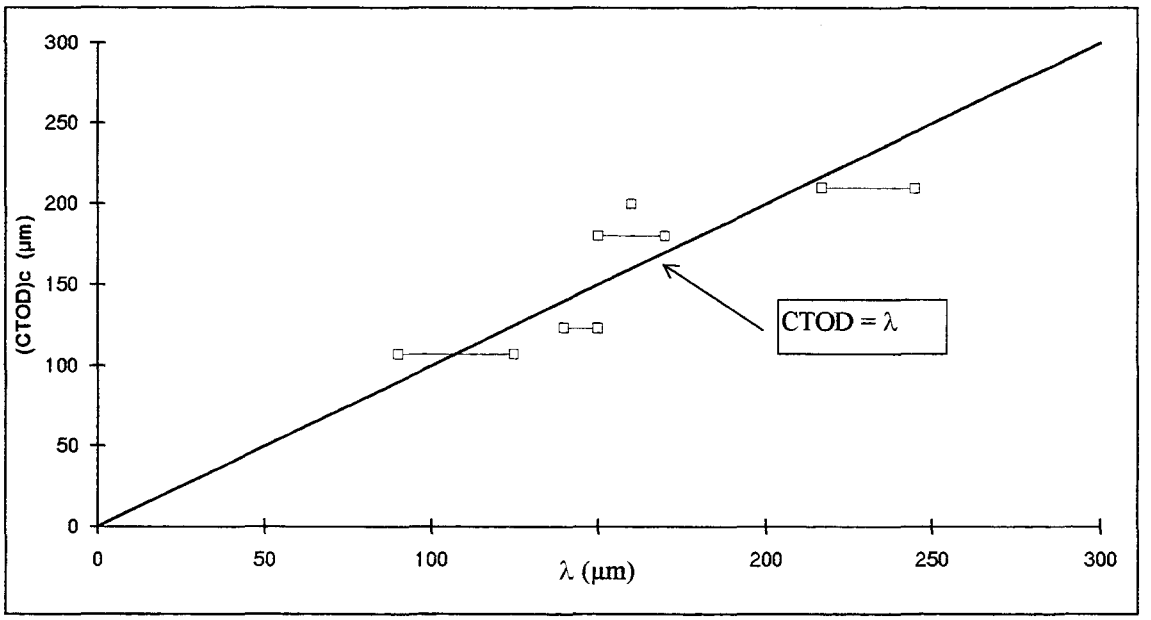


Figure B.8 : Comparaison du COD expérimental avec la distance inter-inclusionnaire λ [B.14].

b)- Choix de $(R/R_0)_c$

F. MOUSSY [B.42] a mis en évidence que la valeur critique de $(R/R_0)_c$ (fig. B.9) :

- décroît avec le taux de triaxialité
- dépend fortement du sens de prélèvement

Afin de tenir compte du sens de prélèvement (l'anisotropie du matériau), DEVAUX et al [B.41] proposent de calculer $(R/R_0)_c$ à partir de la fraction volumique d'inclusions dans le sens considéré $f_{0,\,L}$. En effet, cette dernière peut être très différente par rapport à la fraction volumique moyenne f_0. Elle est donné par :

$$f_{0,L} = f_0 \frac{N_L}{N_T + N_{TC}} \qquad (B.35)$$

où $N_{i\,(i=L,\,T,\,TC)}$ est le nombre d'inclusions selon les différentes sens.

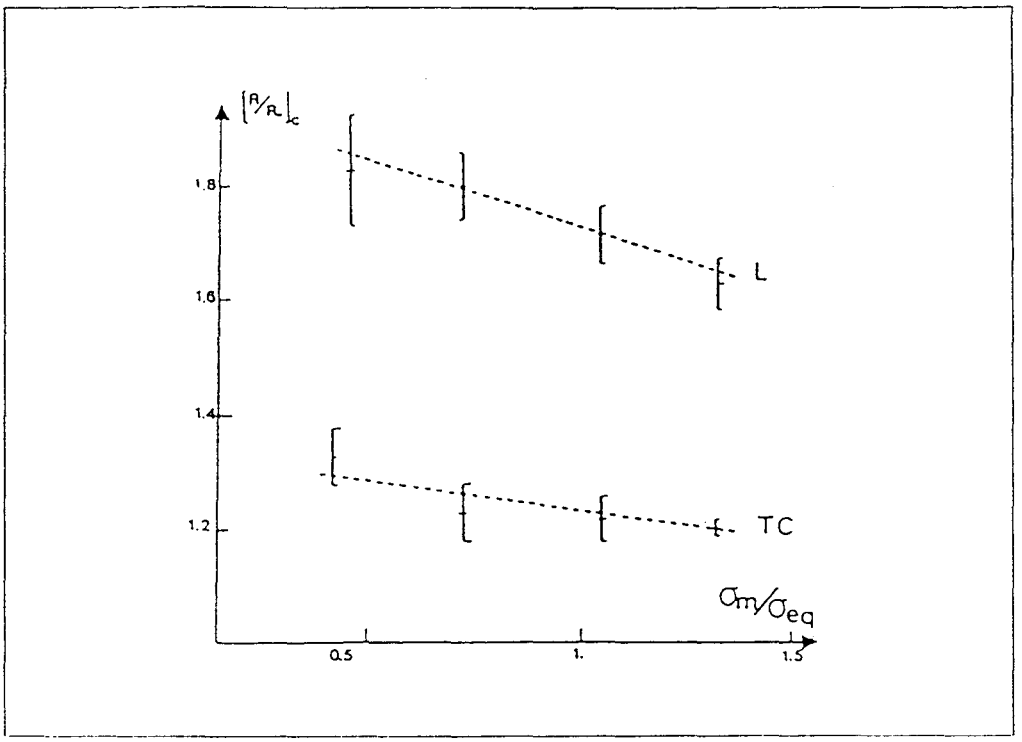


Figure B.9 : L'évolution de la croissance critique des cavités en fonction de la triaxialité et du sens de prélèvement [B.42].

c) - Modèle de ténacité d'un matériau ductile basé sur la distribution locale critique de la déformation

Ce modèle a été proposé par CIOCLOV et al [B.43]. Il consiste à établir la ténacité d'un matériau en partant d'une description microscopique au macroscopique. Le modèle suppose que :

- les cavités sont des formes sphériques, à l'état initial
- la distribution des inclusions est régulière selon un motif cubique (fig. B.10)
- sous l'action d'un champ de contraintes uniaxiales, les cavités se développent en formes ellipsoïdales allongées dans la direction du chargement.
- le comportement du matériau est régi par la loi de Ludwick : $\tilde{\sigma} = k\tilde{\varepsilon}^n$, où k et n sont des constantes du matériau
- la croissance des cavités s'effectue d'une façon exponentielle en fonction de la déformation plastique :

$$\frac{b}{R_0} = \exp\left(\alpha\tilde{\varepsilon}\right) \tag{B.36}$$

où R_0 est le rayon initiale des sphéroïdes, b est la grandeur de l'axe supérieur du volume ellipoïdale des cavités et α est le paramètre de croissance des cavité.

- la distribution des déformations entre deux inclusions est celle donnée par MESMACQUE [B.44] (fig.B.11). A une distance x , la déformation est donnée par :

$$\tilde{\varepsilon}_x = \frac{\tilde{\varepsilon}_{max}}{1 + Ax} \tag{B.37}$$

où A est une constate du matériau

- à la rupture, la déformation plastique s'approche de la valeur limite qui marque le début de l'écoulement plastique instable, c'est-à-dire $\tilde{\varepsilon} = \beta n$. β est le coefficient de correction de la triaxialité.

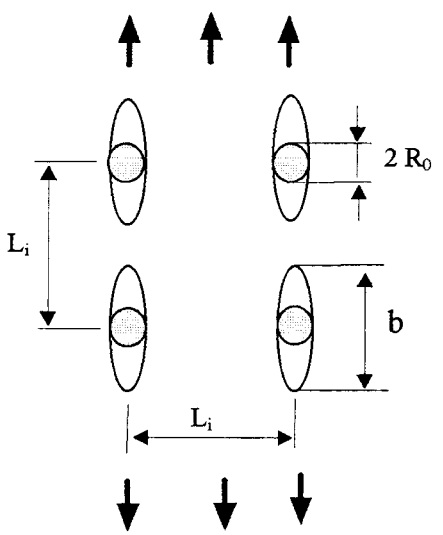


Figure B.10 : Schéma de la formation des cavités à partir de particules sphériques, distribuées selon un motif cubique.

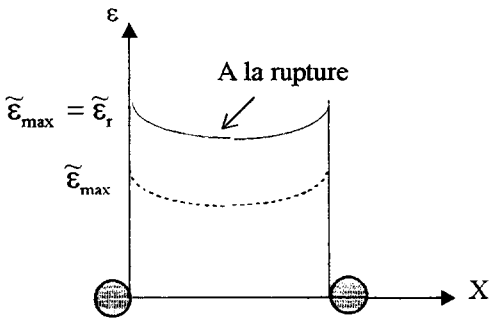


Figure B.11 : Distribution critique des déformations au voisinage des inclusions.

En effet, la ténacité est définie par une valeur de la densité locale d'énergie de déformation par unité d'aire rompue. Par extension, elle est aussi appelée J_{IC} .

$$J_{IC} = \frac{\delta U_C}{\delta A_C} \tag{B.38}$$

où

i)- δA_C est l'accroissement de la superficie à la rupture :

$$\delta A_C \approx 2\pi R_0 b_r \tag{B.39}$$

où b_r est la grandeur de l'axe supérieur du volume ellipoïdale à la rupture des cavités.

ii)- δU_C est l'énergie de déformation dissipée dans un volume inter-inclusionnaire élémentaire de volume $V = l_i^3$ (l_i est la distance inter-inclusionnaire) :

$$\delta U_C = \int_0^{\tilde{\varepsilon}_{moy}} \int_V \tilde{\sigma}\, d\tilde{\varepsilon}\, dv \tag{B.40}$$

où

-$\tilde{\varepsilon}_{moy}$: la déformation moyenne sur le ligament inter-inclusionnaire

Le développement des relations B.38 à 40, permet d'écrire finalement :

$$J_{IC} = \frac{2kR_0}{\pi(n+1)} \left[\frac{\beta n \tilde{\varepsilon}_r \, Ln\left(\frac{\tilde{\varepsilon}_r}{\beta n}\right)}{\tilde{\varepsilon}_r - \beta n} \right]^{n+1} Exp\left[-\alpha \tilde{\varepsilon}_r\right] \left(\frac{l_i}{2R_0}\right)^3 \qquad (B.41)$$

La ténacité, exprimée par ce modèle, est donc fonction des paramètres :

- locaux comme la taille initiale des sphéroïdes R_0 et la distance inter-inclusionnaire l_i
- globaux comme les coefficients de la loi Ludwick n, k et la déformation à rupture $\tilde{\varepsilon}_r$

En considérant les paramètres R_0 et l_i qui sont des facteurs à forte variablilité statistique, le modèle déterministe peut prendre une dimension probabiliste.

CONCLUSION

Dans ce paragraphe, nous avons présenté essentiellement deux types de modèles proposés pour la phase de croissance des cavités :

- modèle basé sur un taux critique de croissance des cavités, (Modèles : McClintock, Rice-Tracey)

- modèle basé sur la mécanique des milieux continus endommageables (Modèles : Lemaitre, Rousselier).

A partir de cette étude bibliographique, nous avons opté pour l'utilisation du modèle de Rice - Tracey pour effectuer ultérieurement l'étude de la déchirue ductile basée sur une approche locale. En effet, ce modèle, établi pour des cavités sphériques dans un milieu rigide - parfaitement plastique, stipule une influence exponentielle du taux de triaxialité sur la vitesse de croissance. Cet effet de triaxialité des contraintes a été vérifiée tant sur le plan théorique que sur le plan expérimental par la relation suivante :

$$\mathrm{Ln}\left(\frac{R}{R_0}\right) = \alpha\, \varepsilon_{eq}^{p}\, \exp\left(\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)$$

avec $\beta = 1.5$ et est un facteur qui dépend fortement de la fraction volumique initiale des vides ($\alpha = 0.283$, valeur usuellement utilisée).

Ce type de modèle est simple à utiliser car il nécessite la détermination d'un seul paramètre $(R/R_0)_c$.

Par ailleurs, l'aspect stastistique des répartitions des inclusions et l'effet de leurs orientations sur les paramètres de ces modèles présentent un grand intérêt et doivent être pris en considération lors de la modélisation.

BIBLIOGRAPHIE (I-B)

[B.1]- D. FRANCOIS, «Evolutions en mécanique de la rupture. Approches globales, approches locales », La Revue de Métallurgie, pp. 181-186, Février (1995).

[B.2]- F. MUDRY, « Introduction au thème : mécanique de la rupture des matériaux », La Revue de Métallurgie, pp. 173-179, Février (1995).

[B.3]- G. PLUVINAGE, « Mécanique élastoplastique de la rupture », Editions Cepadues, (1989).

[B.4]- G. MESMACQUE, « Développement et adaptation d'un modèle théorique de rupture ductile, en vue de son application à l'étude de la ductilité des aciers à teneur inclusionnaire contrôlée », Editions MASSON, (1979).

[B.5]- G. PERRIN, « Contribution à l'étude théorique et numérique de la rupture ductile des métaux », thèse, Ecole Polytechnique, (1992).

[B.6] -E. HAIOUN, « Application de l'approche locale de la rupture à l'étude de la transition ductile-fragile dans l'Aciers 16MND5 », thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1986).

[B.7] - J. DELMOTTE, « Modélisation numérique de la déchirure ductile en milieu bidimensionnel à l'aide d'une approche locale », Thèse, Université de Technologie de Compiegne, (1992).

[B.8]- G. HENRY and D. HORSTMANN, «Fractography and Microfractography », DE FERRI METALLOGRAPHIA, Vol. 5.

[B.9] - F. MUDRY, « Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés », thèse, Université de Technologie de Compiègne, (1982).

[B.10]- J. MASOUNAVE, C. BATHIAS, I. DICKSON, « Rupture-Contrôle-Sûreté », Editeurs scientifiques, (1985).

[B.11]- F. MOUSSY, « Les différentes échelles du développement de l'endommagement dans les aciers. Influence sur la localisation de la déformation à l'échelle microscopique », Revue de Métallurgie, pp. 5-11, Janvier (1987).

[B.12] - SUN YAO QING, D. FRANCOIS, « Influence du taux de triaxialité de contraintes sur la coalescence des cavités et la morphologie des cupules de la fonte à graphite sphéroïdal », Revue de Métallurgie, PP. 809-817, Octobre (1984).

[B.13]- P. NEUMANN, « Ductile fracture », Materials Science and Engineerig, Vol. 25, pp. 217-223, (1976).

[B.14]- J.C. LAUTRIDOU, « Etude de la déchirure ductile d'aciers à faible résistance influence de la teneur inclusionnaire », thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1980).

[B.15]- G. ROUSSELIER, « Contribution à l'étude de la rupture des métaux dans le domaine de l'élastoplasticité », EDF, Bulletin de la Direction des Etudes et Recherches, Serie A, N° 1, (1979).

[B.16] - SUN YAO QING, J.M. DETRAUX, G. TOUZOT, D. FRANCOIS, « Mécanisme de la rupture ductile dans la fonte à graphite sphéroïdal ferritique », Revue de Métallurgie, pp. 183-195, Avril (1983).

[B.17]- D. FRANCOIS, A. PINEAU, A. ZAOUI, « Comportement mécanique des matériaux : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact », Editions HERMES, (1993).

[B.18] - G. ROUSSELIER, « Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 257-284, Juin (1986).

[B.19]- Y. HUANG, J.W. HUTCHINSON and V. TVERGAARD, « Cavitation instabilities in elastic-plastic solids », J. Mech. Phys. Solids Vol. 39, No. 2, pp. 223-241, (1991).

[B.20]- A. DRAGON, « Plasticity and ductile fracture damage : study of void growth in metals », Engineering Fracture Mechanics Vol. 21, No. 4, pp. 875-885, (1985).

[B.21]- J.W. HANCOCK and A.C. MACKENZIE, « On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states », J. Mech. Phys. Solids Vol. 24, pp. 147-169, (1976).

[B.22]- M. ZHENG, Z. DENG and Z. JIN, « On the ductile damage theory », Int. Journal of Fracture 67 : R87-R92, (1994).

[B.23]- H.D. BUI. « Problème géneraux de croissance des fissures. 1ére partie : Approche de l'endommagement », Revue Française de Mécanique, N° 4, pp. 3-6, (1983).

[B.24]- TIE-JUN WANG, « Micro-and macroscopic damage and fracture behaviour of welding coarse grained heat affected zone of low alloy steel : Mecahnisms and modelling », Engineering Fracture Mechanics Vol. 45, No. 6, pp. 799-812, (1993).

[B.25] - F. A. Mc CLINTOCK, « A criterion for ductile fracture by the growth of holes », J. Appl. Mech., 35, PP. 363-371, (1968).

[B.26]- J.R. RICE and D.M. TRACEY, « On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields », J. Mech. Phys. Solids, 17, PP. 201-217, (1969).

[B.27]- C. LICHT, P. SUQUET, « Croissance de trous, prise en compte d'interactions », Rapport final ATP CNRS 'Plasticité des matériaux solides', Laboratoire de Mécanique Générale des Milieux continus, Montpellier, (1987).

[B.28]- F.M. BEREMIN, « Calculs élastoplastiques par la méthode des éléments finis d'éprouvettes axisymétriques entaillées circulairement », J. de Méc. Appl., Vol. 4, N° 3, PP. 307-325, (1980).

[B.29]- A. OTSUKA, K. TOHGO and Y. OKAMOTO, « Relationship between ductile crack initiation and void volume fraction », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 309-320, Juin (1986).

[B.30] - F.M. BEREMIN, « Influence de la triaxialité des contraintes sur la rupture par déchirement ductile et la rupture fragile par clivage d'un acier doux », J. de Méc. Appl., Vol. 4, N° 3, PP. 327-342, (1980).

[B.31] - B. MARINI, F. MUDRY, A. PINEAU, « Experimental study of cavity growth in ductile rupture », Eng. Fracture Mechanics, vol. 22, n° 6, pp. 989-996, (1985).

[B.32]- J.L. CHABOCHE, « Continuum damage mechanics : present state and future trends », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 53-78, Juin (1986).

[B.33]- R. BILLARDON, L. MORET-BAILLY, « Fully coupled strain and damage finite element analysis of ductile fracture », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 105-116, Juin (1986).

[B.34]- Z.L. ZHANG and E. NIEMI, « Analyzing ductile fracture using dual dilational constitutive equations », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 17, No. 6, pp. 695-707, (1994).

[B.35]- J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE, « Mécanique des matériaux solides », Editions DUNOD, (1988).

[B.36] - G. ROUSSELIER, J.C. DEVAUX et G. MOTTET, « Experimental validation of constitutive relations including ductile fracture damage », Advances in Fracture Research Conference on Fracture (ICF6) New Delhi, India, Pergamon Press, decembre (1984).

[B.37] - R. BATISSE, M. BETHMONT, G. DEVESA et G. ROUSSELIER, « Ductile fracture of A 508 CL 3. Steel in relation with inclusion content. The benefit of the local approach of fracture and continuum damage mechanics », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 285-298, Juin (1986).

[B.38] - J.C. DEVAUX, G. MOTTET, P. BALLADON and A. PELLISSIER-TANON, « Calibration of the parameters of a ductile fracture damage model on an austenitic-ferritic duplex welded joint », Nuclear Engineering and Design, Vol. 105, PP. 131-138, (1987).

[B.39]- Z.H.LI, B.A. BILBY AND I.C. HOWARD, « A study of the internal parameters of ductile damage theory », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 17, No. 9, pp. 1075-1087, (1994).

[B.40]- R. BATISSE, « Contribution à la modélisation de la rupture ductile des aciers », Thèse, Université de Technologie de Compiegne, (1988).

[B.41]- J.C. DEVAUX, B. MARINI, F. MUDRY, A. PINEAU, « Etude de l'amorçage et de la propagation stable des fissures en milieu tridimensionnel utilisant un critère physique de rupture ductile », Rapport interne.

[B.42]- F. MOUSSY, « Microstructure, endommagement et rupture ductile », Revue de Métallurgie, pp. 205-222, Avril (1987).

[B.43]- H. GOUAIR, Z. AZARI, D. CIOCLOV et PLUVINAGE, « Nouvelle approche de la ténacité J_{IC}, application à l'acier XC18 », Le 2ème Congrès de Mécanique, Tome 2, pp. 59-65, Maroc, Avril (1995).

[B.44]- G. MESMACQUE, « Contribution à l'étude des mécanismes de la rupture ductile dans les aciers », Thèse, Université des Sciences et Techniques de Lille, (1978).

- C -

MODELISATION NUMERIQUE

C.1- INTRODUCTION :

Dans ce chapitre, nous nous intéressons plus particulièrement à l'exposé des différentes méthodes permettant la modélisation numérique appliquée aux phénomènes de la rupture des matériaux. Nous présentons, successivement, les démarches effectuées pour le calcul de :

- facteur d'intensité de contrainte K,
- l'intégrale de Rice J,
- la croissance des cavités R/R_0,
- méthodes de modélisation de l'avancée de la fissure,.....

C.2 - CHOIX DU MAILLAGE AU FOND DE LA FISSURE :

Les aspects, qui dominent le choix de la forme et plus particulièrement de la taille des mailles au fond de la fissure sont :

- le type du paramètre à déterminer (K, J, R/R_0 ...)
- la précision des calculs
- le coût des calculs

i)- le facteur d'intensité de contraintes K_I

Pour calculer le facteur d'intensité de contraintes K, à partir des contraintes (ou des déplacements) calculées au voisinage de la pointe de la fissure , le maillage doit rendre compte du champ singulier des contraintes dans cette région. Dans ce cas, il est judicieux d'utiliser :

- soit un maillage très fin réalisé avec des éléments finis classiques isoparamétriques à 6 noeuds, par exemple. Les dimensions radiales doivent s'affiner vers la pointe de la fissure en progression géométrique. La taille du premier triangle doit être comprise entre 1/100 et 1/1000 de la longueur de fissure selon la précision recherchée [C.1].

- soit des mailles spéciales au voisinage de la pointe de la fissure permettant d'obtenir directement la singularité en $1/\sqrt{r}$ [C.2]. Chacune de ces mailles, à six ou huit noeuds, doit avoir deux noeuds placés à une distance de la pointe de fissure égale au quart de la longueur de la maille r_3 (fig. C.1). Le facteur d'intensité des contraintes est alors calculé à partir des champs de déplacements, par la relation suivante :

$$K_I = \frac{E}{1-\upsilon}\sqrt{\frac{2\pi}{r_3}}\frac{1}{\Delta}\left\{\cos\frac{\theta}{2}\left[2\sin^2\frac{\theta}{2}-(k-1)\right](4U_{x2}-U_{x3}-3U_{x1})\right.$$
$$\left.-\sin\frac{\theta}{2}\left[(k+1)+2\cos^2\frac{\theta}{2}\right](4U_{y2}-U_{y3}-3U_{y1})\right\} \qquad (C.1)$$

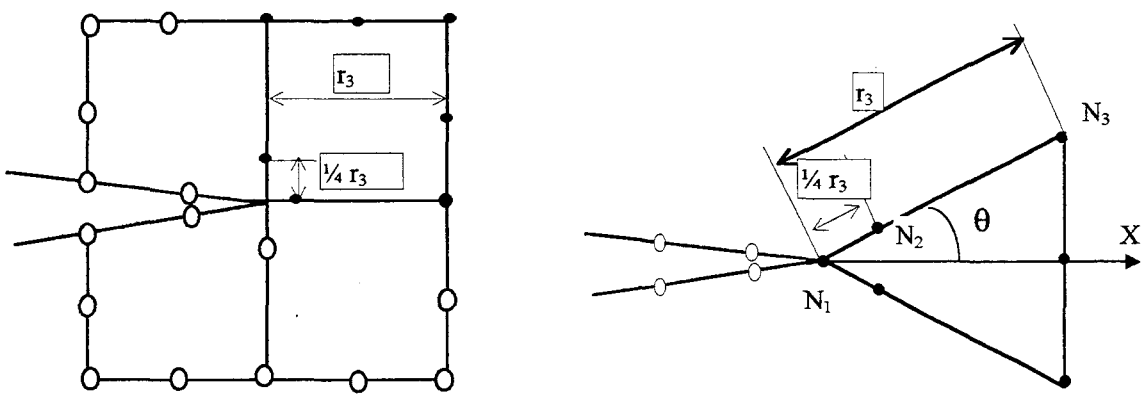
avec

$$\Delta = 4\sin^2\frac{\theta}{2}\cos^2\frac{\theta}{2}-(k-1)^2\cos^2\frac{\theta}{2}-(k+1)^2\sin^2\frac{\theta}{2} \qquad (C.2)$$

- $k = 3 - 4\nu$ en déformations planes

- $k = \frac{3-\upsilon}{1+\upsilon}$ en contraintes planes

- U_{xi}, U_{yi} (i=1,2,3) : les déplacements respectifs des noeuds N_1, N_2 et N_3 ; suivant x ou y.



(a) - mailles quadratiques **(b) - mailles triangulaires**

Figure C.1 : Type des mailles produisant la singularité , à la pointe de la fissure.

ii)- L'intégrale J

l'indépendance de l'intégrale J vis à vis du contour d'intégration choisi, permet de calculer ce paramètre loin de la perturbation induite par la singularité en pointe de la fissure. Il n'est donc pas nécessaire d'utiliser un maillage très fin dans cette zone.

iii) Approche locale

Le maillage au fond de la fissure prend une importance particulière lorsqu'on applique les modèles basés sur une approche locale. En effet, la longueur L_e des mailles en pointe de fissure doit respecter la distance caractéristique traduisant l'interaction entre les inclusions et la pointe

de fissure. Une première estimation de la taille L_e peut être faite à partir de nombre d'inclusions par unité de volume N_v [C.3] par la relation :

$$L_e = \frac{2}{\sqrt[3]{N_v}} \qquad (C.3)$$

C.3- CALCUL NUMERIQUE DE L'INTEGRALE J :

La méthode des éléments finis permet de calculer, pour une structure soumise à des sollicitations extérieures, les déplacements en chacun des noeuds du maillage de celle-ci. Par contre, les contraintes et les déformations sont calculées aux points d'intégration des mailles. Pour calculer l'intégrale J, il faut donc interpoler ces valeurs aux noeuds car nous adoptons l'hypothèse que les contours choisis passent par les sommets des mailles. Pour un contour donné, le système de calcul « Systus » fournit les valeurs des contraintes (σ), le gradient des déplacements et l'énergie de déformations [C.2]. En chaque noeud du contour, toutes les quantités sont données par leur moyenne arithmétique.

Nous rappelons la méthode de calcul pour les différentes composantes de l'intégrale [C.4,5] :

a)- La densité d'énergie de déformation peut être évaluée en utilisant la formule suivante :

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} \qquad (C.4)$$

b)- T : le vecteur contrainte agissant sur le contour Γ

$$T_i = \sigma_{ij}\, n_i \qquad (C.5)$$

$T_1 = \sigma_{11}\, n_1 + \sigma_{12}\, n_1$

$T_2 = \sigma_{22}\, n_2 + \sigma_{21}\, n_2$

$n_1\, ds = dx$

$n_2\, ds = dy$

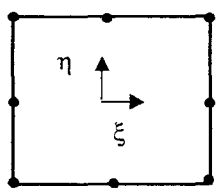
Les quantités dx, dy sont calculées par différence des coordonnées de deux noeuds consécutifs du contour envisagé.

c)- Le gradient des déplacements :

$$\begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} & \frac{\partial v}{\partial x} \\ \frac{\partial u}{\partial y} & \frac{\partial v}{\partial y} \end{bmatrix} = [J]^{-1} \begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial \xi} & \frac{\partial v}{\partial \xi} \\ \frac{\partial u}{\partial \eta} & \frac{\partial v}{\partial \eta} \end{bmatrix} \qquad (C.6)$$

où

- ξ, η : coordonnées locales



- [J] : matrice Jacobien

$$[J] = \begin{bmatrix} \frac{\partial x}{\partial \xi} & \frac{\partial y}{\partial \xi} \\ \frac{\partial x}{\partial \eta} & \frac{\partial y}{\partial \eta} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial N_i}{\partial \xi} \\ \frac{\partial N_i}{\partial \eta} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u_i & v_i \end{bmatrix} \qquad (C.7)$$

u_i, v_i : déplacements des noeuds.

N_i : fonctions d'interpolation

L'intégration numérique s'effectue en supposant une variation linéaire des quantités à intégrer sur le segment élémentaire (dx, dy) entre deux noeuds consécutifs du contour (méthode des trapèzes).

C.3 - CALCUL NUMERIQUE DU TAUX DE CROISSANCE DES CAVITES (R/R0) :

Le principe de calcul de la croissance des cavités est le suivant :
connaissant (par le calcul de structures) l'histoire des déformations et des contraintes appliquées à un élément de volume du matériau, par intégration d'une loi de croissance de cavités supposées contenues dans ce volume élémentaire, on détermine l'évolution de la taille de ces défauts. L'élément de volume considéré peut être une maille ou un groupe de mailles. la vitesse de croissance de cavités établie selon Rice - Tracey [C.2] est donnée par (voir ch. I-B) :

$$d\left(\mathrm{Log}(\frac{R}{R_0})\right) = 0.283\exp(1.5\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}})d\varepsilon_{eq} \qquad (C.8)$$

où

- σ_m : contrainte normale moyenne.
- σ_{eq} :contrainte équivalente selon Von Misès.
- d ε_{eq} : accroissement de la déformation équivalente.

Pour calculer R/R_0 à une étape de chargement donnée n, on intègre l'équation (C.8) entre le chargement 0 et le chargement n :

$$\mathrm{Log}\,(R/R_0)_n = \sum_0^n d\,(\mathrm{Log}R/R_0) \qquad (C.9)$$

Avec pour condition initiale : $R/R_0 = 1$

soit : $$\mathrm{Log}\,(R/R_0)_n = \mathrm{Log}\,(R/R_0)_{n-1} + d\,(\mathrm{Log}\,(R/R_0)) \qquad (C.10)$$

d (Log R/R_0) est calculé par l'accroissement de déformation équivalente au chargement n :

$$d\varepsilon_{eq}^{(n)} = \sqrt{\frac{2}{3} de_{ij}^{(n)} de_{ij}^{(n)}} \qquad (C.11)$$

où

$$de_{ij}^{(n)} = d\varepsilon_{ij}^{(n)} - \frac{d\varepsilon_{kk}^{(n)}}{3}\delta_{ij} \qquad (C.12)$$

l'accroissement de déformation ($d\varepsilon_{ij}^{(n)}$), entre les chargements (n-1) et n, est donné alors par :

$$d\varepsilon_{ij}^{(n)} = \varepsilon_{ij}^{(n)} - \varepsilon_{ij}^{(n-1)} \qquad (C.13)$$

Ce dernier calcul peut être effectué en utilisant soit les déformations totales soit uniquement les déformations plastiques. Dans le cas où l'on considère les déformations plastiques, celles-ci peuvent être obtenues à partir des déformations plastiques en chaque point de Gauss ou calculées à partir de la différence $\left(\varepsilon_{ij}^{t} - \varepsilon_{ij}^{e}\right)$,

avec ε_{ij}^{t} : déformations totales en moyenne

ε_{ij}^{e} : déformations élastiques déterminées à partir de (σ_{ij}) moyen.

Enfin, il faut noter que les techniques de calculs des moyennes des champs mécaniques ont une grande influence sur les résultats [C.6]. En effet, effectuer d'abord les moyennes des contraintes et des déformations sur l'élément puis calculer R/R_0 ou calculer en chaque point de Gauss R/R_0 puis en faire la moyenne sur l'élément donne des résultats différents. C'est pourquoi, nous utilisons la première démarche afin de comparer nos résultats avec ceux issus de la littérature [C.6].

C. 5 - MODELISATION NUMERIQUE DE LA DECHIRURE DUCTILE.

Dans ce paragraphe, nous présentons deux modèles différents permettant de simuler numériquement la rupture ductile en pointe de fissure :

- modèle de croissance des cavités de RICE-TRACEY : « rupture des éléments »,
- modèle d'endommagement de ROUSSELIER : « rupture par endommagement ».

C.5.1 - modèle par rupture des éléments (Rice - Tracey) :

Dans ce cas, la loi de comportement du matériau n'est pas affectée par l'endommagement. L'organigramme du calcul est illustrée par la figure C.2. La progression élémentaire de la fissure Δa s'effectue numériquement par un relâchement des noeuds à chaque fois que le critère de rupture est atteint dans l'élément en pointe de fissure. Cette méthode nécessite une discrétisation spéciale le long du trajet de la fissure qui doit être préalablement défini.

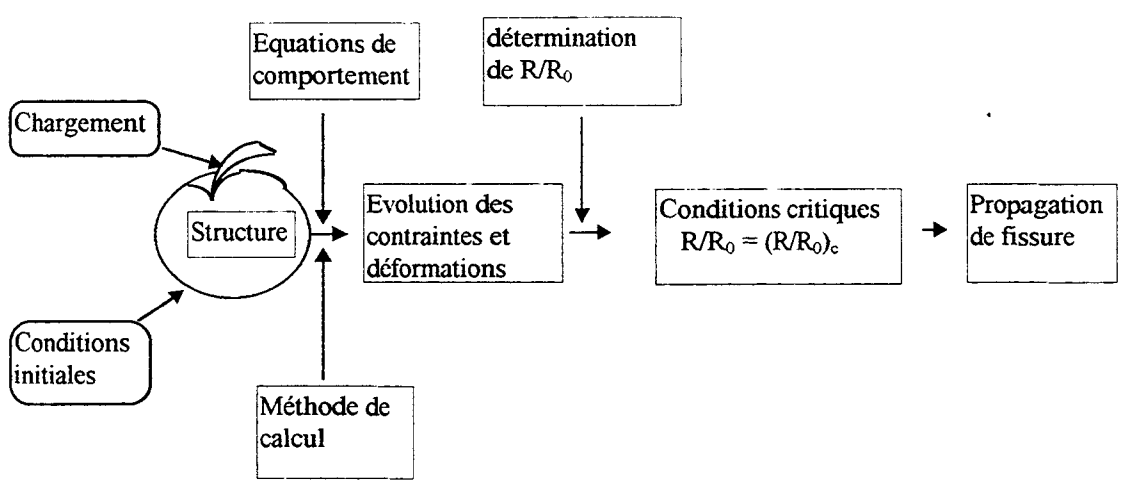
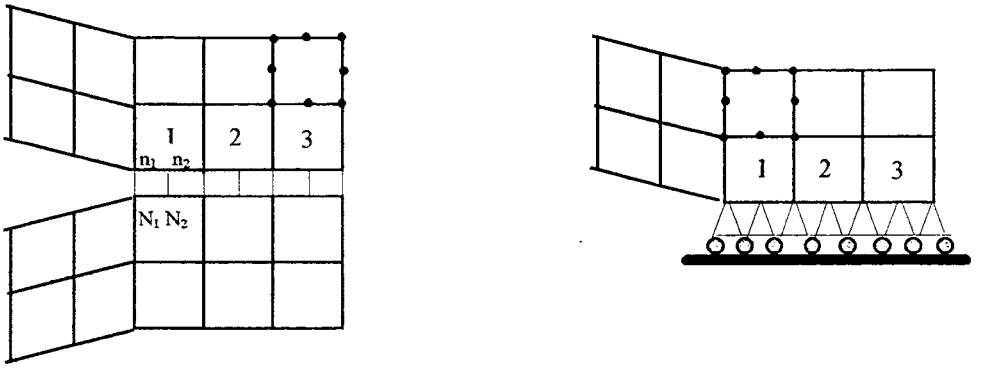


Figure C.2 : Organigramme du calcul.

a)- Discrétisation

Le maillage doit tenir compte du trajet de la fissure supposé ici connu. Les noeuds de la fissure (à faire progresser) doivent être "doubles" pour que la fissure puisse s'ouvrir. Ces noeuds doivent être solidaires avant que le critère de rupture soit atteint. Afin de maintenir la fissure fermée, la liaison entre les noeuds du maillage situés de part et d'autre du chemin présumé de la

fissure n_i et N_i est réalisée par des mailles spéciales à 2 noeuds type 1602 [C.7] (Fig : C.3.a) : une raideur K très grande vis-à-vis de la rigidité de la structure leur est affectée. Dans le cas d'une structure symétrique, la discrétisation se faisant sur une demie éprouvette, le maintien des noeuds se fait simplement par des liaisons rigides (Fig : C.3.b).



C.3.a) Cas général **C.3.b) Cas d'une structure symétrique**

Figure C.3 : Discrétisation le long du chemin de fissuration.

b)- Procédure de relâchement des noeuds :

En général, le relâchement des noeuds doit s'effectuer quand R/R_0 atteint sa valeur critique $(R/R_0)_c$ au fond de fissure. J. DELMOTTE [C.8,9] a calculé la croissance des cavités en fonction de la distance sur le ligament restant pour un chargement imposé en utilisant trois tailles de mailles différentes (L_{e3} = 200 µm, L_{e4} =100 µm, L_{e5} = 30 µm). La figure C.4 montre que, pour une taille donnée, il existe une distance minimale D_R^{min} au delà de laquelle toutes les mailles ayant une taille inférieure à la précédente donnent la même évolution de R/R_0. C'est pourquoi, DELMOTTE propose d'effectuer le relâchement des noeuds quand R/R_0 atteint une valeur notée $(R/R_0)_{dc}$ à une distance 'd' du fond de la fissure (Fig : C.5). Cependant, il faut que le maillage soit assez fin en fond de fissure pour que D_R soit petit afin de tenir compte le plus fidèlement possible de l'effet de la singularité.

Le relâchement des noeuds se fait à sollicitation (déplacement ou charge) constante en supprimant les caractéristiques de raideur des mailles 1602 « n_1 - N_1 et n_2 - N_2 » concernées et

en ajoutant les forces de réaction que produisent ces mailles sur la structure (Fig : C.6). Ensuite, lors d'une boucle dite de rééquilibrage, ces forces seront ramenées progressivement à zéro. Si à l'actuel fond de fissure le critère est atteint, il y a déboutonnage de ce dernier fond de fissure et le test est de nouveau répété. Sinon, il faudra procéder à une augmentation du chargement pour recommencer l'opération. A chaque relâchement, l'avancée Δa de fissure correspond à la taille l_c de l'élément en tenant compte de la déformation que celui-ci subit.

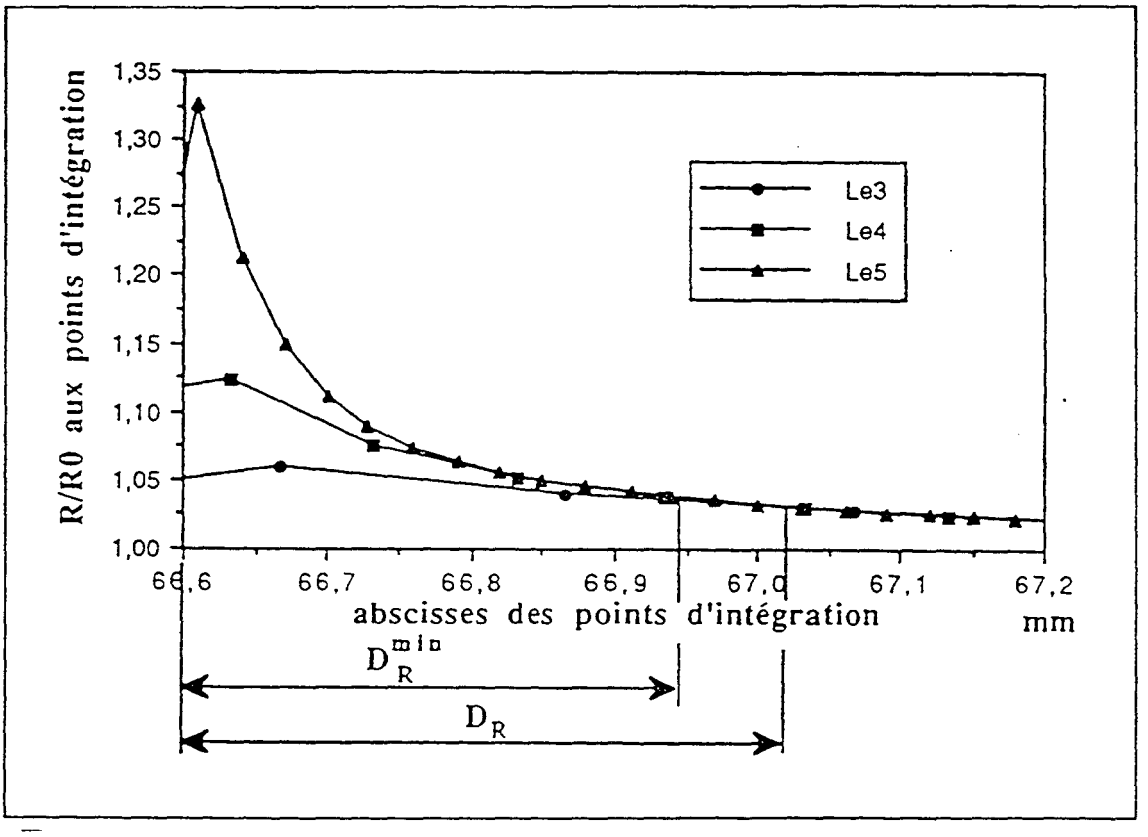


Figure C.4 : Détermination de la distance d_R [C.8].

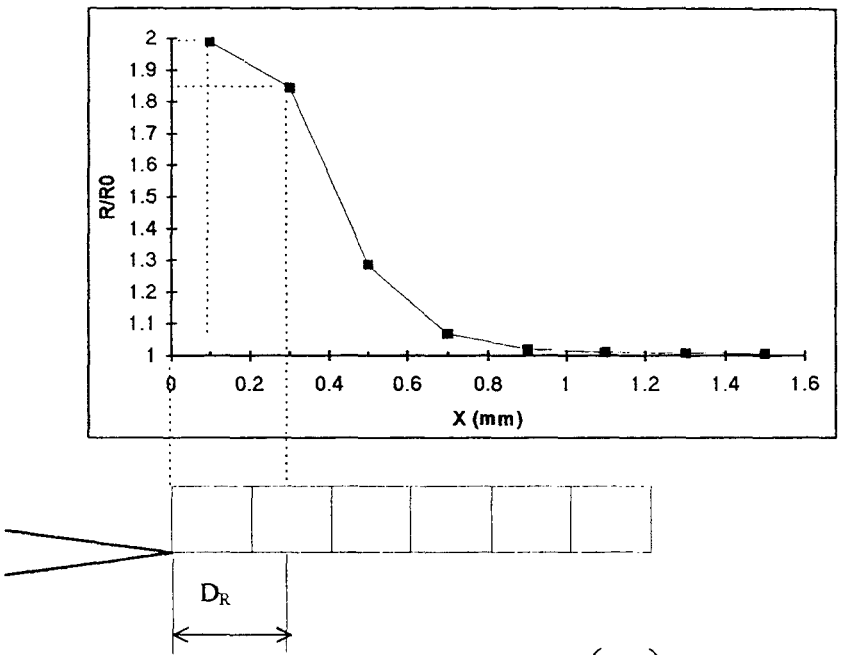
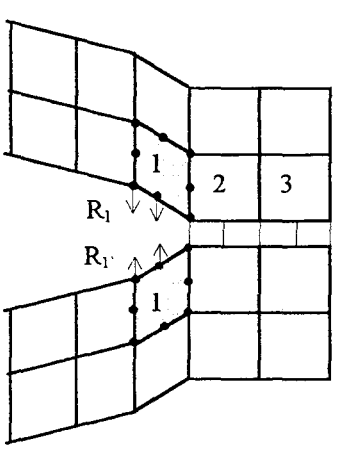
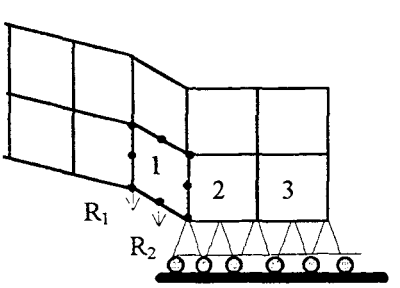


Figure C.5 : Détermination de $\left(\frac{R}{R_0}\right)d_c$



C.6.a - Cas général



C.6.b - Cas d'une structure symétrique

Figure C.6 : Procédure de relâchement des noeuds.

Afin d'optimiser le temps de calcul, il est utile, après chaque stabilisation numérique de la fissure, de bien estimer l'incrément de chargement à imposer pour de nouveau atteindre le seuil de propagation $(R/R_0)_d = (R/R_0)_{dc}$ sans le dépasser d'une façon exagérée. La figure C.7, qui illustre l'évolution de (R/R_0) associé au fond de fissure courant en fonction de la charge appliquée P, met en évidence les différentes étapes des relâchements des noeuds :

- Les pas de charge sont appliqués jusqu'à ce que le critère choisi atteint sa valeur critique correspondant à une charge P_1, (trajet A_0 - A_1). Ainsi, le premier noeud étant relâché, la valeur de (R/R_0) dans l'élément au fond actuel de la fissure diminue (A_1 - B_1).

- La technique permettant l'estimation de la charge P_2, (correspondant au point de relâchement du noeud suivant), consiste à reporter la même pente que celle obtenue juste avant le point A_1 : trajet B_1 - A_2 .

Cette procédure est reproduite entre chaque déboutonnage.

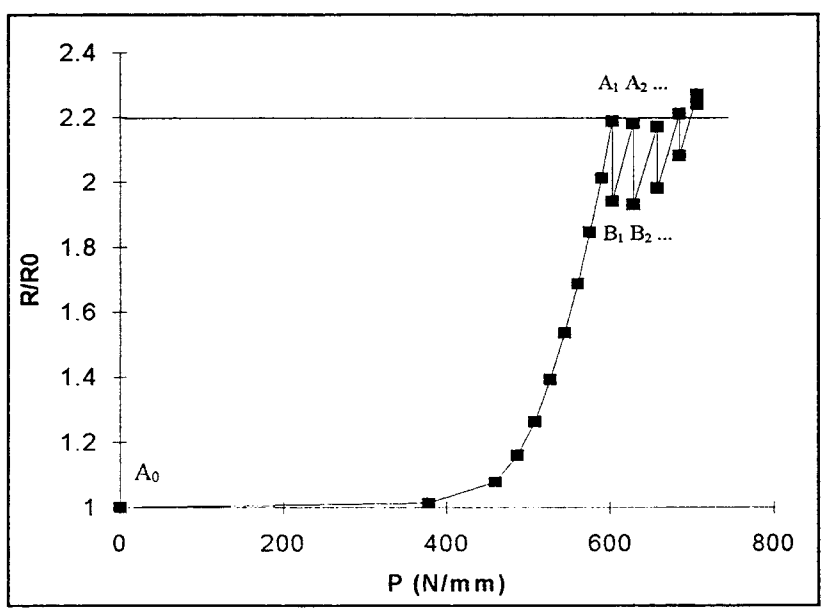


Figure C.7 : Estimation de l'incrément de chargement.

C.5.2- Modèle basé sur l'endommagement progressif:

Dans ce modèle, la rupture ductile est prise en compte par une variable d'endommagement intégrée dans le modèle de comportement du matériau. L'organigramme du calcul est donné par la figure (C.8). Le matériau s'endommageant progressivement en pointe de fissure, il n'est donc pas nécessaire de définir une valeur critique de la variable d'endommagement pour obtenir l'instant où la fissure s'amorce. En effet, la progression de la fissure s'opère par l'effondrement des contraintes transmises par la zone fortement endommagée (fig. C.9). Pour ce faire, on suit l'évolution des contraintes au deuxième point de Gauss des mailles situées au fond de la fissure. L'avancement de la fissure (Δ a = L_e) se produit à chaque fois que cette évolution atteint son maximum.

Dans cette approche, la notion de singularité disparait et il n'est plus nécessaire ni d'introduire une distance critique pour traiter le problème de la propagation, ni d'utiliser la technique de relâchement des noeuds.

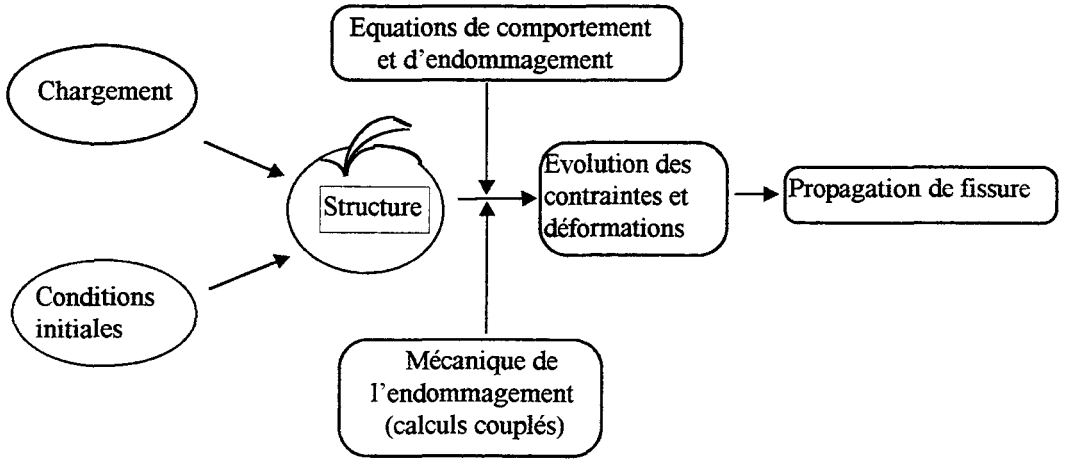


Figure C.8 : Schématisation des étapes de calcul.

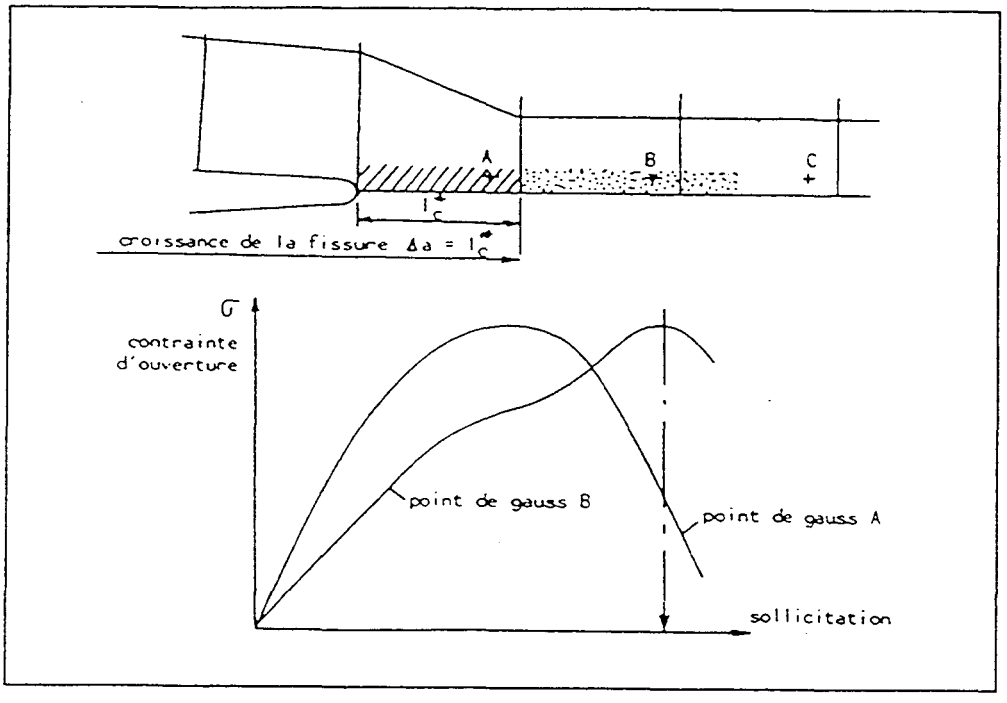


Figure C. 9 : Définition de la propagation de fissure Δa.

C. 6 - Détermination des paramètres des modèles :

Les modèles mécaniques de l'approche locale nécessitent la détermination des paramètres caractérisant à la fois le matériau et sa décohésion. Cela est rendu possible par l'association expérience - simulation numérique. La première fournit les valeurs critiques des grandeurs globales mesurées sur l'éprouvette, la seconde, les valeurs des contraintes et déformations internes nécessaires au calcul de l'évolution de l'endommagement.

L'application du modèle RICE-TRACEY [C.10] nécessite la détermination de la valeur critique de la croissance des cavité$(R/R_0)_c$. Par contre, l'application du modèle ROUSSELIER [C.11,12] nécessite la détermination de 3 paramètres :

- σ_1 : la résistance à l'endommagement de la matrice.
- L_e : la taille de la maille à la pointe de fissure.
- f_0 : la fraction volumique initiale des cavités

C.6.1- Détermination de la valeur critique $(R/R_0)_c$

La charge à l'amorçage de la fissure P_a correspond au point de la variation de pente sur la courbe expérimentale « P-a » (fig. 10). L'identification de la valeur critique de $(R/R_0)_c$ se fait ensuite, en déterminant à partir de la courbe numérique « R/R_0 - charge » au fond initial de la fissure, la valeur (R/R_0) correspondant à cette valeur de la charge P_a, (Fig. C.11).

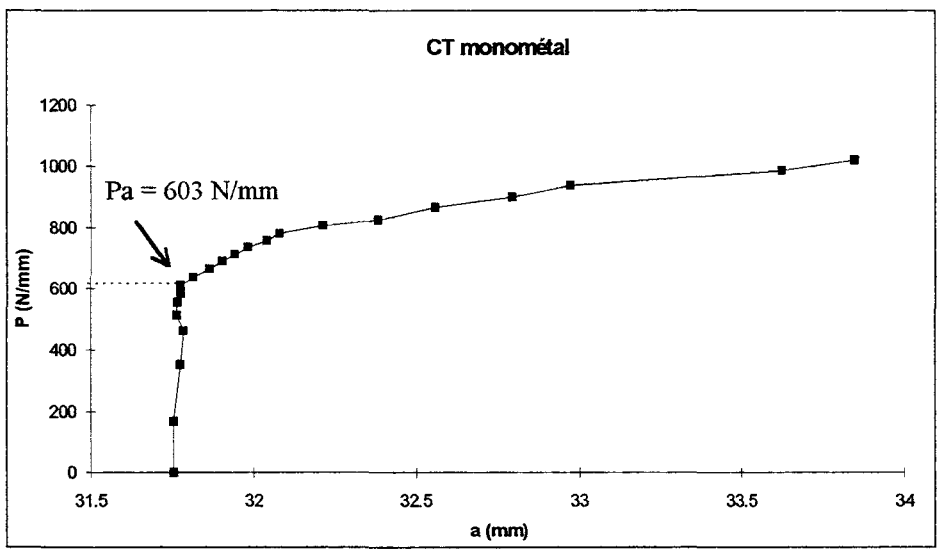


Figure C.10 : Courbe expérimentale, charge en fonction de la longueur de fissure « P = f(a) ».

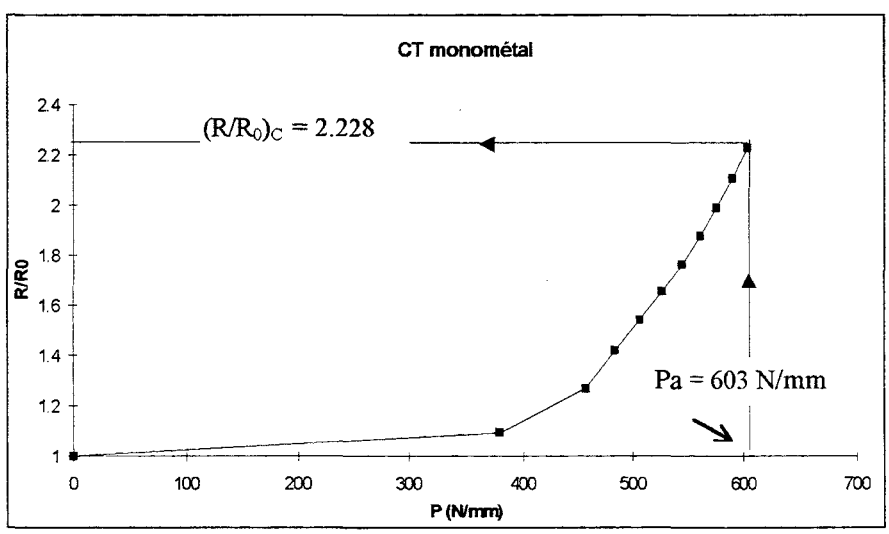


Figure C.11 : Evaluation de $(R/R_0)_c$.

DEVAUX et MOTTET [C.13] ont proposé de calculer la valeur critique de R/R_0, à partir d'une relation avec la déformation à la rupture ε_R déterminée expérimentalement en utilisant une éprouvette axisymétrique entaillée (AE). Les auteurs proposent trois relations en fonction du rayon l'entaille de l'éprouvette (r = 2, 4 et 10 mm) :

AE2 : $\text{Ln}\,(R/R_0)_c = a\,(\varepsilon_R - 0.11) + 0.125$

$a = 2.52 \exp(-4.56\,n) + 0.5$

n : coefficient d'écrouissage

AE4 : $\text{Ln}\,(R/R_0)_c = a\,(\varepsilon_R - 0.10) + 0.125$

$a = 1.92 \exp(-5.48\,n) + 0.5$

AE10 : $\text{Ln}\,(R/R_0)_c = a\,(\varepsilon_R - 0.135) + 0.125$

$a = 1.087 \exp(-6.25\,n) + 0.5$

Enfin, il faut souligner la possibilité de déterminer la valeur critique de $(R/R_0)_c$ d'une manière indirecte. A partir des résultats de calcul basés sur le champ HRR, Devaux [C.14] a établi des relations du type :

$$J_c = \alpha \sigma_e (\Delta a)_c \,\text{Ln}(R/R_0)_c$$

$\alpha = 2.7$

$\alpha = 2.78$ éprouvette CTJ

$\alpha = 4.5$ (plasticité confinée)

et $$dJ/da = \sigma_e \,\text{Ln}\,(R/R_0)_c$$

Ainsi, à partir des courbes J-Δa déterminée expérimentalement il est possible d'obtenir une première approximation de $(R/R_0)_c$ et de $(\Delta a)_c$.

C.6.2- Evaluation des fractions volumiques initiales des inclusions f_0 :

D'après Rousselier [C.3], la fraction volumique initiale des inclusions f_0 peut être considérée, comme une première approximation, égale à la fraction volumique d'inclusions f_v. Cette dernière peut être calculée de deux façons :

- une dénommée « f_v optique » découle d'une détermination de l'état inclusionnaire et se calcule à partir de la formule [C.15] :

$$f_v = \frac{\Pi}{6} N_v . D_L . D_T . D_{TC} \qquad (C.14)$$

où

D_L, D_T, D_{TC} sont les longueurs inclusionnaires projetées respectivement dans les sens long, travers et travers court. N_v est le nombre d'inclusions par unité de volume.

- Par analyse chimique, il est possible de calculer la fraction volumique d'inclusions à partir de la formule de FRANKLIN [C.16], pour les aciers au C-Mn :

$$f_v \text{chimique}(\%) = 5.4 \times 10^{-2} \left((\%S) - \frac{0.001}{(\%Mn)} \right) \qquad (C.15)$$

où

(%S) et (%Mn) sont les pourcentages de composition pondérale en Soufre et Manganèse des aciers obtenus par analyse chimique.

(Dans notre cas Mn = 1.14 % et S = 0.025 % : f_v = 0.0013 %)

BU LILLE 1

C.6.3- Détermination du paramètre σ_1 :

Ce paramètre, traduisant la résistance de la matrice métallique à la croissance des cavités, est en rapport étroit avec la limite d'élasticité σ_e du matériau et peut être dans une première approximation estimée par 2/3 σ_e [C.3].

La détermination finale des paramètres σ_1, f_0 et L_e s'effectuent par la reproduction numérique précise des essais expérimentaux sur des éprouvettes de traction entaillées. En général, une courbe expérimentale d'un essai de traction sur ce type d'éprouvettes « charge-variation du diamètre » présente deux pentes décroissantes (fig. C.12) [C.17,18]. Pendant le trajet de la première pente, le matériau s'endommage, des cavités croissent dans la partie entaillée de l'éprouvette. Le point A de changement de pente caractérise l'amorçage d'une fissure macroscopique au centre de l'éprouvette. Au cours de la deuxième pente, la fissure se propage de manière stable jusqu'à rupture de l'éprouvette. La connaissance de l'influence des paramètres du modèle sur la forme de la courbe, permet de savoir quel paramètre il faut modifier et dans quel sens pour obtenir le bon accord entre les courbes expérimentales et numériques :

- Influence de la longueur de l'élement L_e ,

L'influence d'une modification du paramètre L_e se manifeste par un changement de la pente décroissante.

- l'influence d'une modification du paramètre σ_1 se manifeste par un changement de la position d'abscisse du point A correspondant à la contraction diamétrale à l'amorçage d'une fissure.

Un seul essai de traction sur une éprouvette du type AE permet donc de calibrer les deux paramètres.

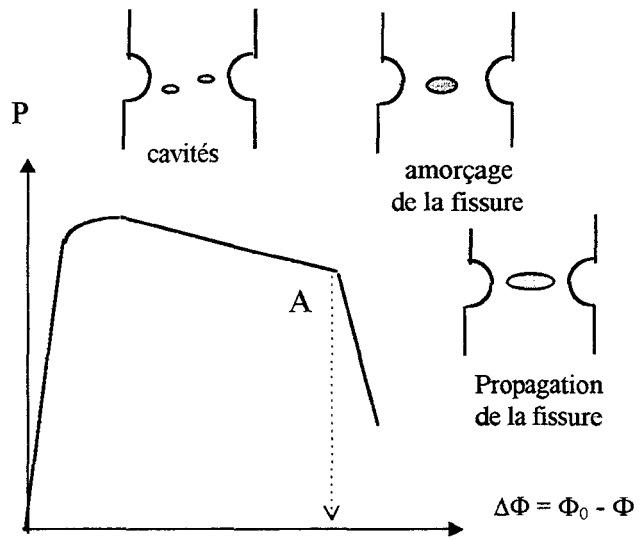
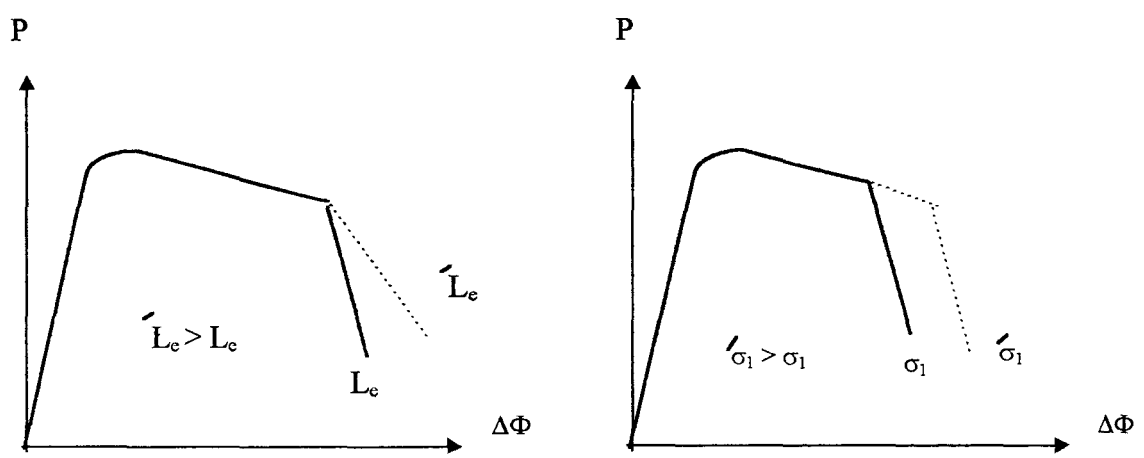


Figure C. 12 : La forme de la courbe de traction sur une éprouvette axisymétrique entaillée [C.17].



a) influence de L_e **b) influence de σ_1**

Figure C.13 : Influence de Le et σ_1 sur la courbe de traction (éprouvette axisymétrique entaillée) [C.17].

BIBLIOGRAPHIE - (I.C)

[C.1]- J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE, « Mécanique des matériaux solides », Editions DUNOD, (1988).

[C.2] FRAMASOFT + CSI « manuel de la mécanique de la rupture » édition 1994.

[C.3] - G. ROUSSELIER, « Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 257-284, Juin (1986).

[C.4]- J. L. CHEISSOUX, J. F. IVARS « Calcul numérique des integrales de contour, formulation et méthodes utilisées, exemples d'application ». Revue Française de Mécanique, pp 15-23, n° 3, 1983.

[C.5]- A. BAKKER « The three-dimensional J-Integral. An investigation into its use for post-yield fracture safety assessment », Delft University of Technology, The Netherlands, 1984.

[C.6]- P. HORNET, C. ERIPRET, « Simulation numérique du comportent à rupture d'un joint soudé fissuré en acier inoxydable », Rapport interne, EDF (1991).

[C.7]- FRAMASOFT + CSI « manuel d'utilisation » édition 1994.

[C.8] - J. DELMOTTE, A. ABISROR, J.-M. ROELANDT, « Modélisation numérique de la déchirure ductile. Application à la simulation des courbes R étude du caractère intrinsèque du critère utilisé », Edité par DATAID, Actes des Conférences StruCoMe, pp. 171-182, Novembre (1991).

[C.9]- J. DELMOTTE, « Modélisation numérique de la déchirure ductile en milieu bidimensionnel à l'aide d'une approche locale », Thèse, Université de Technologie de Compiegne, (1992).

[C.10]- J.R. RICE and D.M. TRACEY, « On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields », J. Mech. Phys. Solids, 17, PP. 201-217, (1969).

[C.11]- G. ROUSSELIER, « Contribution à l'étude de la rupture des métaux dans le domaine de l'élastoplasticité », EDF, Bulletin de la Direction des Etudes et Recherches, Serie A, N° 1, (1979).

[C.12] - R. BATISSE, M. BETHMONT, G. DEVESA et G. ROUSSELIER, « Ductile fracture of A 508 CL 3. Steel in relation with inclusion content. The benefit of the local approach of fracture and continuum damage mechanics », Centre de recherche Les Renardières, Séminaire international sur l'approche locale de la rupture, pp. 285-298, Juin (1986).

[C.13] - G. ROUSSELIER, J.C. DEVAUX et G. MOTTET, « Experimental validation of constitutive relations including ductile fracture damage », Advances in Fracture Research Conference on Fracture (ICF6) New Delhi, India, Pergamon Press, decembre (1984).

[C.14]- J.C. DEVAUX « Simulation numérique d'une structure fissurée », Ecole d'été Franco-Québecoise, MONTREAL, Juillet 1980.

[C.15]- J.C. LAUTRIDOU, « Etude de la déchirure ductile d'aciers à faible résistance influence de la teneur inclusionnaire », thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1980).

[C.16] -E. HAIOUN, « Application de l'approche locale de la rupture à l'étude de la transition ductile-fragile dans l'Aciers 16MND5 », thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1986).

[C.17]- R. BATISSE, « Contribution à la modélisation de la rupture ductile des aciers », Thèse, Université de Technologie de Compiegne, (1988).

[C.18]- Z.H. LI, B.A. BIBLY and I.C. HOWARD « A study of the internal parameters of ductile damage theory », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 17, pp. 1075-1087, 1994.

Chapitre II

ETUDE EXPERIMENTALE

II.1- Objet :

Les tuyauteries vapeur du circuit secondaire des réacteurs à eau pressurisée sont constituées de tubes en acier au carbone manganèse (nuance A 48) assemblés par soudage à l'électrode enrobée. Elles fonctionnent à une température de 300°C. L'étude expérimentale consiste à évaluer la résistance à la déchirure ductile de ces joints soudés dans les conditions de service.
Pour y parvenir, deux types d'essais ont été réalisés :

1) Les essais mécaniques permettant la caractérisation des matériaux (essais de traction). Ces essais ont pour objectif la détermination, à la température T=300 °C, des lois de comportement pour chaque zone du joint soudé à savoir MB, ZAT et MF. De même, ces essais sont réalisés sur des éprouvettes d'une ZAT obtenue par simulation thermique.

2) Essais de déchirure ductile :
Ces essais sont réalisés sur des éprouvettes du type CT (Compact Tension) à 300 °C, afin de déterminer l'évolution du paramètre énergétique J en fonction de la progression de la fissure Δa ; et ceci dans trois configurations différentes : « MB, MF et la ZAT ».

II.2- PRESENTATION DES MATERIAUX

II.2. 1- ANALYSE CHIMIQUE

Les résultats de l'analyse chimique concernant le Métal de Base (A48) et le Métal Fondu (électrode enrobée) sont rassemblés dans le tableau II.1. Les teneurs en carbone équivalent pour le MB et le MF, calculées d'après la formule (II.1) [II.1], sont respectivement de 0,41 % et de 0,32 %.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (\%) \qquad \text{(II. 1)}$$

	MB	MF
C	0.18	0.076
S	0.025	0.007
P	0.012	0.009
Si	0.25	0.34
Mn	1.14	1.33
Ni	0.08	0.04
Cr	0.08	0.04
Mo	≤0.02	0.01
Cu	0.18	0.08
V	≤ 0.02	0.015
Al	≤ 0.02	< 0.001
N		0.009

Tableau II. 1 : Composition chimique (% en poids) du tube en acier A48 et du métal déposé (élect. enrobée)

II.2.2- Réalisation des assemblages soudées :

Un joint soudé a été réalisé dans des conditions représentatives des fabrications industrielles. Le métal de base est une partie d'un tube en acier au carbone manganèse (nuance A 48), de diamètre 860 mm et d'épaisseur 56 mm. Les soudures sont réalisées manuellement à l'aide de l'électrode enrobée TENACITOR (diamètres 3.2 et 4 mm) et sont reprsentatives d'un piquage (figure II.1). Le produit de soudage a été déposé en plusieurs passes dans un chanfrein demi-V (les conditions de soudage sont décrites dans l'annexe II).

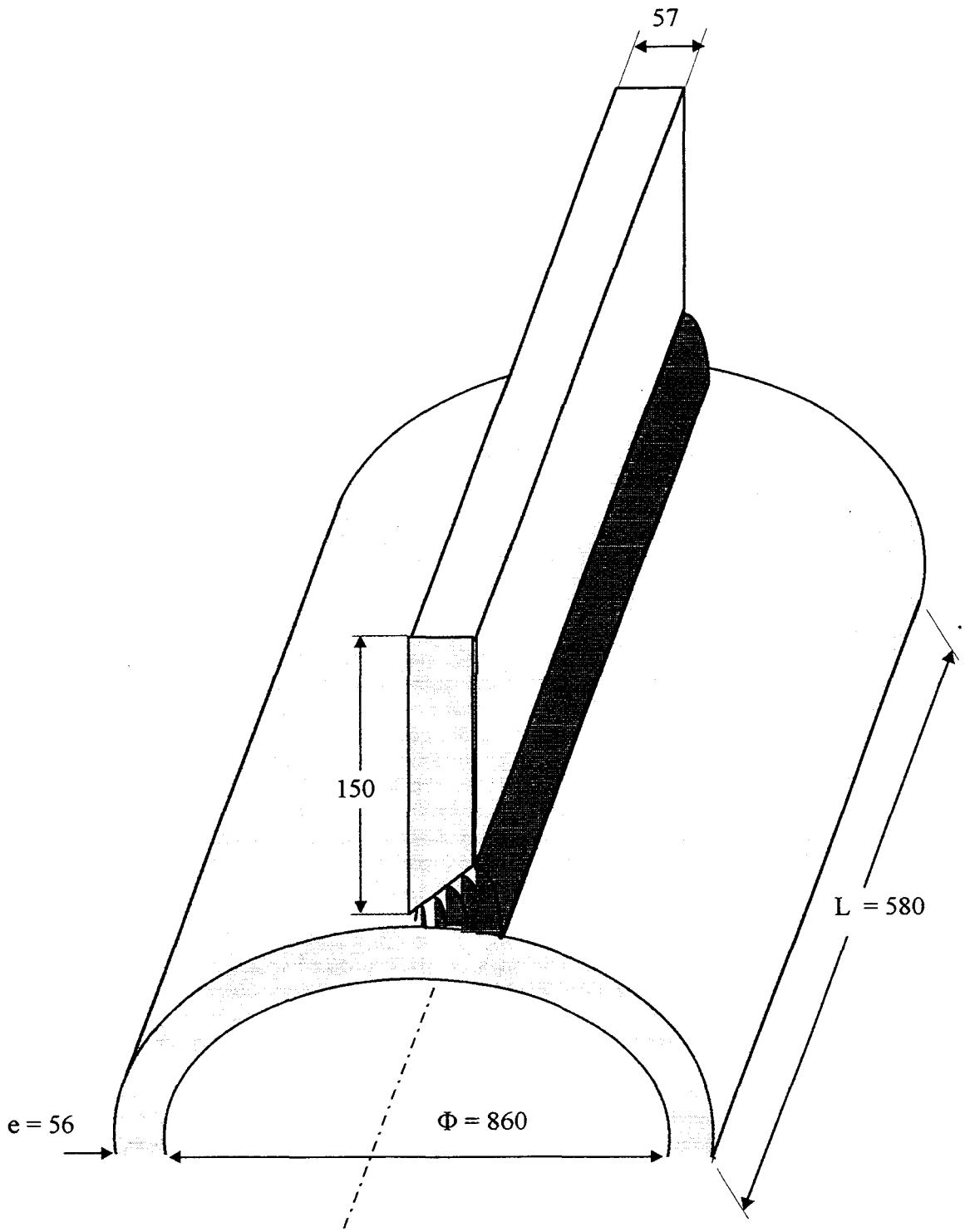
II.2. 3- Mesures des cycles thermiques lors du soudage :

Afin de mesurer les cycles thermiques pendant l'opération du soudage, nous avons installé 12 thermocouples dans le métal de base à différentes distances de la ligne de fusion (fig. II.2). La fixation des thermocouples a été réalisée en soudage par point. Les enregistrements obtenus, ont permis de mettre en evidence :

- la température maximale par chaque pic
- les vitesses de chauffage $\Delta t_{500\text{-}800}$ et $\Delta t_{300\text{-}700}$
- les vitesses de refroidissement $\Delta t_{800\text{-}500}$ et $\Delta t_{700\text{-}300}$
- les températures interpasses.

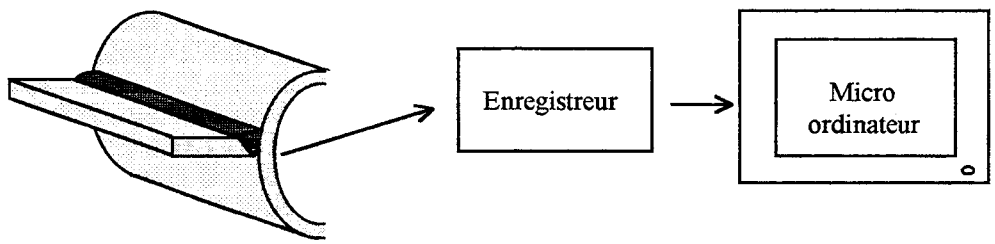
La figure II.3, présentant l'évolution des températures maximales en fonction des passes, montre que :

- la température de la plus haute austénitisation est d'environ 1350 °C
- la deuxième température d'austénitisation est d'environ 900 °C
- la température maximale de revenu est comprise entre 600 et 700 °C

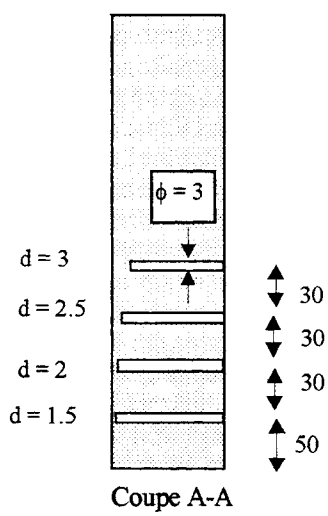


* Les dimensions sont données en mm

Figure II. 1 : Forme et dimensions du joint soudé.

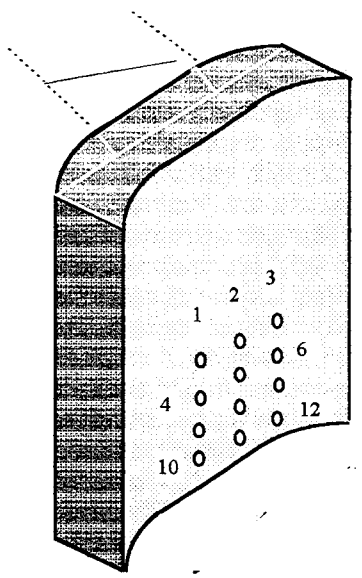


a)- système d'acquisition

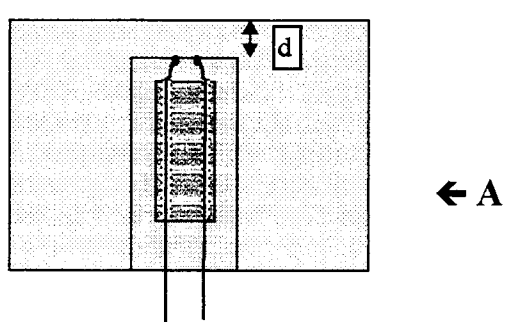


Coupe A-A

c)- profondeur des trous (en mm)



b)- dispositions des 12 thermocouples



d)- soudage d'un thermocouple au fond d'un trou

Figure II. 2 : Dispositif de mesure des températures au cours du soudage.

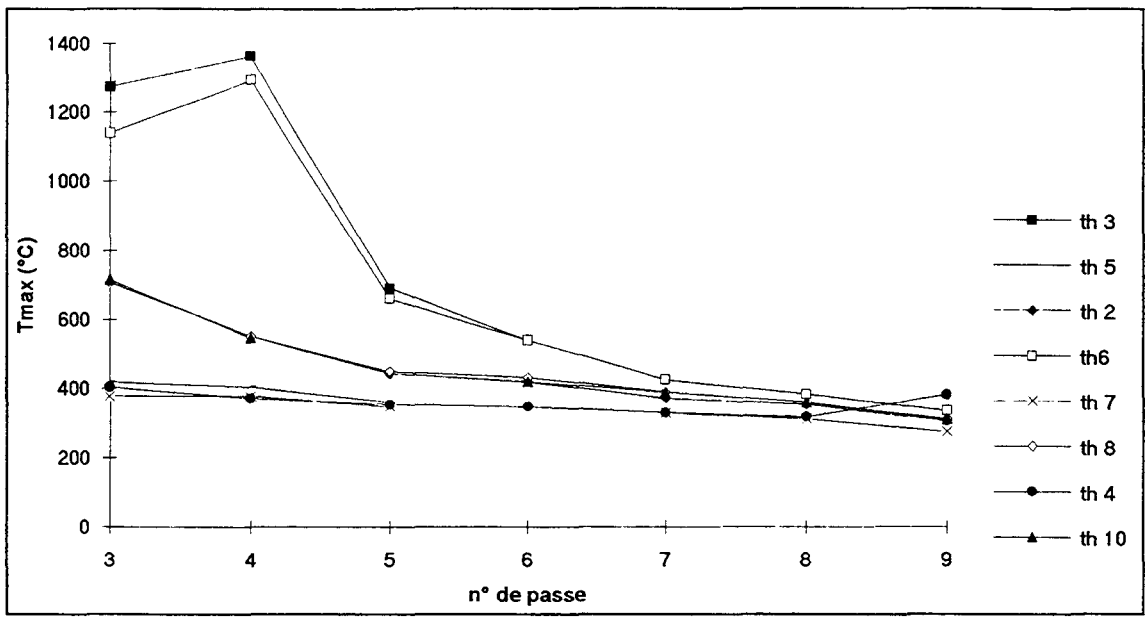


Figure II. 3 : l'évolution de la température maximale en fonction des passes (à partir de la passe n° =3).

II.2.4- Etude métallographique :

L'objet de cette étude est de préciser les transformations microstructurales et l'évolution de la microdureté dans le joint soudé. Pour effectuer cette étude, nous avons utilisé un microscope optique et un microduromètre à charge réduite. Les observations microstructurales et les filiations de microdureté ont été faites suivant plusieurs niveaux sur des échantillons préalablement préparés en vue d'analyse métallographique (polissage 1 µm puis attaque au Nital 2%) ((Fig. II.4).

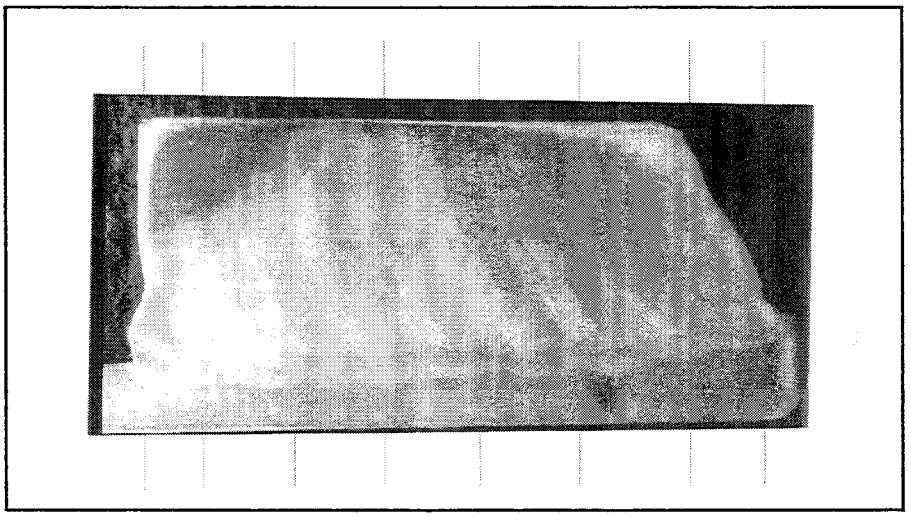


Figure II. 4 : représentation des niveaux des observations microstructurales et des filiations de microdureté

II.2.4.1- Résultats de l'étude microstructurale :

Cette étude microstructurale a permis de montrer que :

1- la structure du Métal de Base est de type ferrito-perlitique dite en bande dans le sens du laminage (fig. II.5).

2- l'épaisseur totale de la Zone Affectée Thermiquement « ZAT » est comprise entre 2 et 3.5 mm. La microstructure de la ZAT observée a permis de décomposer cette zone en quatre couches structurales pouvant être considérées comme étant homogènes (fig. II.6) :

a) la 1ère couche est caractérisée par une structure ferrito-perlitique avec perlite globulaire. Elle est identique au métal de base, mais sa granulation est plus fine. Son épaisseur varie entre 0.2 et 0.6 mm.

b) la 2^{éme} couche présente une structure ferritique avec des îlots de bainite et son épaisseur varie de 0.4 à 0.8 mm.

c) la 3^{éme} couche est caractérisée par une structure ferritique avec des formations bainitiques aux joints des grains. Son épaisseur est d'environ 1 mm.

d) la 4^{éme} couche présente une structure à îlots de bainite, séparés par de la ferrite proeutectoide qui marque les anciens joints de grains austénitiques. C'est la Zone à Gros Grains (ZGG) engendrée par les températures qui dépassent 1100 °C. Son épaisseur varie de 0.5 à 1 mm.

3- La structure du Métal Fondu MF est dendritique (ferrite Widmanstätten) avec des îlots ferrito-perlitiques (fig. II.7). La perlite dans cette zone est très fine à cause du refroidissement relativement lent du bain de soudure.

Les valeurs de microdureté sont souvent affectées par l'hétérogénéité locale de structure. C'est pourquoi, celles-ci sont présentées par leurs valeurs moyennes calculées suivant la norme NF A82-460 [II.2]. Celles-ci sont portées sur la figure II.6.

RESUME

A l'issue de cette analyse, nous avons mis en évidence l'existence de trois zones dans un joint soudé à savoir :

- MB (structure ferrito-perlitique en bande et de dureté 167 HV)
- MF (structure dendritique et de dureté 185 HV)
- ZAT (structure de forte hétérogèneité : ferrito-perlitique avec perlite globulaire (167 HV), ferritique avec des îlots de bainite (188 HV), ferritique avec des formations bainitiques aux joints des grains (175 HV), îlots de bainite, séparés par de la ferrite proeutectoide (191HV).

La connaissance de la microstructure et la microdureté de la ZAT sont nécessaires pour réaliser la simulation thermique de cette zone.

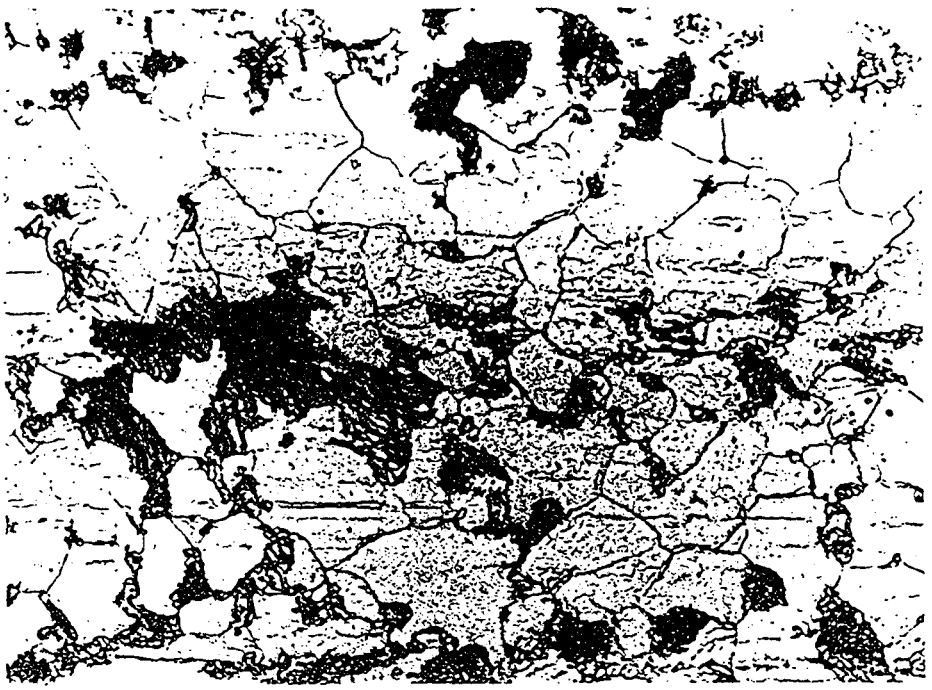


Figure II. 5 : microstructure du métal de base

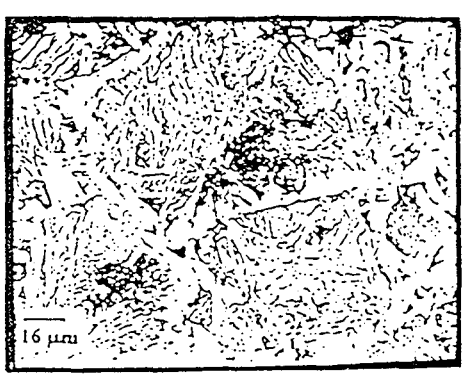


Figure II. 6 : microstructure du métal fondu

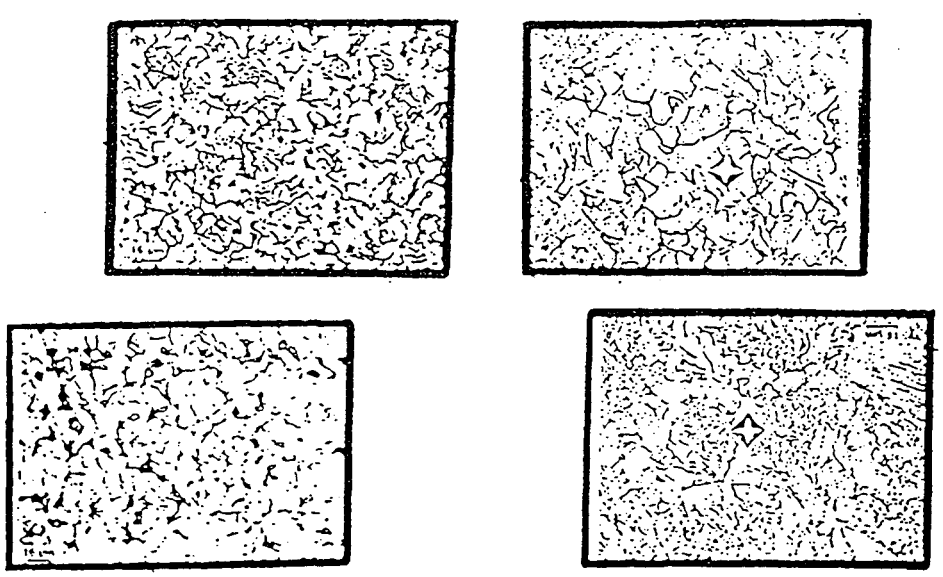


Figure II. 7 : types de microstructure de la zone affectée thermiquement du joint soudé et valeurs moyennes de microdureté

II.3- Essais mécaniques :

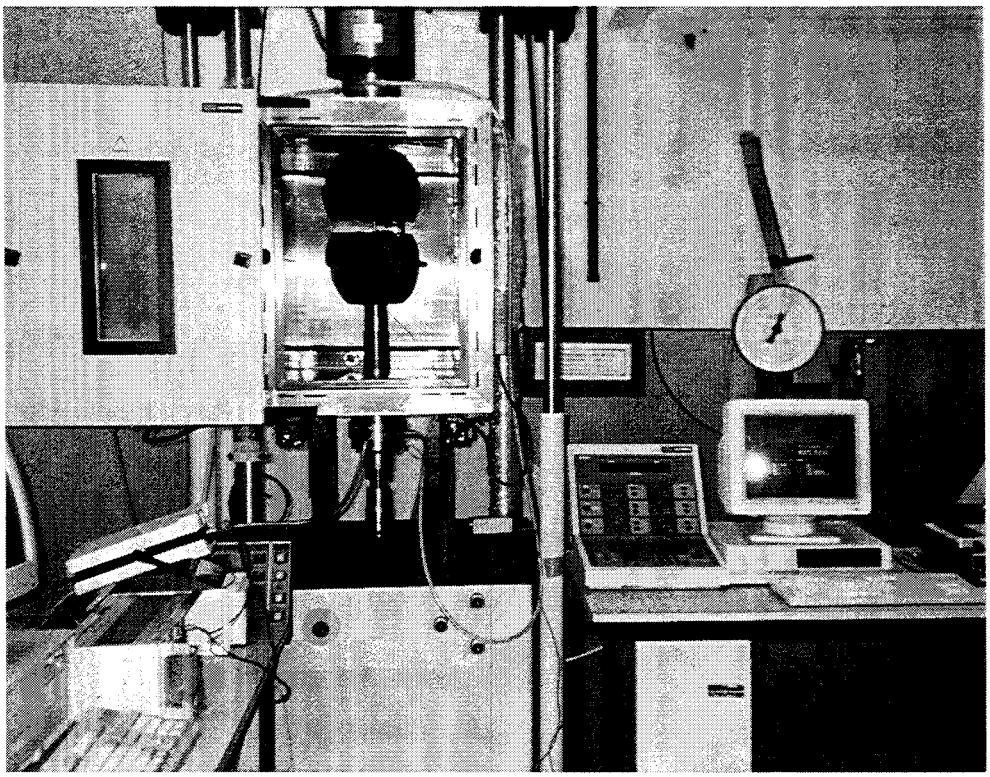
II.3.1- Objectif

Dans le cadre de notre étude, nous avons mené deux séries d'essais mécaniques :
a) Les essais de traction ont permis la détermination des caractéristiques mécaniques essentielles ainsi que la loi de comportement des trois éléments constituant le joint soudé, à savoir le Métal de Base (MB), le Métal Fondu (MF) et la Zone Affectée Thermiquement (ZAT).

b) Les essais de la déchirure ductile du joint soudé ont permis de déterminer l'évolution du paramètre énergétique J en fonction de l'avancée de la fissure Δa.

II.3.2- Dispositif expérimental :

Les essais mécaniques ont été effectués à l'aide d'une machine servo-hydraulique de capacité ± 100 KN. Le pilotage de la machine et l'acquisition des données sont effectués par un micro-ordinateur possédant une liaison numérique du type parallèle « IEEE », en utilisant le programme FLAPS (Fracture Laboratory Application Software). Tous les essais ont été menés à une température de 300 °C, maintenue à l'aide d'un four adapté à la machine et pouvant atteindre une température maximale de 600 °C. Le synoptique du dispositif expérimental est présenté sur la figure II.8.



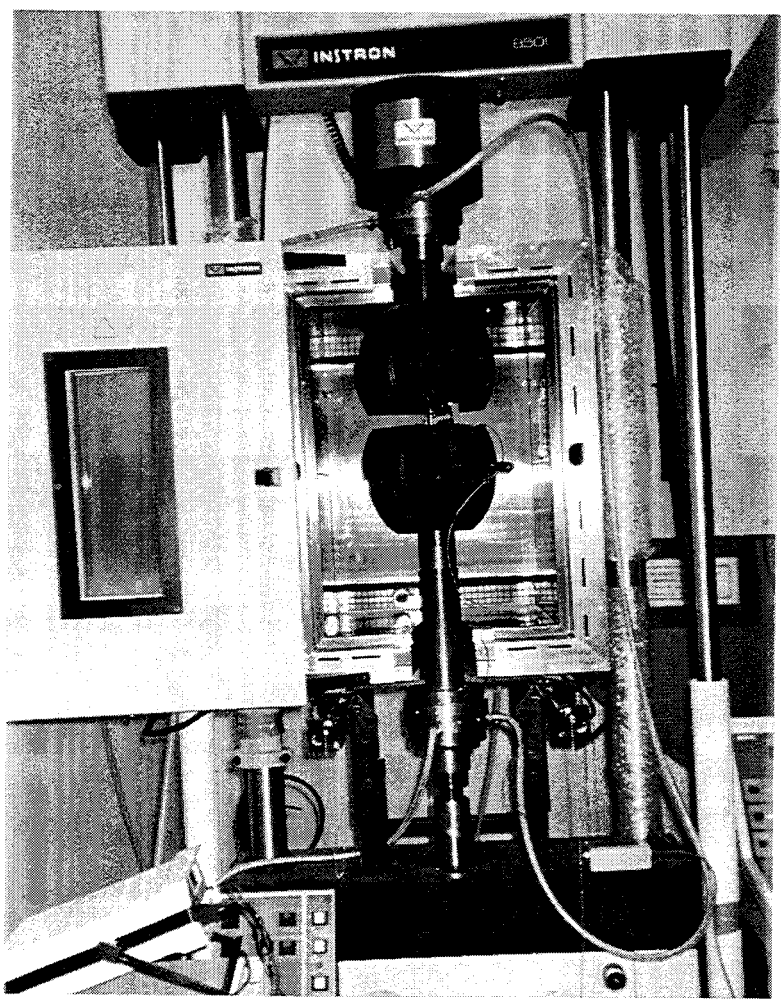


Figure II.8 : Synoptique du dispositif expérimental.

II.3.3- Essais de traction

Afin de caractériser le joint soudé, nous avons effectué des essais de traction à température 300 °C conformément aux normes AFNOR A03-151 et A03-351 [II.3] sur des éprouvettes prélevées dans chacune des zones du joint (MB, ZAT, MF), ainsi que sur des éprouvettes d'une ZAT homogène obtenue par une procédure de simulation thermique[1] .

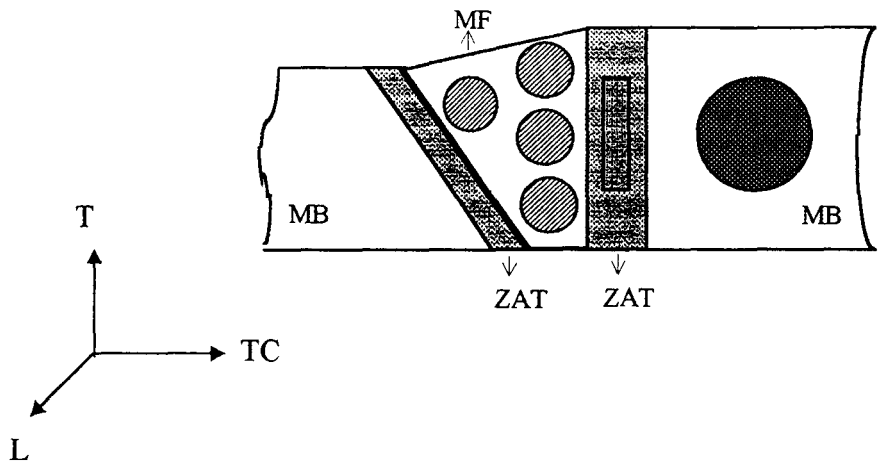
II.3.3.1- Prélèvement et géométrie des éprouvettes :

Le prélèvement des éprouvettes du joint soudé réel (effectué dans le sens longitudinal) et celui de la ZAT simulée thermiquement sont présentés dans la figure II.9. Deux types d'éprouvettes ont été utilisées :

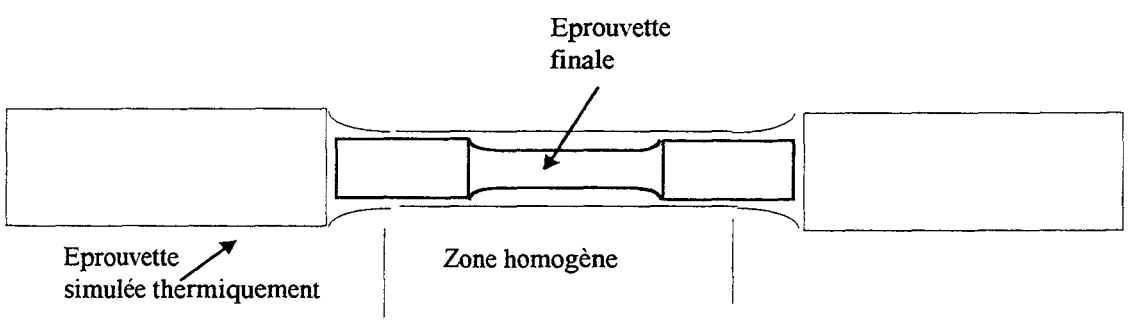
- éprouvettes cylindriques de section droite circulaire de :
  - diamètre 10 mm pour (MB)
  - diamètre 6 mm pour (MF et la ZAT simulée)
- éprouvettes prismatiques dans la ZAT réelle (à section rectangulaire : h=13, b= 4 mm)

La forme et les dimensions des éprouvettes sont représentées sur la figure II.10.

[1] Les essais de simulation thermique sont présentés dans l'annexe

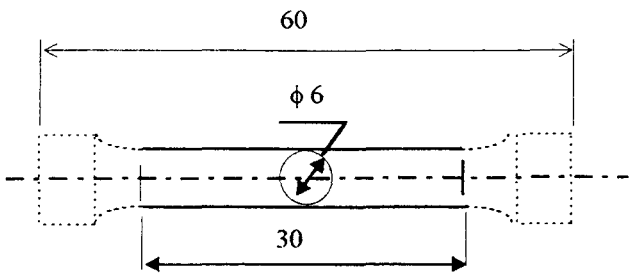


a- à partir du joint soudé

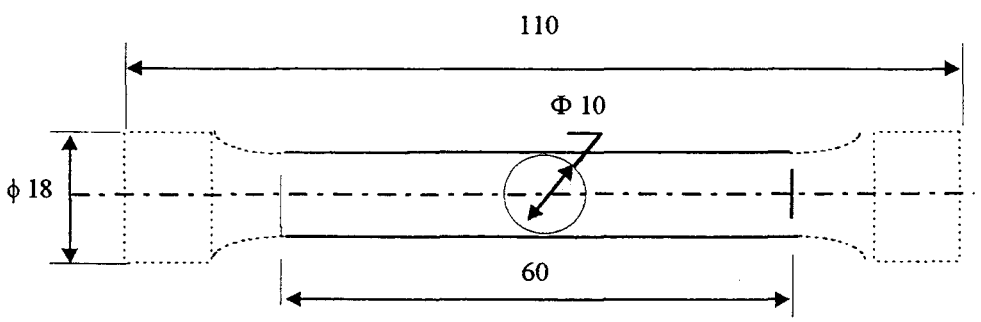


b- à partir des éprouvettes simulées

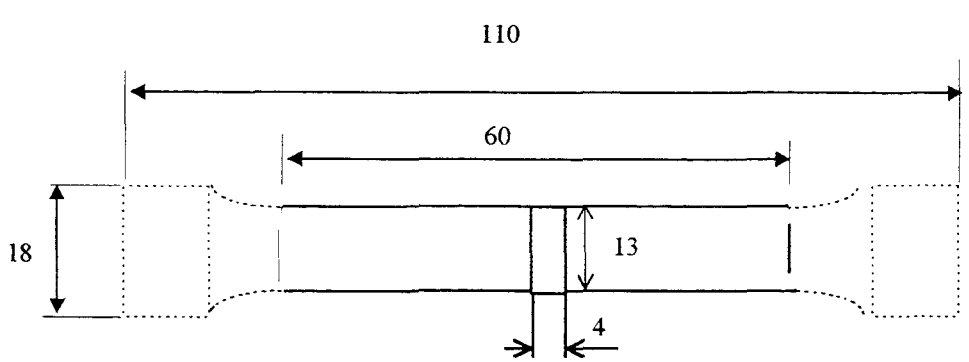
Figure II. 9 : Sens de prélèvement des éprouvettes de traction.



a- MF + ZAT simulé



b- MB



c- ZAT

Figure II. 10 : Forme et dimensions des éprouvettes de traction.

II.3.3.2 - Résultats

La figure II.11 regroupe les courbes conventionnelles expérimentales présentant l'évolution des contraintes en fonction des déformations pour chacun des matériau MB, MF, ZAT et ZAT simulée. L'allure générale de ces courbes a mis en évidence un comportement ductile de chacun des matériaux dans le sens long. Cela est confirmé par les observations fractographigues effectuées à l'aide du Microscope Electronique à Balayage MEB (planche II.1 à 3).

Le tableau II.2 présente l'ensemble des caractéristiques mécaniques de traction à 300 °C, issues des courbes conventionnelles.

	$R_{E\,0.2\%}$ (MPa)	Rm (MPa)	E (GPa)	A %	Z %
MB	205 ± 5	433 ± 7	183 ± 3	20 ± 1	54 ± 4
MF	330 ± 20	542 ± 8	197	21	53
ZAT	350 ± 5	625 ± 5	180 ± 5	21	40
ZAT(simulée)	310	610	185	13	31

* Donnés conventionnelles

Tableau II. 2 : Caractéristiques mécaniques de traction à 300 °C.

avec

-$R_{e\,0.2}$: est la contrainte ($\sigma = \frac{F}{S_0}$) qui correspond à une déformation plastique ($\frac{\Delta l}{l_0}$) égale à 0.2 %

- R_m la résistance à la traction $R_m = \frac{F_{max}}{S_0}$

- A% l'allongement relatif $A\% = 100\,(L_u - L_0)/L_0$

- Z% le coefficient de striction $Z\% = 100\,(S_0 - S_u)/S_0$

où

S_0 : section initiale

S_u : section après rupture.

Lu : longueur après rupture.

Globalement, la ZAT simulée présente un comportement similaire à celui de la ZAT réelle. Cela permet de valider donc le processus de simulation thermique utilisé (voir annexe III). D'autre part, il faut noter que le joint soudé représente un cas d'overmatching de rapport [$R_{e\,(MF)}$ / $R_{e\,(MB)}$] = 1,6.

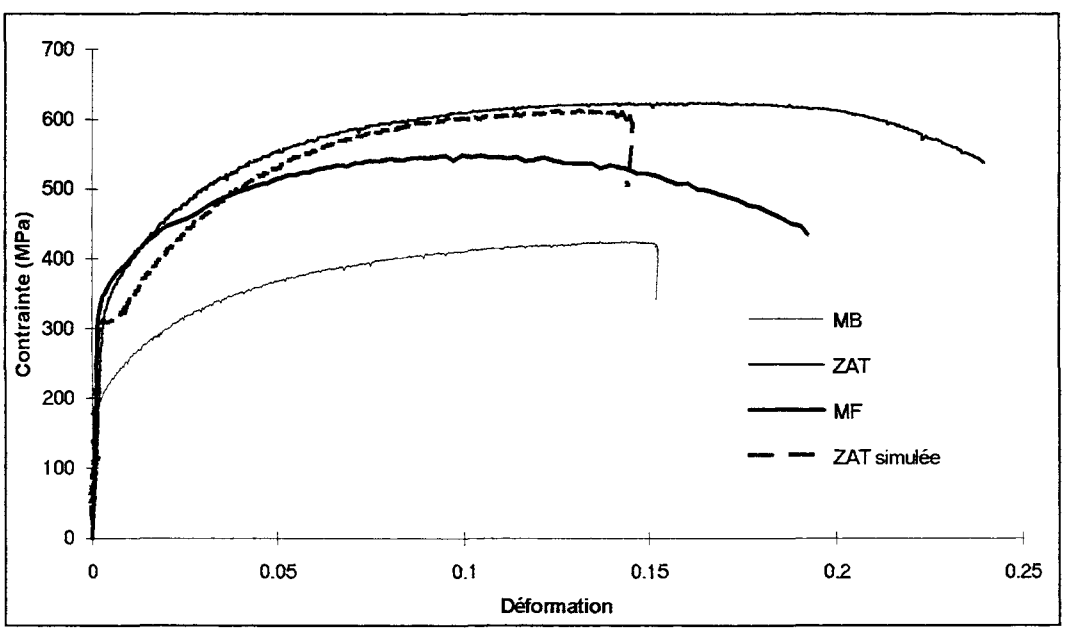
Le comportement des matériaux utilisés (σ_{vraie} = f (ε_{vraie})) peut être régi par une loi puissance du type Ramberg-Osgood :

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n \qquad \text{(II.2)}$$

où k, n sont respectivement le coefficient de résistance et le coefficient d'écrouissage (tableau II.3).

	MB	MF	ZAT	ZAT (simulée)
n	0.26	0.28	0.27	0.26
K (GPa)	0.63	0.6	0.8	1.1

Tableau II. 3 : Les paramètres de la loi de Ramberg-Osgood.



* Courbes conventionnelles

Figure II. 11 : Evolution de contrainte en fonction de déformation

II.3.4 - Détermination expérimentale de la ténacité du joint soudé :

II.3.4.1- Objectif

Le but de cette partie est de déterminer la ténacité à 300 °C, exprimée principalement par la valeur critique de paramètre énergétique J notée Jc. Cette valeur est déduite des courbes expérimentales exprimant la variation du paramètre J en fonction de l'avancée de la fissure Δa « J-Δa ». Cette courbe est déterminée à partir de l'enregistrement de la variation de la charge en fonction du déplacement « F-d ». L'avancée de la fissure est suivie en utilisant la méthode des décharges partielles.

II.3.4.2- Prélèvement des éprouvettes

Les essais de déchirure ductile sont réalisés sur des éprouvettes de type CT (Compact Tension) dans trois configurations différentes :

- MB : l'éprouvette d'épaisseur 20 mm (CT20) est prélevée dans le métal de base, compte-tenu des dimensions de la matrice brute.
- MF : l'éprouvette d'épaisseur 25 mm (CT25) est prélevée à partir du joint soudé, l'entaille mécanique est située dans la zone du métal fondu.
- ZAT : l'éprouvette d'épaisseur 25 mm (CT25) est prélevée à partir du joint soudé, l'entaille mécanique est située à 1 mm environ de la ligne de fusion.

Le repérage des plans de prélèvements et la localisation des éprouvettes sont donnés par la figure II.12. Toutes les éprouvettes ont été prélevées d'une manière que le matériau soit sollicité dans le sens travers-court. La géométrie et les dimensions des éprouvettes sont présentées sur la figure II.13.

Pour imposer la direction de la fissure de fatigue, malgré l'hétérogénéité du matériau dans le plan de symétrie de l'éprouvette, des entailles latérales ont été usinées avant la préfissuration.

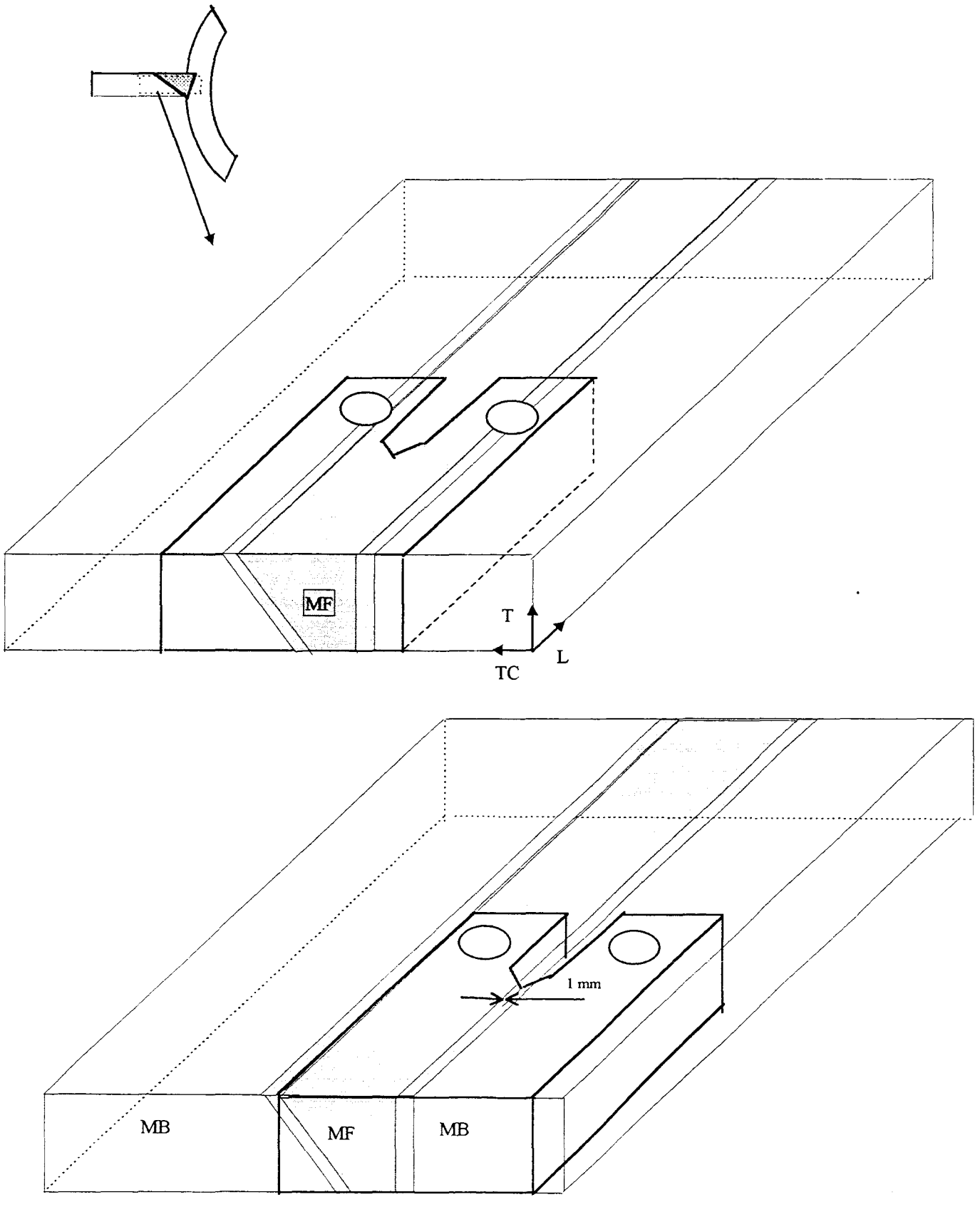


Figure II. 12 : sens de prélèvement des éprouvettes CT.

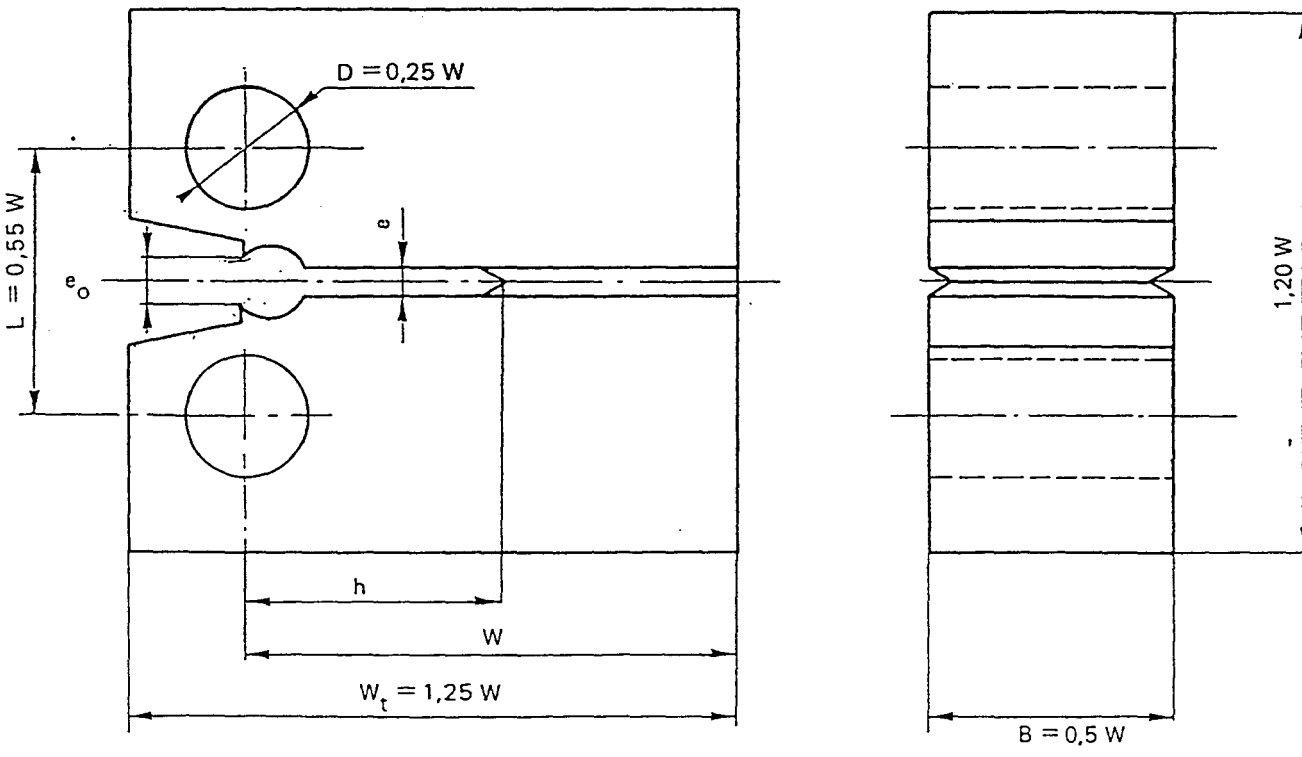


Figure II. 13 : Géométrie des éprouvettes.

II.3.4.3- Déroulement d'un essai

A- Préfissuration des éprouvettes

Les éprouvettes sont préfissurées, par fatigue à amplitude de charge constante à la température ambiante suivant la norme ASTM E 813 [II.4], jusqu'à ce que la fissure atteigne une longueur relative (a_0/W) comprise entre 0,45 et 0,55.

B- Suivi de l'essai

Les essais ont été effectués à la température de 300 °C, selon la méthode des déchargements partiels et conformément à la procédure proposée par la recommandation [II.5]. Les éprouvettes sont soumises à un effort de traction, qui impose une vitesse constante d'ouverture d'entaille de 0.3 mm/min. Les phases « charge - décharge » sont effectuées à la même vitesse. Afin d'améliorer la linéarité des pentes, un palier de maintien à ouverture constante destiné à permettre la relaxation de l'effort, pendant 2

minutes, a été réalisé. Le chargement est poursuivi jusqu'à une longueur de déchirure d'environ 3 mm. Au cours de l'essai, nous enregistrons simultanément la charge mesurée à l'aide d'une cellule de charge et l'ouverture des lèvres de la fissure mesurée à l'aide d'un extensomètre à lames placé dans l'entaille mécanique au niveau l'axe du chargement.

II.3.4.4- Résultats et discussions :

Les figures (II.14 à 22) représentent les courbes « force-déplacement » expérimentales pour chacune des trois configurations à savoir (MB, MF, ZAT). Le paramètre J en fonction de l'avancée de la fissure Δa, est calculé selon la procédure recommandée par la norme ASTM [II.4]. La droite d'émoussement a été déterminée à partir de la relation suivante :

$$J = 4\, R_e\, \Delta a. \qquad \text{(II.3)}$$

L'ensemble des résultats permet de tirer les remarques suivantes :

i)- Métal de Base (MB).

Globalement les trois courbes « force-déplacement » présentent la même allure générale (fig. II.14,15,16). Le palier ductile à la charge maximale est très faible. Il faut noter ici que les charges maximales atteintes, dans les trois essais, sont largement différentes : 14, 19 à 23 KN. Ces différences peuvent être attribuées en premier lieu au fait que la longueur initiale de la fissure n'est pas la même dans les trois éprouvettes (a_0 / W : 0.475, 0.45 et 0.5). En second lieu, la mesure des longueurs de fissure est affectée avec des incertitudes du fait que le front de fissure est irrégulier. En effet, nous constatons sur les faciès de rupture, la présence des ponts de matières subsistant en arrière du front de fissure. Ce phénomène a influencé notament l'allure des pentes correspondant aux décharges partielles et a rendu le calcul de la complaisance très délicate.

D'autre part, l'examen effectué au MEB a mis en évidence le fait que la rupture de l'éprouvette se propage dans des plans plus ou moins décalés par rapport au plan de l'entaille, et a conduit à la formation de facettes (planche II.4). Ce mode de rupture peut être attribué à la

microstructure en bandes, résultant du processus de fabrication (tôle laminée, roulée, soudée), ainsi que des défauts observés en service (décollements lamellaires dans l'épaisseur du tube) [II.6].

Afin de minimiser l'effet des dispersions des résultats expérimentaux sur la détermination de la ténacité, une régression puissance a été effectuée sur l'ensemble des points J-Δa (fig. II.23). En ce qui concerne le métal de base, on obtient une valeur faible du paramètre $J_{0.2}$ de 40 KJ/m² environ. Dans une étude antérieure réalisée sur le même acier, et dans les mêmes conditions de température et de sens de prélèvement, CROUSET et al [II.6] trouvent une valeur de $J_{0.2}$ de 27 KJ/m² environ, en utilisant une régression linéaire dans le domaine de validité recommandé par la norme. La faiblesse de la ténacité du MB dans le sens travers-court doit être attribuée à l'orientation du plan de la propagation de la déchirure selon le grand axe des inclusions (sens de laminage) [II.6].

ii)- Métal Fondu

Dans ce cas, une bonne reproductibilité est obtenue pour les trois essais, la charge maximale étant d'environ 60 KN. On peut noter, en outre, la présence d'un palier ductile. Cette ductilité est confirmée par les observations fractographigues effectuées sur les faciès de rupture. La photographie (planche II.5) révèle la présence d'un nombre important d'inclusions ainsi que la présence de cupules fines et nombreuses, caractéristiques de la rupture ductile.
Par ailleurs, la courbe J-Δa (fig II.24), obtenue par dépouillement de l'ensemble des enregistrements, a permis de montrer que la ténacité du MF à 300 °C est de 200 KJ/m² environ. On constate alors que la ténacité, exprimée par $J_{0.2}$, est cinq fois plus importante que dans le cas du MB ($(J_{0.2})_{MB}$ = 40 KJ/m²).

iii)- Zone Affectée Thermiquement (ZAT).

Les trois courbes présentent des caractéristiques de rupture fragile avec notamment la présence de « pop-in » (fig. II.20,21,22) à la charge maximale. Nous rappelons que ce phénomène est lié

à la présence des zones fragiles à proximité de front de la fissure et aux arrachements lamellaires. La différence entre les valeurs des charges maximales (33, 36, 39 KN) peut être attribuée :

- aux valeurs de (a_0 / w) qui varient entre 0.45-0.49 selon l'essai
- à la difficulté de positionner l'entaille mécanique à 1 mm environ de ligne de fusion pour les trois éprouvettes. Nous rappelons l'existence d'une forte hétérogénéité structurale dans cette zone d'une part et l'irrégularité de l'épaisseur de la ZAT d'autre part.

Les observations fractographiques effectuées sur les faciès de rupture confirment la présence des zones fragiles d'une part et l'existence d'arrachements lamellaires d'autre part (planche II.6). En effet, les inclusions sont disposées en nappes, le passage d'une nappe à une autre se faisant brutalement.

Ainsi, selon les résultats obtenus, la rupture de la ZAT à 300 °C présente un caractère fragile. Nous avons donc tenté d'appliquer la MELR et de déterminer la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte afin de vérifier la validité du critère K_{IC} (conformément à la procédure indiquée dans la norme expérimentale A 03-180 [II.8]) :

$$K_Q = (P_Q / BW^{1/2}) * Y(a/W) \qquad (II.4)$$

avec

$$Y(a/W) = 29.6(a/W)^{1/2} - 185.5(a/W)^{3/2} + 655.7(a/W)^{5/2} - 1017(a/W)^{7/2} + 638.9(a/W)^{9/2} \qquad (II.5)$$

P_Q : la charge correspondant à l'intersection d'une droite, tracée à partir de l'origine de la courbe « charge-ouverture » ayant une pente inférieure de 5 % à celle de la première pente élastique, avec cette courbe.

Les valeurs du paramétre J correspondant peut être calculées par :

$$J_Q = \frac{K_Q^2}{E}(1-\upsilon^2) \qquad (II.8)$$

où

- ν : Coeffient de Poisson $\nu = 0.3$
- E : module d'Young E = 180 Gpa

Les valeurs de K_Q et les valeurs du paramétre J correspondant sont rassemblées dans le tableau donné ci-dessous.

	ZAT1	ZAT2	ZAT3
a_0 (mm)	24.8	25	23
P_{max} (KN)	33	36	39
P_Q (KN)	31	26	29
K_Q (MPa . $m^{1/2}$)	66	49	55
J (KJ/m^2)	22	12	15

* -Largeur de l'éprouvette B = 20 mm, la limite d'élasticité R_e = 350 MPa

Tableu II.3 :

Il faut noter que les valeurs K_Q ainsi obtenues ne respectent pas les conditions de validité, imposées par la norme [II.9], pour que $K_Q = K_{IC}$:

$$a, B > 2.5 (K_Q/Re)^2 \quad (II.6)$$

$$(P_{max} / P_Q) < 1.1 \quad (II.7)$$

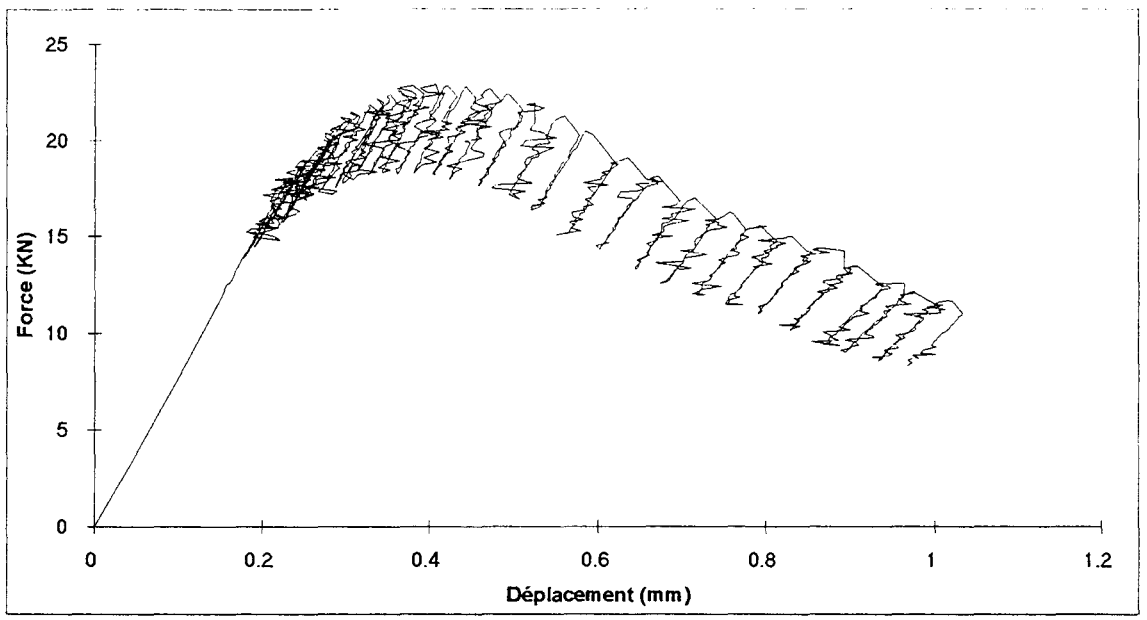


Figure II. 14 : Courbe « Force - Déplacement », métal de base , éprouvette n° 1.

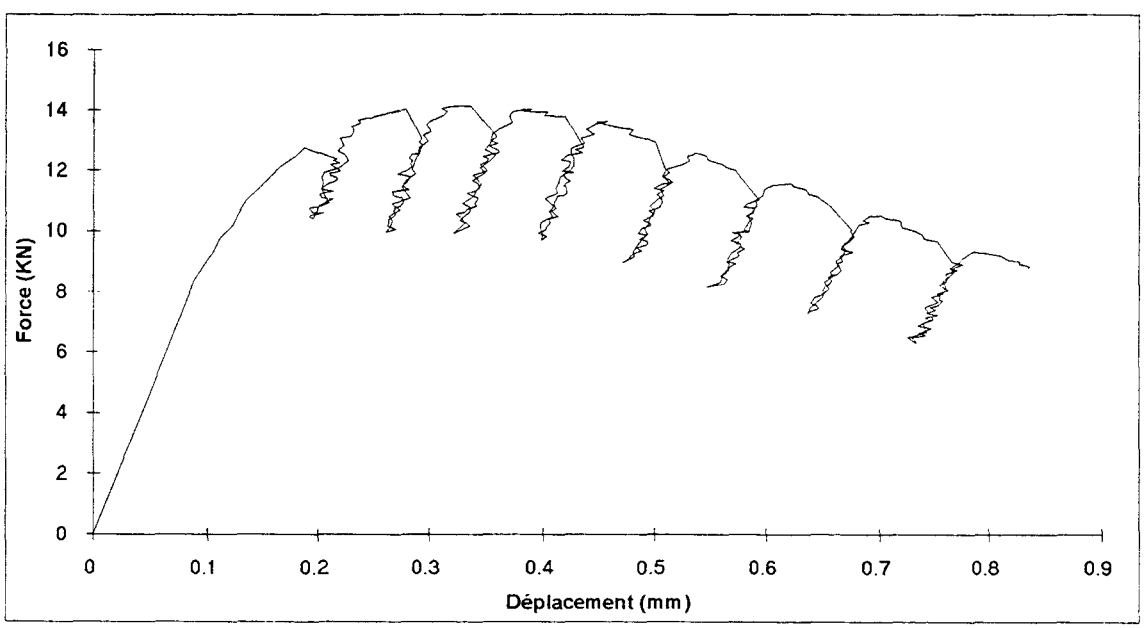


Figure II.15 : Courbe « Force - Déplacement », métal de base , éprouvette n° 2.

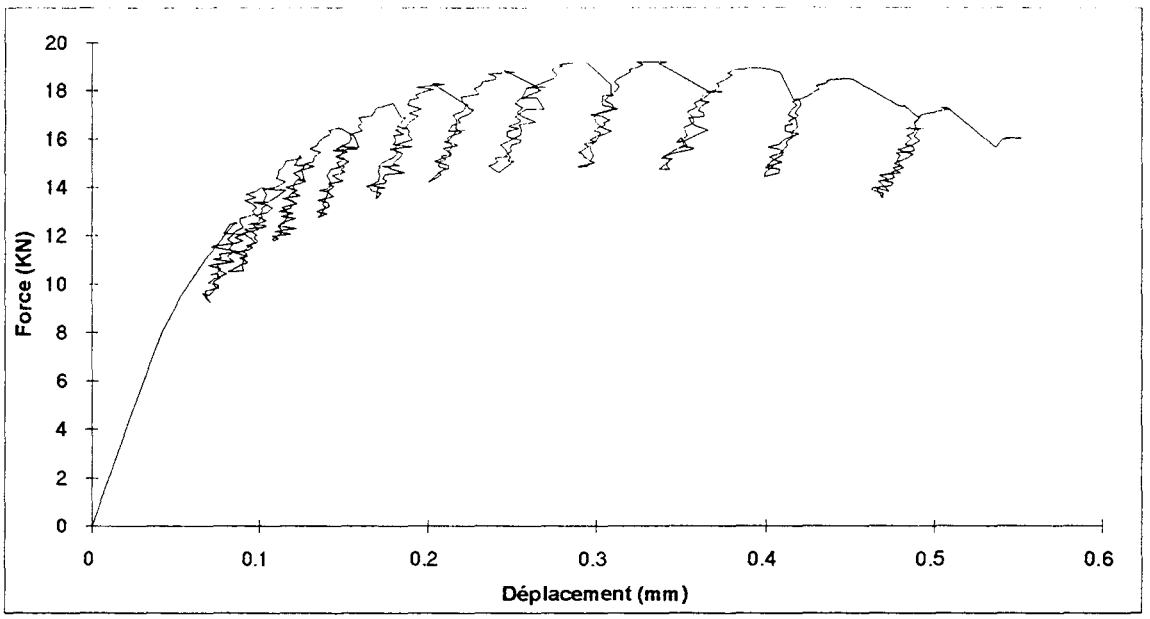


Figure II.16 : Courbe « Force - Déplacement », métal de base , éprouvette n° 3.

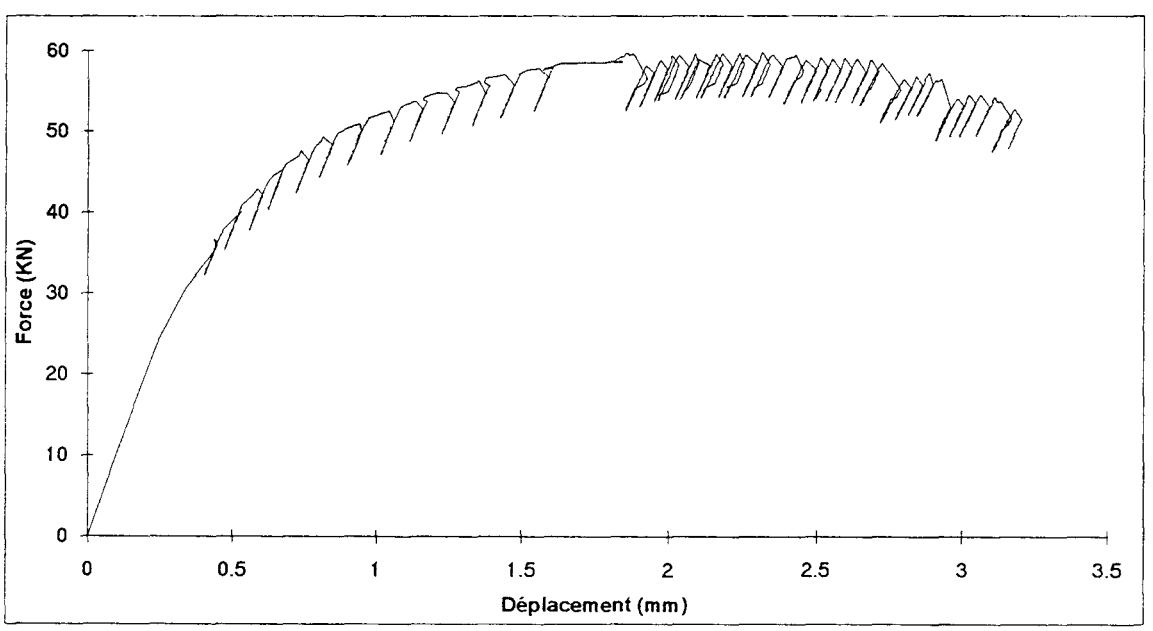


Figure II.17 : Courbe « Force - Déplacement », métal fondu , éprouvette n° 1.

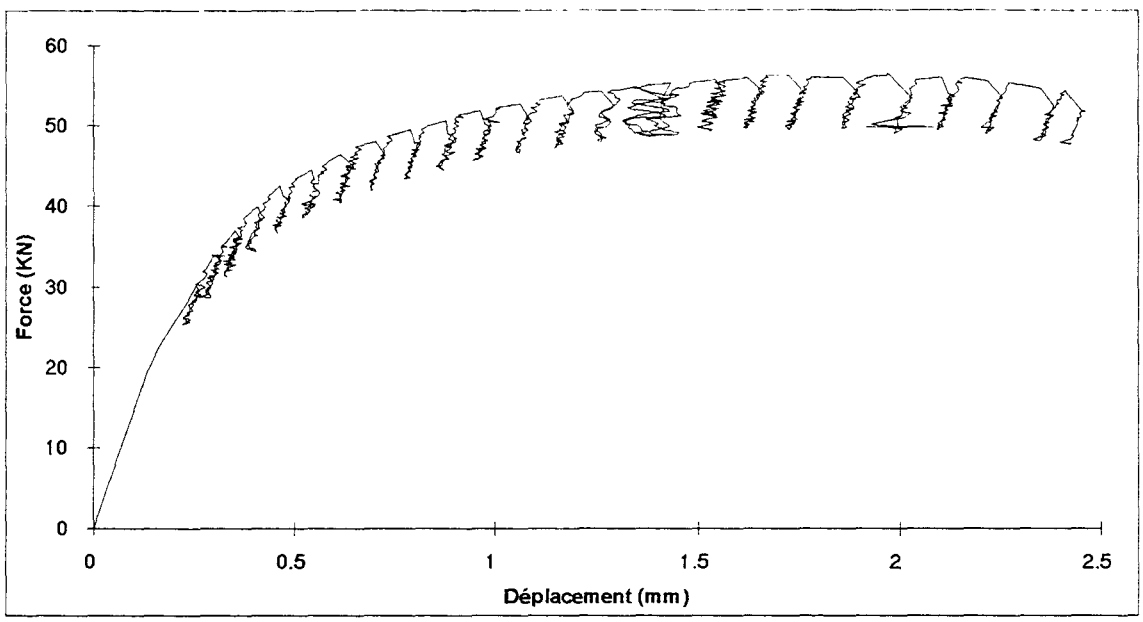


Figure II.18 : Courbe « Force - Déplacement », métal fondu , éprouvette n° 2.

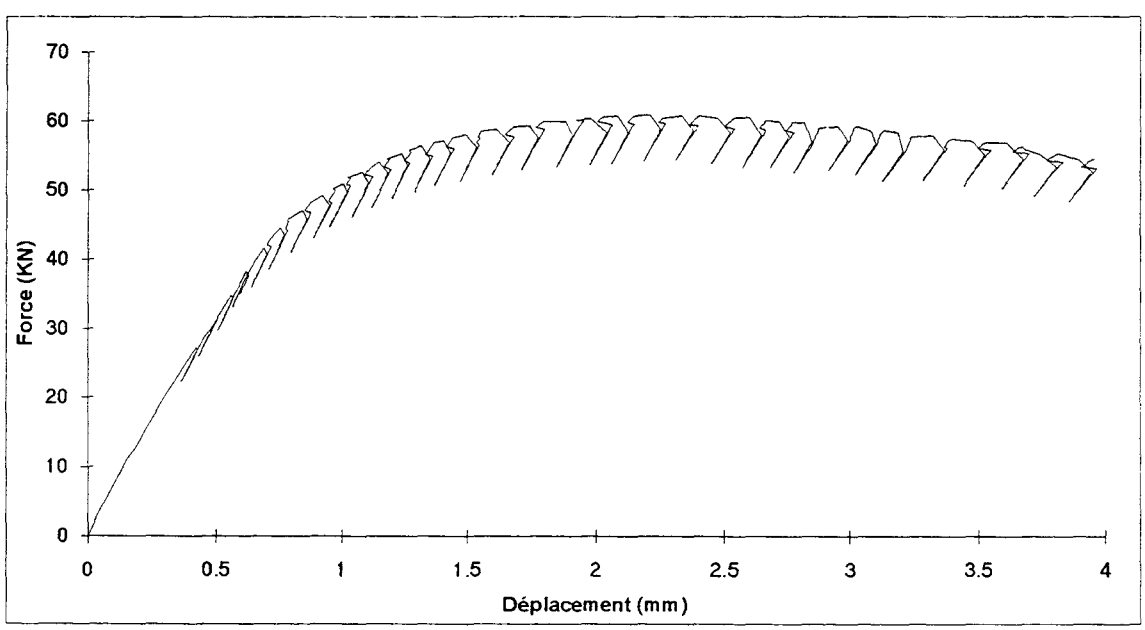


Figure II.19 : Courbe « Force - Déplacement », métal fondu , éprouvette n° 3.

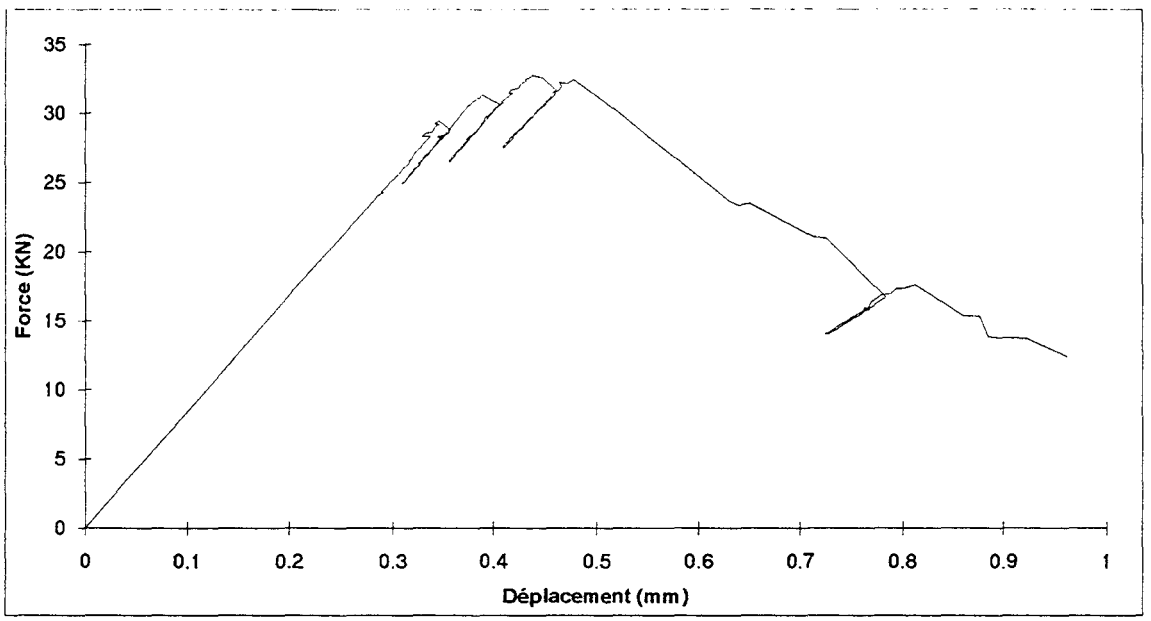


Figure IL20 : Courbe « Force - Déplacement », Zone Affectée Thérmiquement , éprouvette n° 2

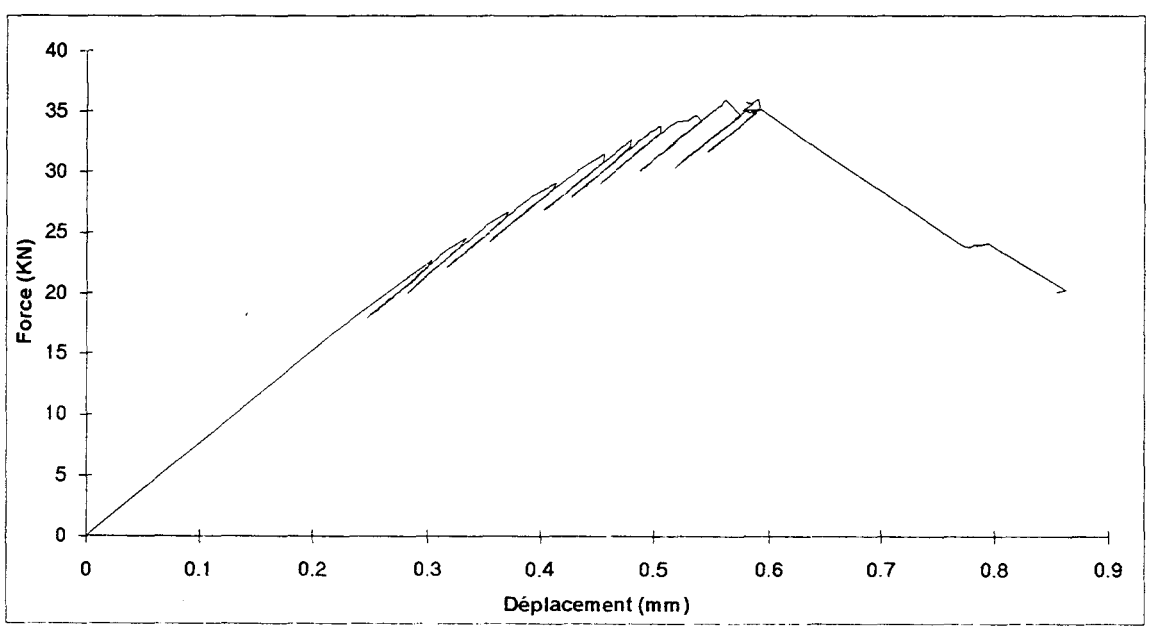


Figure IL21 : Courbe « Force - Déplacement », Zone Affectée Thérmiquement , éprouvette n° 2.

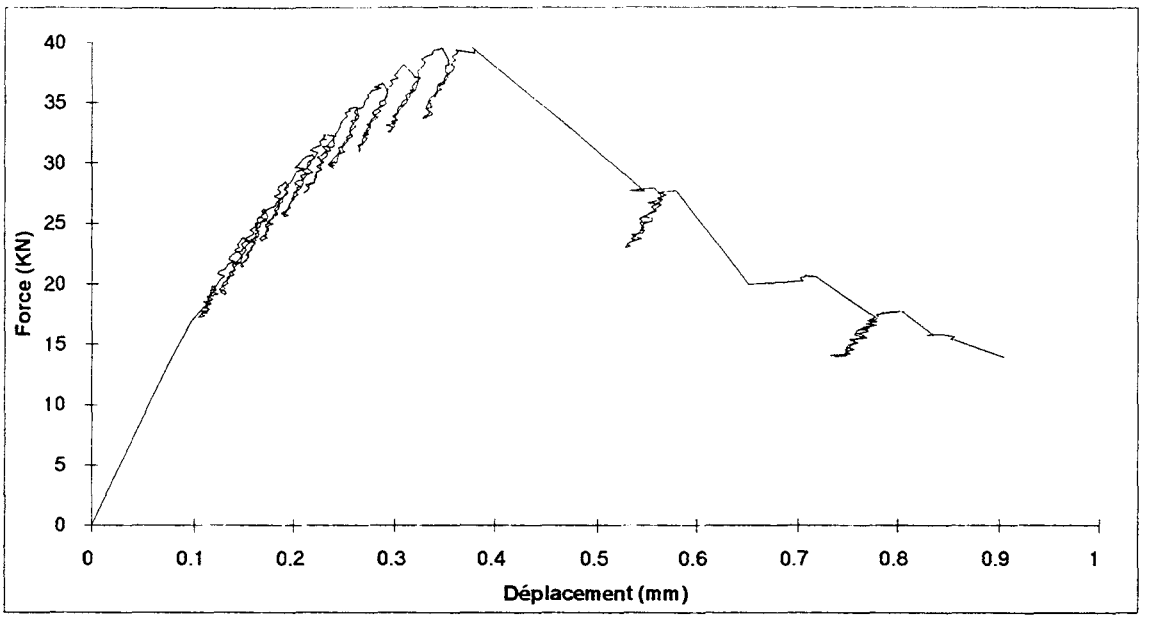


Figure II.22 : Courbe « Force - Déplacement », Zone Affectée Thérmiquement , éprouvette n° 3.

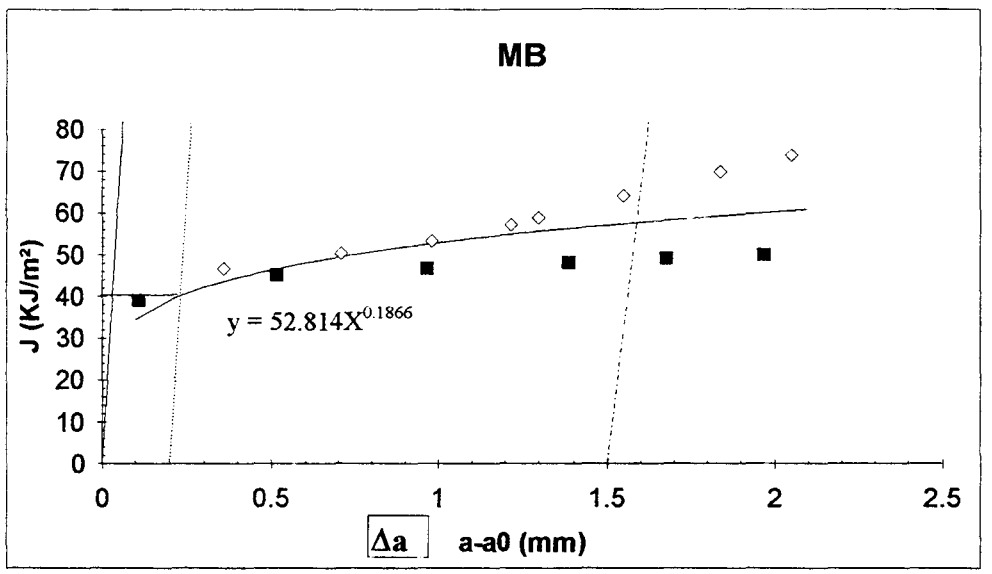


Figure II. 23 : Courbe J- Δa (cas du MB)

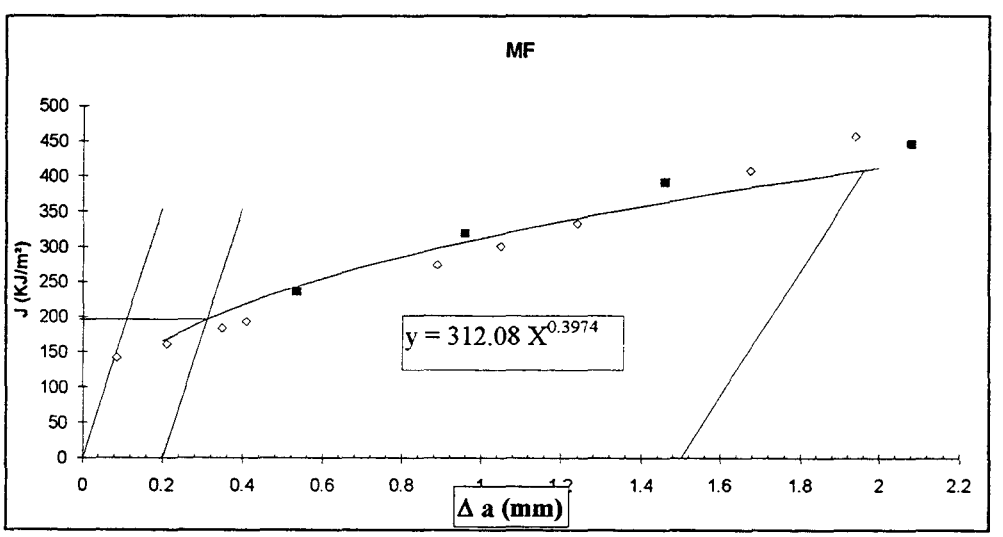
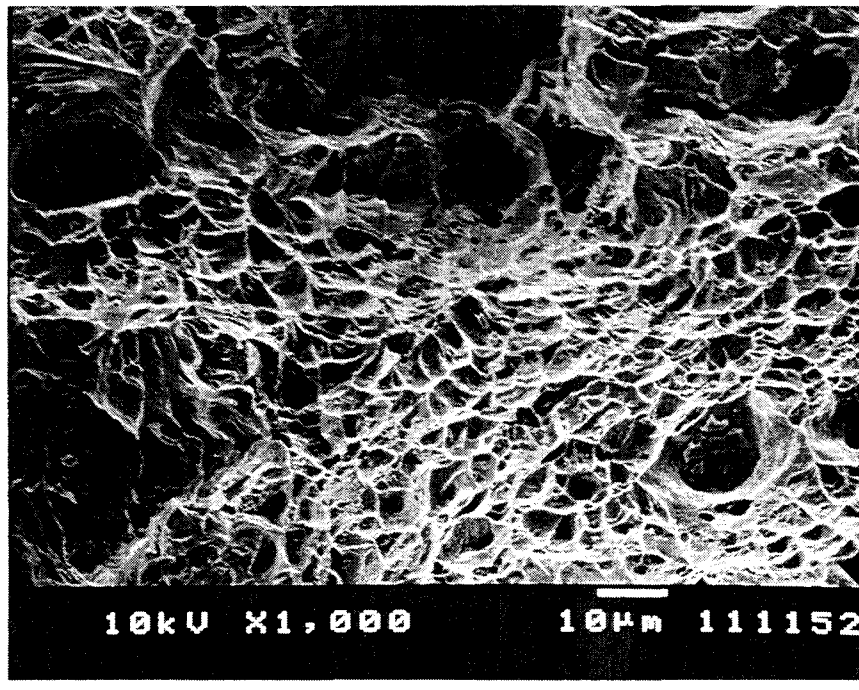


Figure II. 24 : Courbe J- Δa (cas du MF)



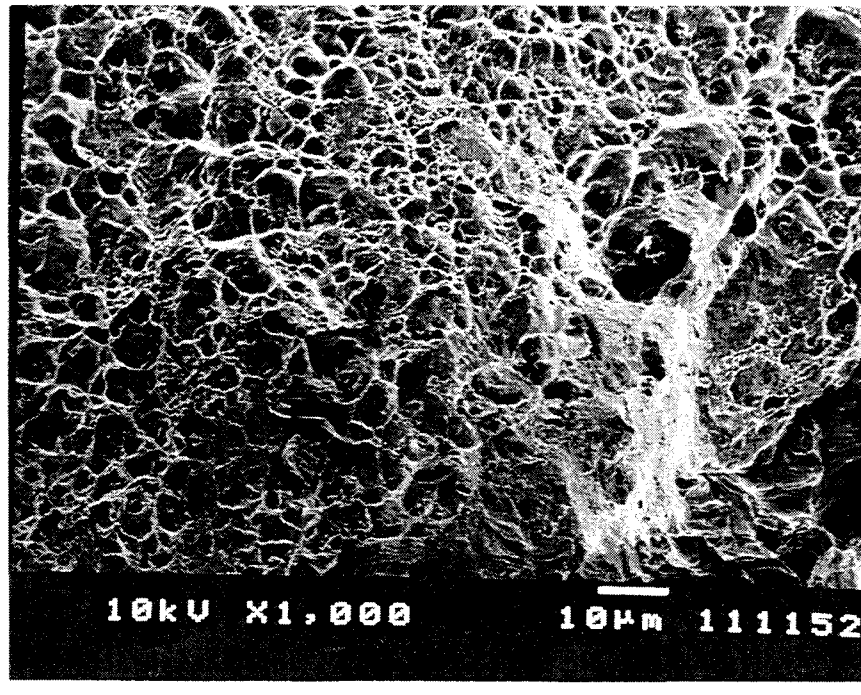
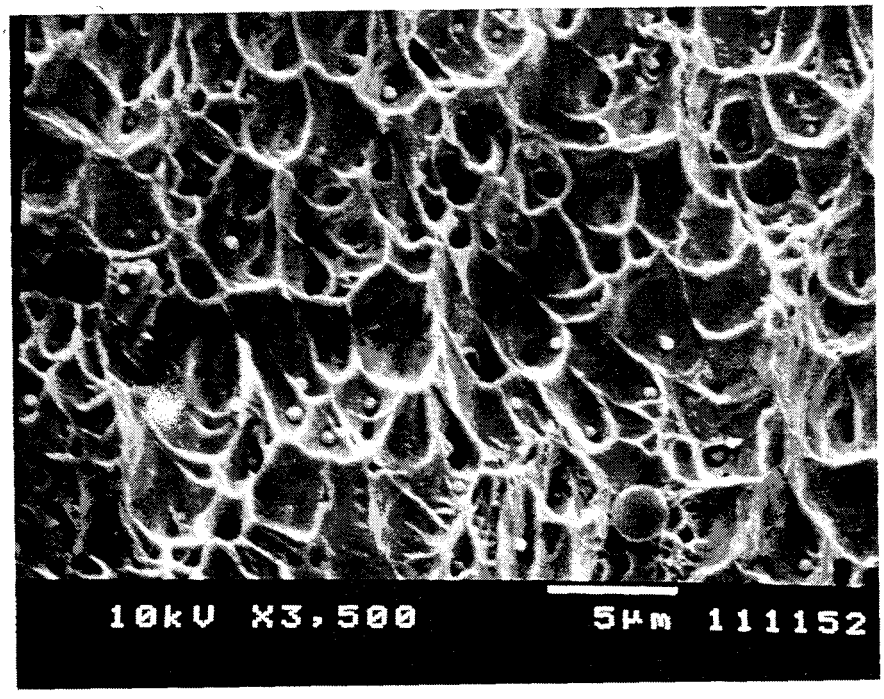


Planche II.1 : Faciès de rupture d'une éprouvette de traction (MB)



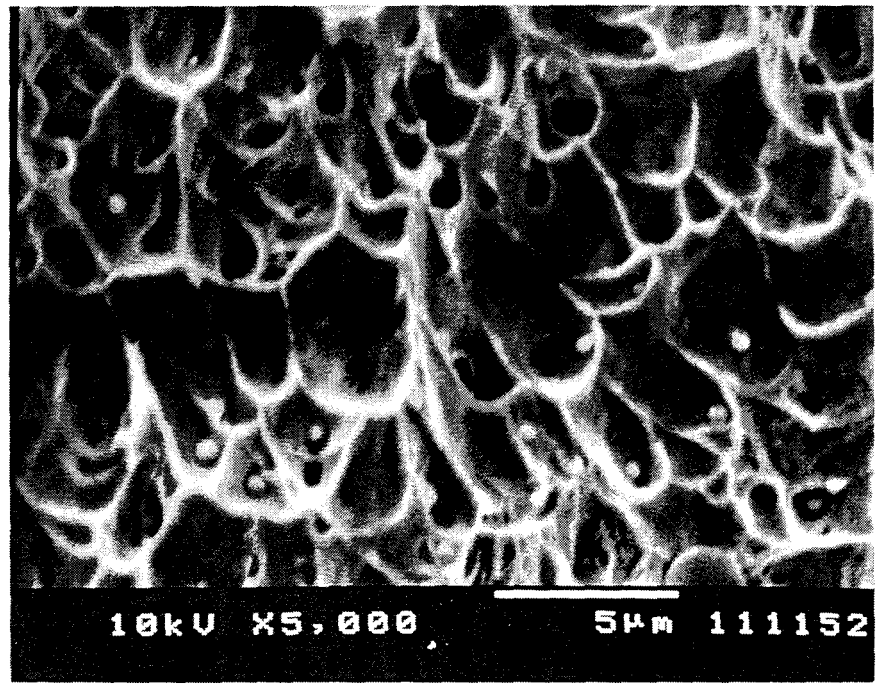


Planche II.2 : Faciès de rupture d'une éprouvette de traction (MF)

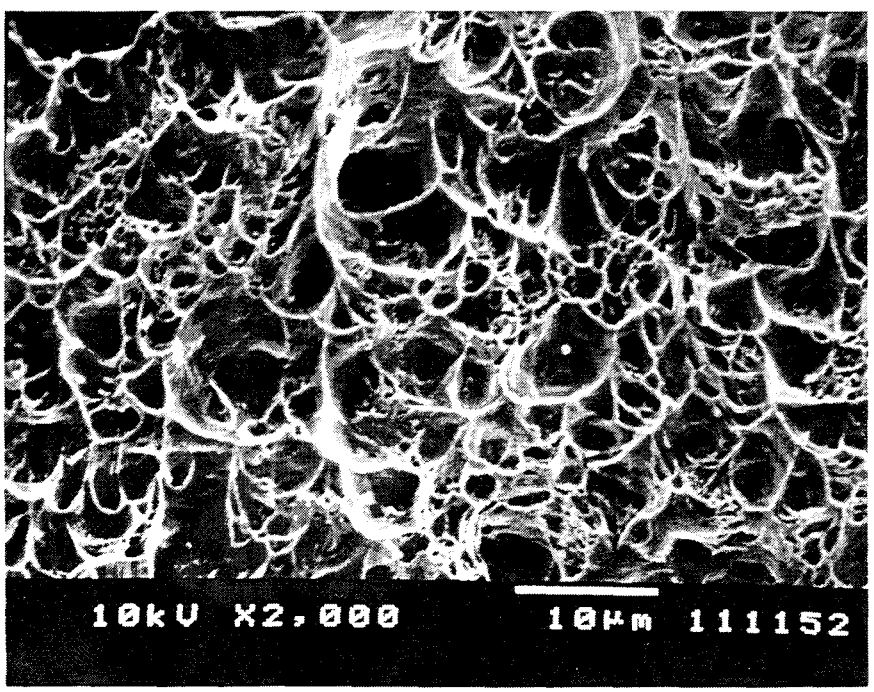
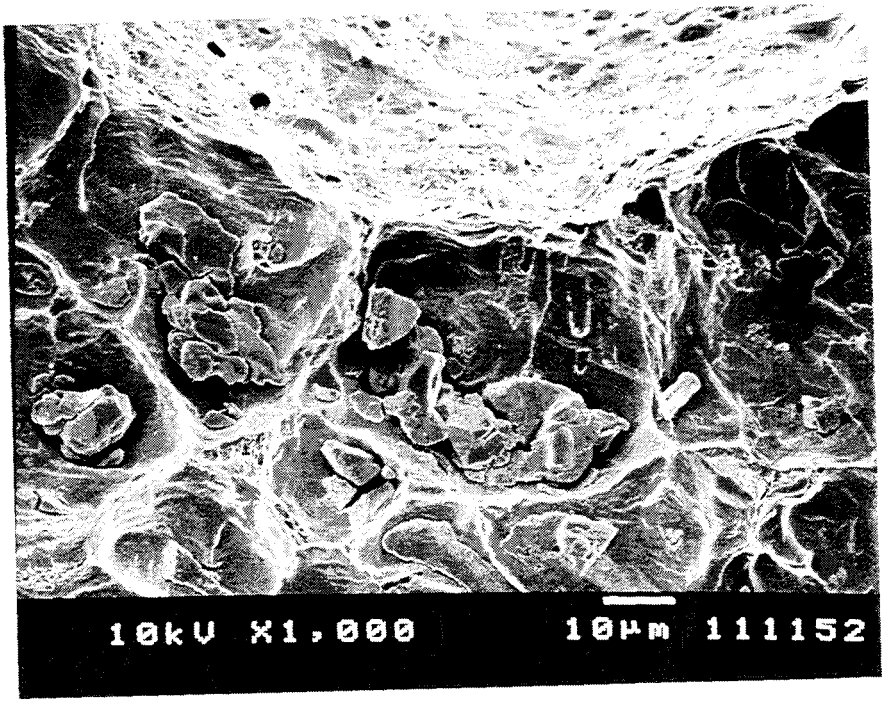


Planche II.3 : Faciès de rupture d'une éprouvette de traction (ZAT)



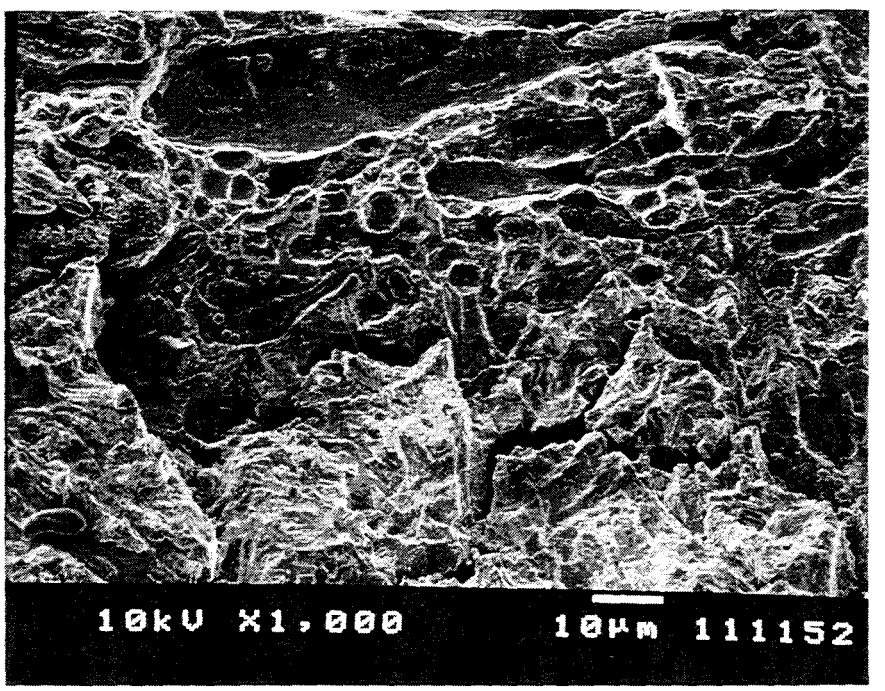
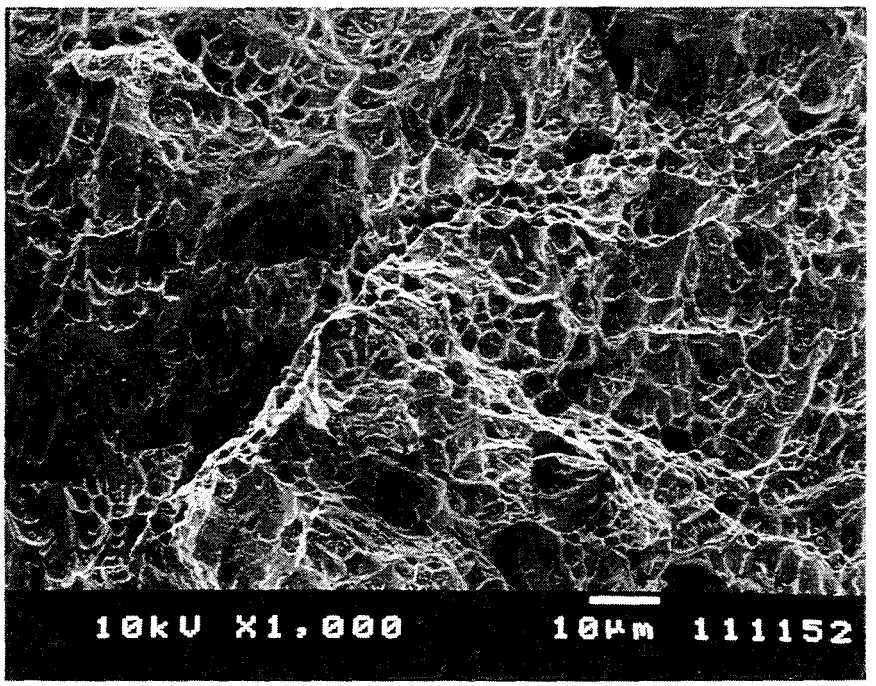


Planche II.4 : Faciès de rupture d'une éprouvette CT (MB)



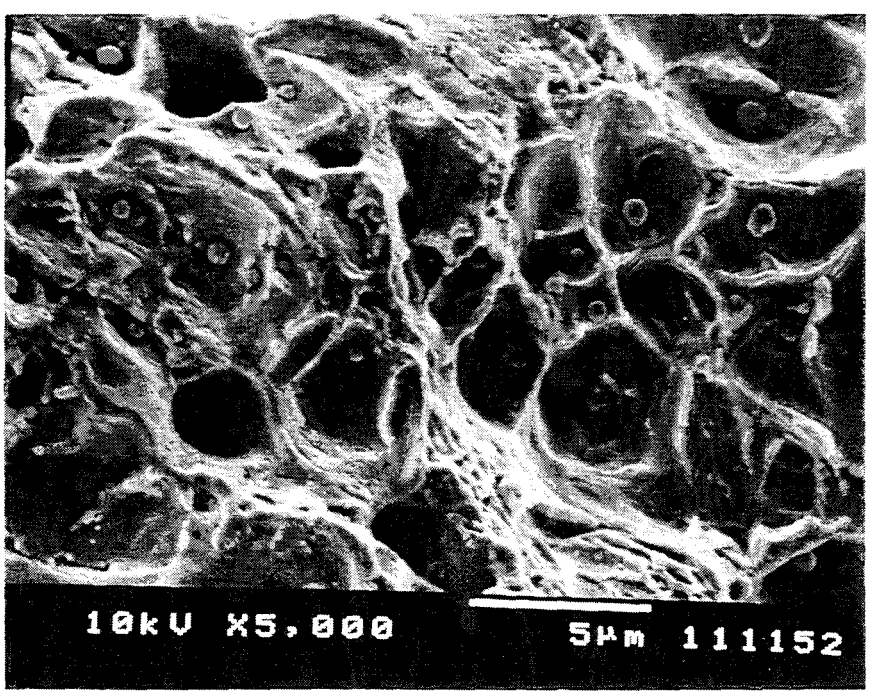
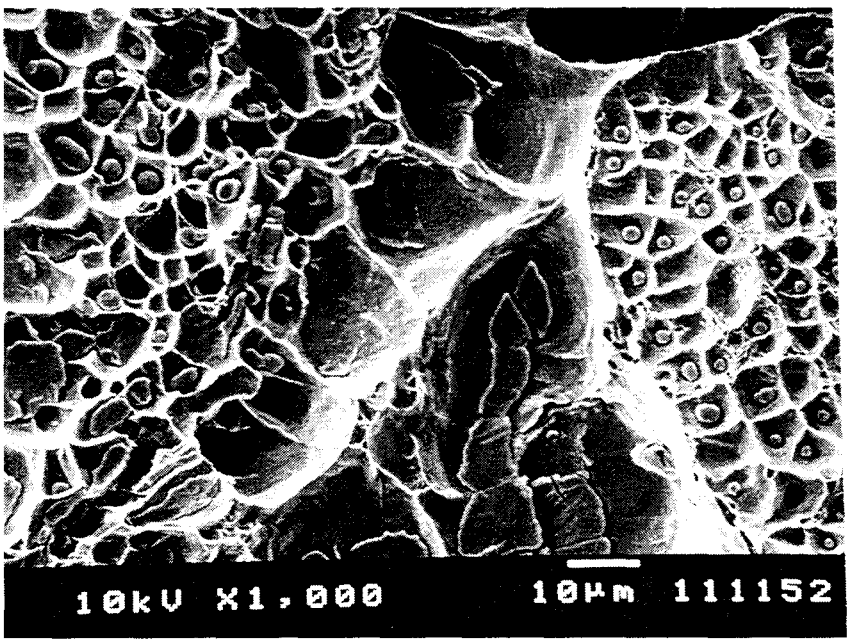


Planche II.5 : Faciès de rupture d'une éprouvette CT (MF)



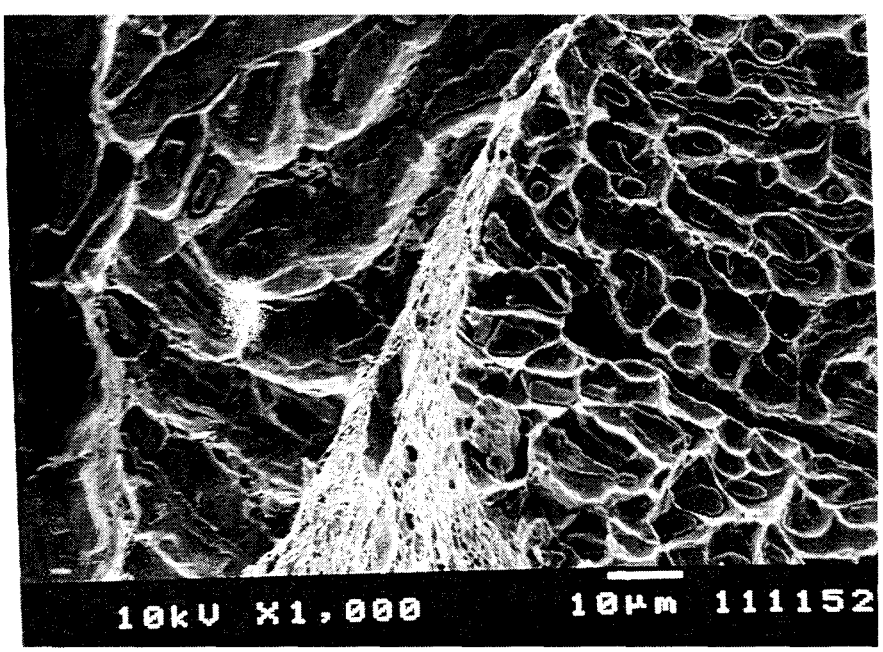


Planche II.6 : Faciès de rupture d'une éprouvette CT (ZAT)

BIBLIOGRAPHIE

[II.1]- B. DE MEESTER, « Note sur le carbone équivalent » Soudage et Techniques Connexes, pp. 17-20, Janvier (1991).

[II.4] - « Standard test for J_{1c}, a mesure of fracture toughness » ASTM Standard, E 813-89 (1989).

[II.5] - « Recommandation d'essais de mesure de résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (Essais J-Δa) » - Groupe Fragilité-Rupture, (1986).

[II.6]- « Recommendations for determining the fracture resistance of ductile materials », ESIS P1-92, (1992).

[II.7]- « Fracture mechanics toughness tests, Part 1. Method for determination of K_{IC}, critical CTOD and critical J values of metallic materials », BS 7448, Part 1, (1991).

[II.8]- AFNOR, « Détermination du facteur d'intensité de contrainte critique des aciers », A 03-180, Février (1974).

Chapitre : III

Modélisation numérique : Résultats et discussions

III.1- Introduction

Ce chapitre a pour objectif l'étude numérique de la déchirure ductile dans un joint soudé, étude qui s'inscrit dans le cadre d'un programme de recherche engagé par EDF visant à développer une méthode d'analyse fine, adaptée aux assemblages soudés dans l'industrie nucléaire. En effet, un joint soudé est constitué de trois zones de structure métallurgique et de propriétés mécaniques différentes à savoir : le Métal de Base (MB), le Métal Fondu (MF) et la Zone Affectée Thermiquement (ZAT). Cette hétérogénéité remet en question :

- la validité des approches classiques de la mécanique de la rupture telle que l'intégrale J proposée initialement pour les structures homogènes.

- La validité de la méthode classique qui prédit le comportement d'une soudure en l'assimilant à un matériau fictif équivalent ayant les propriétés mécaniques (limite d'élasticité, ténacité) les plus basses parmi celles des matériaux constituant le joint soudé.

Ce chapitre est composé en deux parties :

Dans la partie 1, l'étude numérique est effectuée en utilisant un joint soudé présentant un taux d'over-matching égal à 2.4, la ZAT et le MF ayant des caractéristique mécaniques différentes. Dans ce cas nous avons comparé :

a)- les résultats issus de deux analyses : l'intégrale J de Rice et le modèle de croissance de cavités de Rice-Tracey. Pour cela, nous étudierons le comportement à la déchirure ductile d'une éprouvette CT25, dans 3 configurations différentes (Fig. III.1) :

- Un monométal (MB ou MF)
- Un bimétal (MB+MF)
- Un trimétal (MB+ZAT+MF)

b)- l'allure de la croissance de cavités à partir d'une modélisation d'un monométal , ayant pour propriétés mécaniques les plus basses parmi celles des matériaux constituant la soudure (dans notre cas le MB), avec une modélisation d'un «trimétal» comportant les trois zones constituant la soudure (MB, MF, ZAT).

Cette partie comporte aussi la modélisation de la propagation de fissure (dans le cas de la configuration monométal MB).

Dans la partie 2, nous présenterons une partie des résultats issus des calculs effectués en utilisant les lois de comportement des résultats expérimentaux présentés au chapitre II (*). Il s'agit ici d'effectuer une étude comparative entre :

- les résultats expérimentaux et numériques : évolution de la charge en fonction du déplacement
- le comportement dit « intrinsèque » d'une éprouvette homogène (ayant les propriétés mécaniques de la ZAT) et celui dit « apparent » d'une éprouvette comportant trois zones (la ZAT comme zone centrale entourée par 2 zones : MB et MF).
- le comportement global et local de deux éprouvettes présentant des joints soudés ayant une longueur de fissure relative a_0/W et un taux d'overmatching différents.

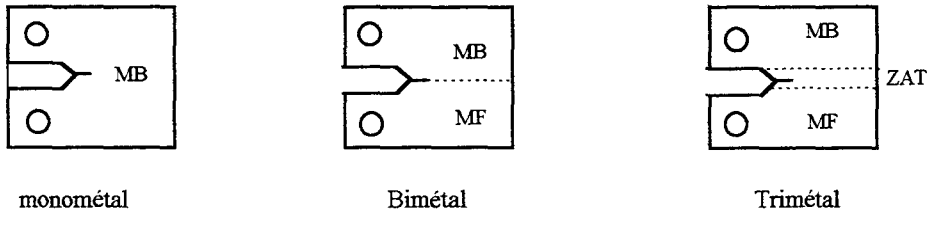


Figure III. 1 : Les différentes configurations de l'éprouvette CT25.

(*) - taux d'over-matching M = 1.6, La ZAT et le MF ayant les mêmes caractéristiques mécanique.

III.2- Calcul numérique

Les calculs numériques, utilisant la méthode des éléments finis, sont effectués dans une option de calcul en déformations planes du logiciel " Systus ", sous l'hypothèse des grandes transformations (grands déplacements, grandes déformations).
Les résultats du calcul élastoplastique (contraintes, déformations, énergie de déformation) sont injectés dans les procédures de calcul de l'intégrale J et de la croissance des cavités. Un processus de relâchement des liaisons constituant le fond de fissure, couplé au critère de déchirure, a permis de modéliser l'avancement de la fissure.

III.2.1- Maillage utilisé :

Le maillage de l'éprouvette CT25 est réalisé à l'aide des mailles quadratiques sous-intégrées (2*2 points de Gauss) à huit noeuds (six pour les triangles). Dans le fond de fissure, il est particulièrement affiné pour la modélisation en approche locale (maillage carré avec des dimensions des d'éléments de 0.2 mm x 0.2 mm). Ces dimensions en pointe de fissure répondent aux recommandations issues de la littérature [III.1] (fig. III.2). Le même maillage sera nécessairement utilisé pour les différentes configurations de l'éprouvette. Enfin, les régressions de maillage sont régulières afin d'éviter tout changement brusque de taille de maille ainsi que les éléments trop distordus. Le fond de fissure est indiqué par le rapport de deux grandeurs géométriques a_0 et W (Fig. III.5).
Il faut noter que dans le cas d'un matériau homogène, la symétrie évidente permet de ne modéliser qu'une demie éprouvette (fig.III.3). Ce maillage contient 618 éléments et 1954 noeuds. En ce qui concerne le cas du matériau hétérogène (bimétal et trimétal), l'ensemble de l'éprouvette est étudié. Dans le cas trimétal, l'entaille mécanique est placée dans la ZAT, à 1 mm de la ligne de fusion (la largeur de la ZAT esi égale à 3 mm), (Fig. III.4). La fissure de fatigue est modélisée par deux segments libres se rejoignant à la pointe de la fissure, la distance les séparant étant égale à zéro à l'état non chargé. Ce maillage contient 1236 éléments et 3857 noeuds.

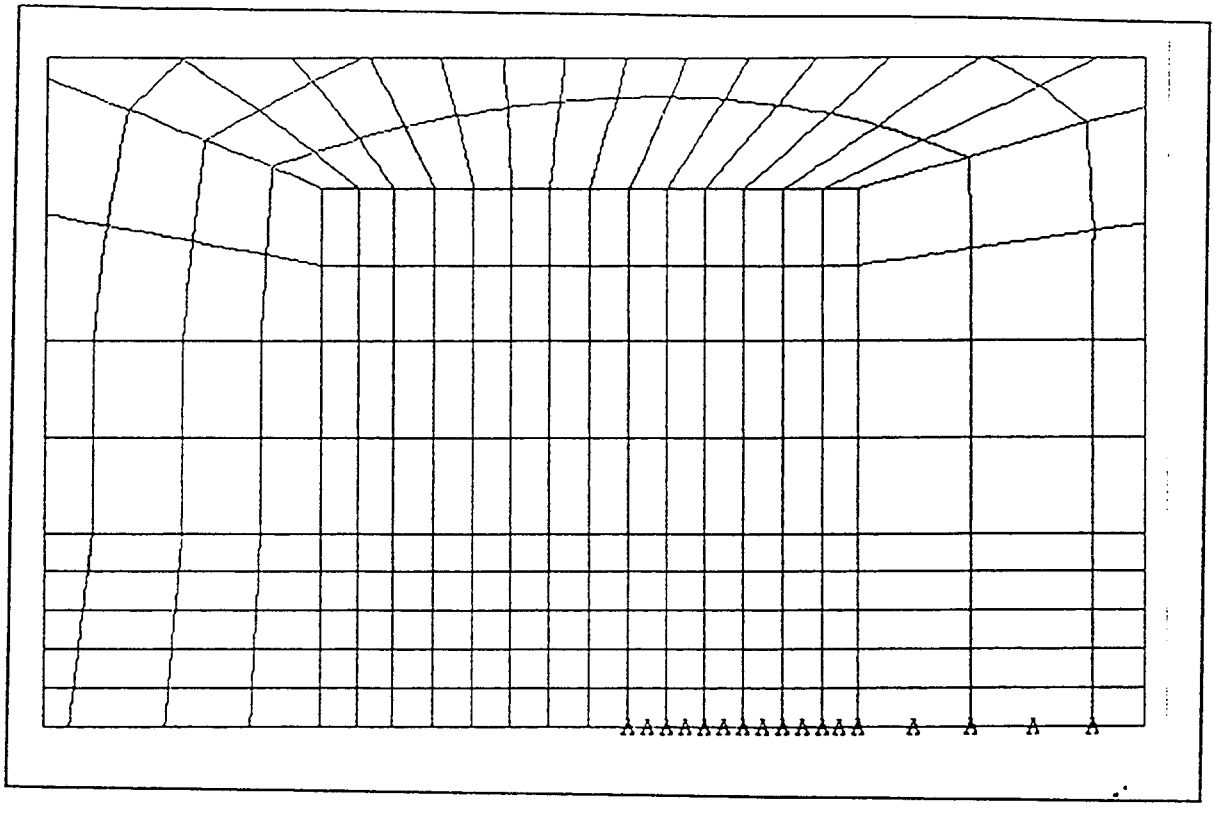


Figure III. 2 : Maillage en fond de fissure.

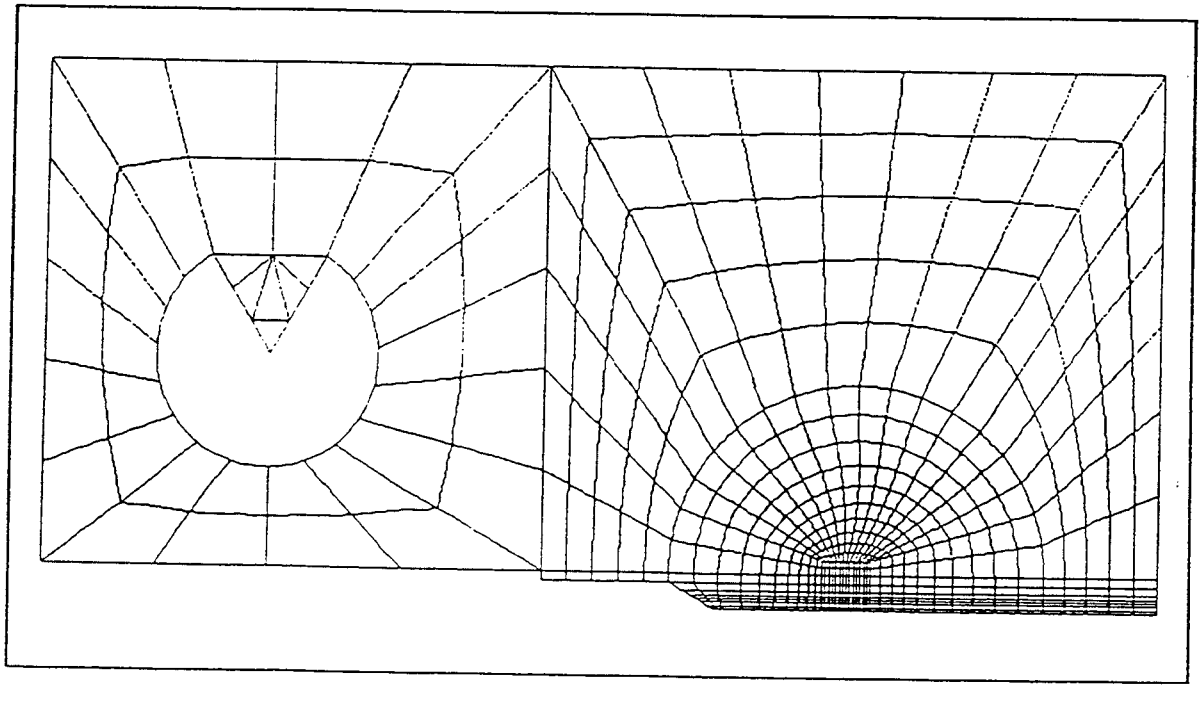


Figure III. 3 : Maillage (cas du monométal).

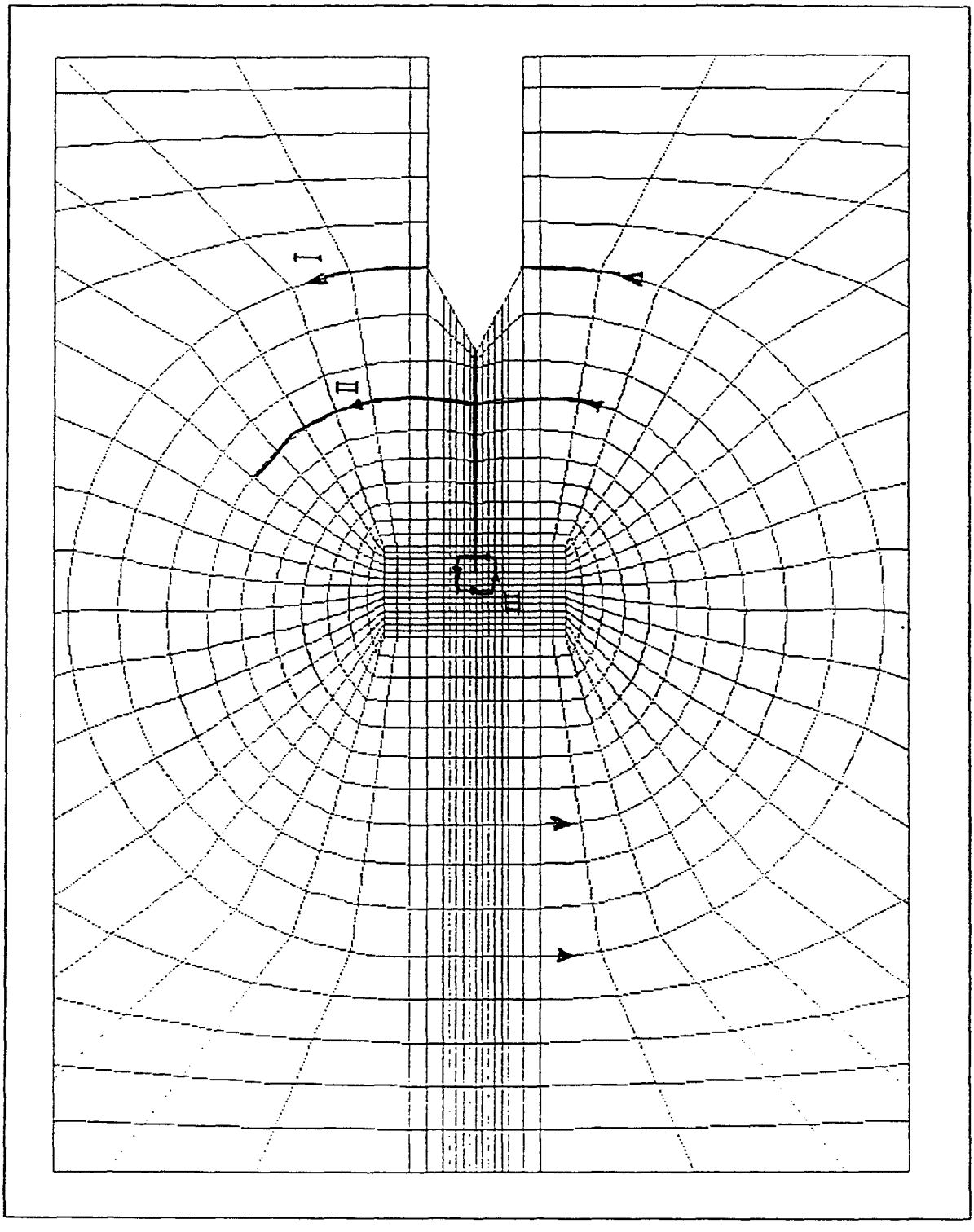


Figure III. 4 : - Maillage au fond de fissure (cas de bimétal et trimétal).

- Choix des contours pour le calcul de l'intégrale J.

III.2.2- Les conditions aux limites :

a)- configuration monométal

Les noeuds de l'axe de symétrie qui se trouvent dans le ligament de l'éprouvette sont astreints à un déplacement Uy nul (par symétrie) (fig.III.5). L'un d'entre eux est également astreint à un déplacement Ux nul (élimination du mouvement du corps solide selon cet axe). Les segments délimitant l'éprouvette (bords libres) ainsi que la surface fissurée sont libres de toutes contraintes.

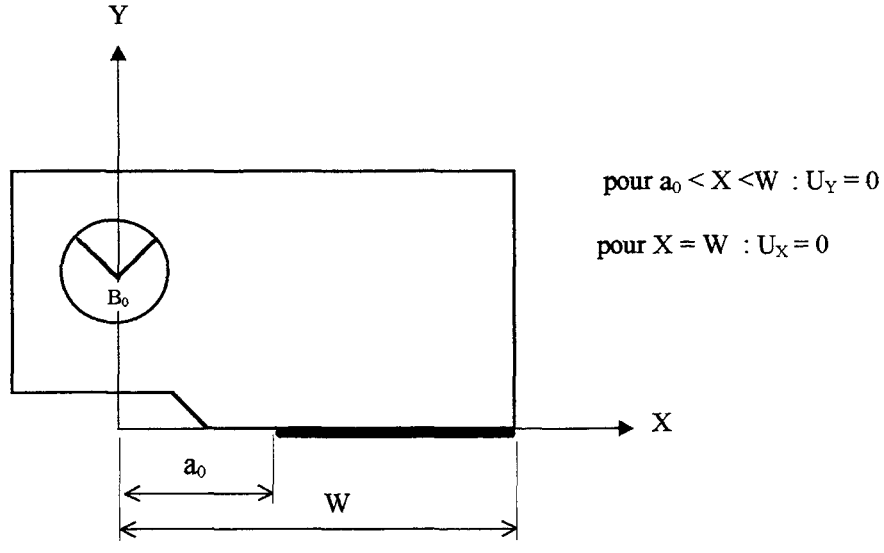


Figure III. 5 : Conditions aux limites (configuration monométal : MB)

Par analogie avec l'expérience, le chargement est modélisé par un déplacement imposé du noeud B_0 suivant l'axe Y, dans le sens positif. Le calcul est accompli en 100 pas de chargement également répartis jusqu'à d_{max} = 2 mm (1 mm de déplacement imposé pour le noeud B_0). Pour éviter une concentration de contrainte purement numérique autour de ce noeud, nous considérons la goupille comme parfaitement élastique avec un module d'Young égal à celui du métal réel.

b)- configuration trimétal

Dans ce cas, les conditions aux limites sont les suivantes : les noeuds B_0 et B_1 sont astreints à un déplacement U_x nul (élimination du mouvement du corps solide selon cet axe) (fig. III.6).

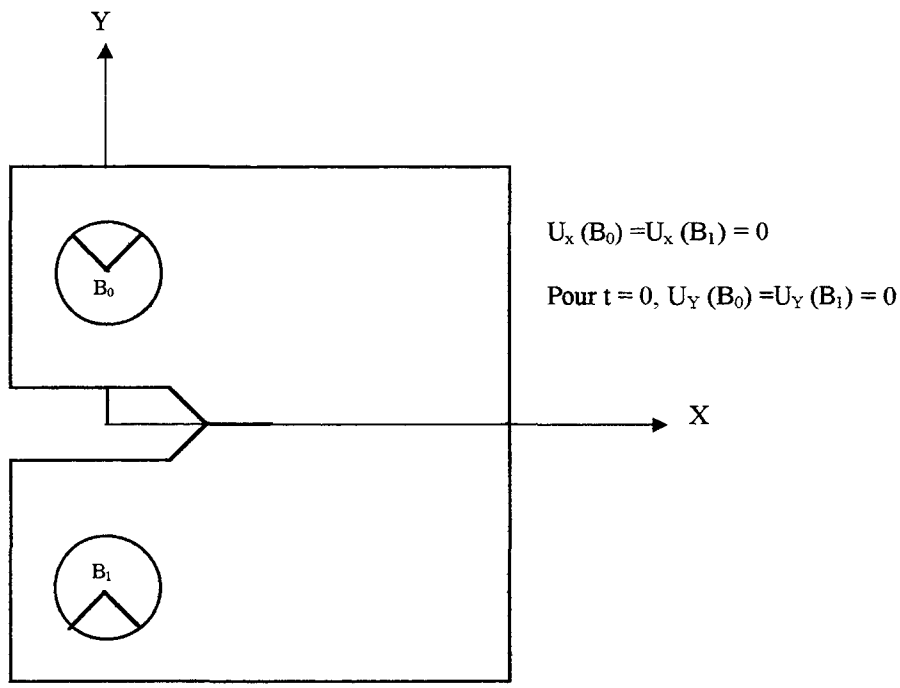


Figure III.6 : Conditions aux limites (configurations : bimétal, trimétal).

Le chargement est modélisé par un déplacement imposé positif au noeud B_0 et négatif en B_1 suivant l'axe Y (pour ce mode de chargement, le système de calcul « Systus » exige l'utilisation d'une condition initiale sur les déplacements suivant Y : $((U_y)_0 = 0)$. Le calcul est accompli en 100 pas de chargement également répartis jusqu'à $d_{max} = 2$ mm (1mm de déplacement imposé de chaque côté).

III.3- RESULTATS ET DISCUSSIONS:

III.3.1- Etude numérique : partie 1.

III.3.1.1- Lois de comportement

Le comportement des matériaux utilisés est modélisé par une loi puissance de type Ramberg-Osgood:

$$\sigma = \sigma_e + k\varepsilon_p^n \qquad \text{(III.1)}$$

où :

- ε_p : la déformation plastique
- σ_e : la limite d'élasticité
- n et K sont des constantes du matériau.

Les paramètres σ_e, n et k de chaque type de matériau sont présentés dans le tableau (III.1). Pour le métal de base et le métal déposé, ces valeurs sont calculées à partir des courbes expérimentales issues des travaux antérieurs [III.2]. Tandis que, les paramètres concernant la ZAT, proviennent d'une approximation :

- les valeurs de n et k ont été supposées égales à celles du MF
- la limite d'élasticité de la ZAT a été choisie comme intermédiaire entre celle du MB et celle du MF, pour obtenir une forte hétérogénéité.

	MB	ZAT	MF
k(MPa)	1066.9	324.58	324.58
n	0.826	0.206	0.206
σ_e(MPa)	133	220	320

Tableau III.1: Les valeurs des paramètres σ_e, n et k pour chaque type de matériau

le module de Young E = 176 500 MPa

le coefficient de poisson $\nu = 0.3$

III.3.1.2- Comparaison entre l'intégrale J et le modèle de croissance de cavités de Rice-Tracey.

Ce paragraphe rapporte principalement les résultats issus d'une modélisation numérique de l'intégrale J et du modèle de croissance de cavités de Rice-Tracey, en utilisant une éprouvette CT25 avec $a_0/W = 0.635$, dans les trois configurations suivantes :

- Un monométal (MB ou MF)
- Un bimétal (MB+MF)
- Un trimétal (MB+ZAT+MF)

III.3.1.2.1- Force - déplacement

La figure III.7 illustre l'évolution de la charge par unité d'épaisseur en fonction du déplacement imposé, pour les différentes configurations. Nous en tirons les enseignements suivants :

- la différence entre les calculs numériques et les résultats expérimentaux [III.2] demeure très faible dans le cas du monométal (MB). Ce qui valide nos hypothèses de calcul.

- la différence entre la configuration «monométal» (MB) et (MF) est liée principalement aux différences des lois de comportement de ces matériaux. On constate que le rapport de la «charge limite» P_y de MF sur celle de MB est approximativement égal au taux de mismatching M, donné par le rapport $(R_{e(MF)} / R_{e(MB)})$ (dans notre cas M = 2.4).

- les deux configurations, bimétal et trimétal, présentent des comportements similaires. A titre d'exemple, pour un déplacement d = 2 mm, la différence relative entre les deux charges ne dépasse pas 5 %.

- L'écart relatif entre la courbe du bimétal (ou du trimétal) et celle du monométal (MB) est faible (environ 20 % pour d = 2 mm). Par contre, pour la courbe du bimétal (ou du trimétal) et celle du monométal (MF), il est très important (environ 89 % pour d = 2 mm). Le MB (plus faible limite élastique) semble donc gouverner le comportement global du bimétal et trimétal.

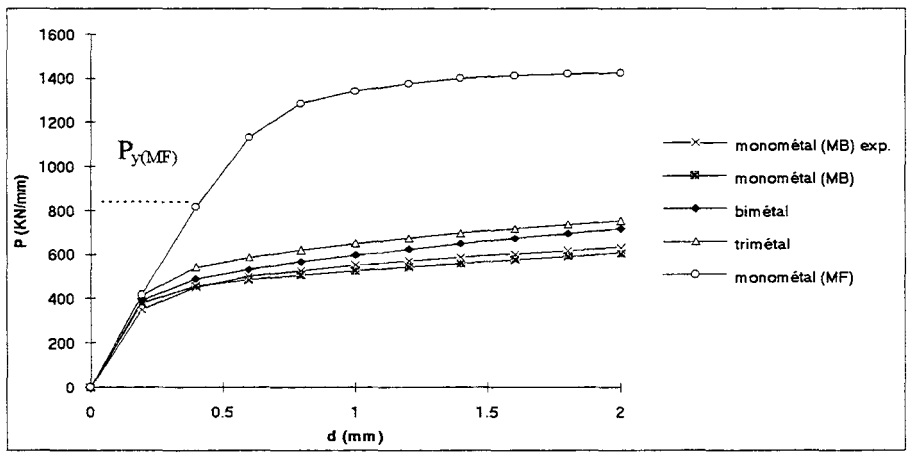


Figure III.7 : Evolution de la charge en fonction du déplacement.

III.3.1.2.2- Zones plastifiées :

Les figures (III.8,9,10) représentent, pour les trois configurations, l'évolution des zones plastifiées en fonction des déplacements imposés. En ce qui concerne le monométal, nous retrouvons bien la forme classique dite "en ailes de papillon". Par contre, dans le cas du bimétal et trimétal, une forte dissymétrie est mise en évidence :

- dans le cas de trimétal, la plastification se développe d'une manière confinée dans la ZAT, et rejoint rapidement à partir de l'interface la zone du MB. Cette zone, ayant une limite d'élasticité faible, devient le siège d'une forte plastification. Tandis que, du côté de MF, nous constatons l'inexistence des déformations plastiques. Ainsi, la zone plastique se développe sous la forme de «champignon», ce qui est caractéristique d'un joint soudé présentant un «overmatching».

- dans le cas du bimétal, la fissure se trouvant à l'interface, la zone plastique prend naissance et se développe essentiellement du côté du MB.

Dès lors, la forte dissipation d'énergie liée à la plasticité loin du fond de la fissure pose la question de la validité d'un critère global basé sur le paramètre énergétique J pour décrire la progression d'une fissure dans les matériaux hétérogènes. En effet, l'énergie totale de déformation est alors décomposée en deux parties : la première contribue à la phase de plastification, la seconde étant «l'énergie fissurante».

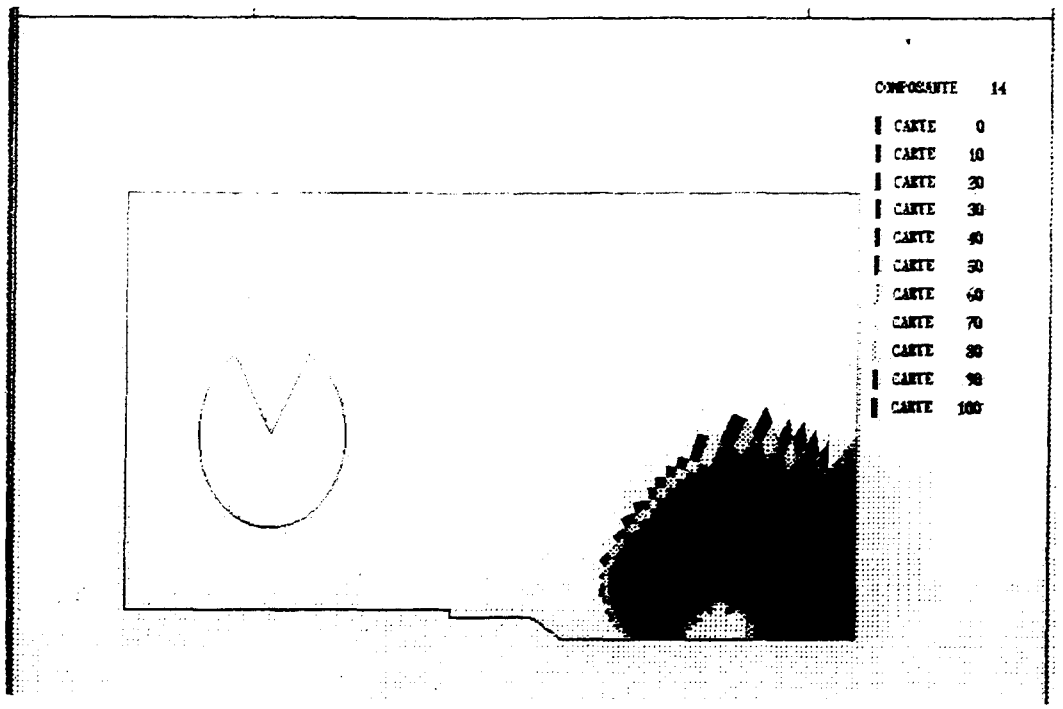


Figure III.8 : Evolution de la zone plastifiée en fonction de déplacement imposé[1] (configuration monométal).

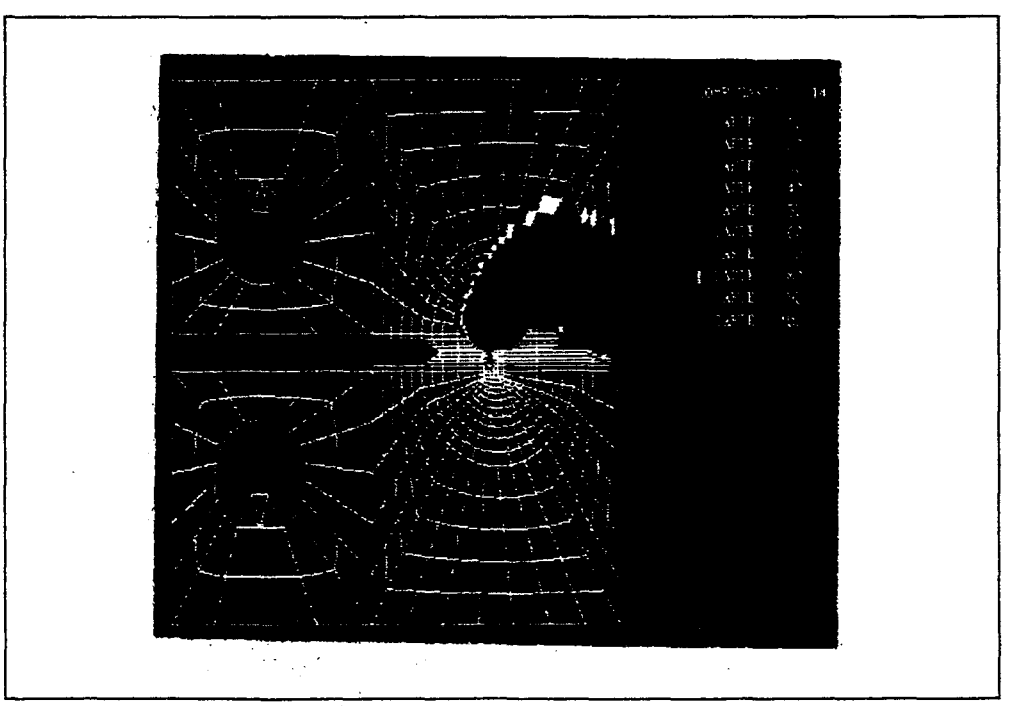


Figure III.9 : Evolution de la zone plastifiée en fonction de déplacement imposé[1] (configuration bimétal).

1

carte	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100
d (mm)	0.2	0.4	0.6	0.8	1	1.2	1.4	1.6	1.8	2

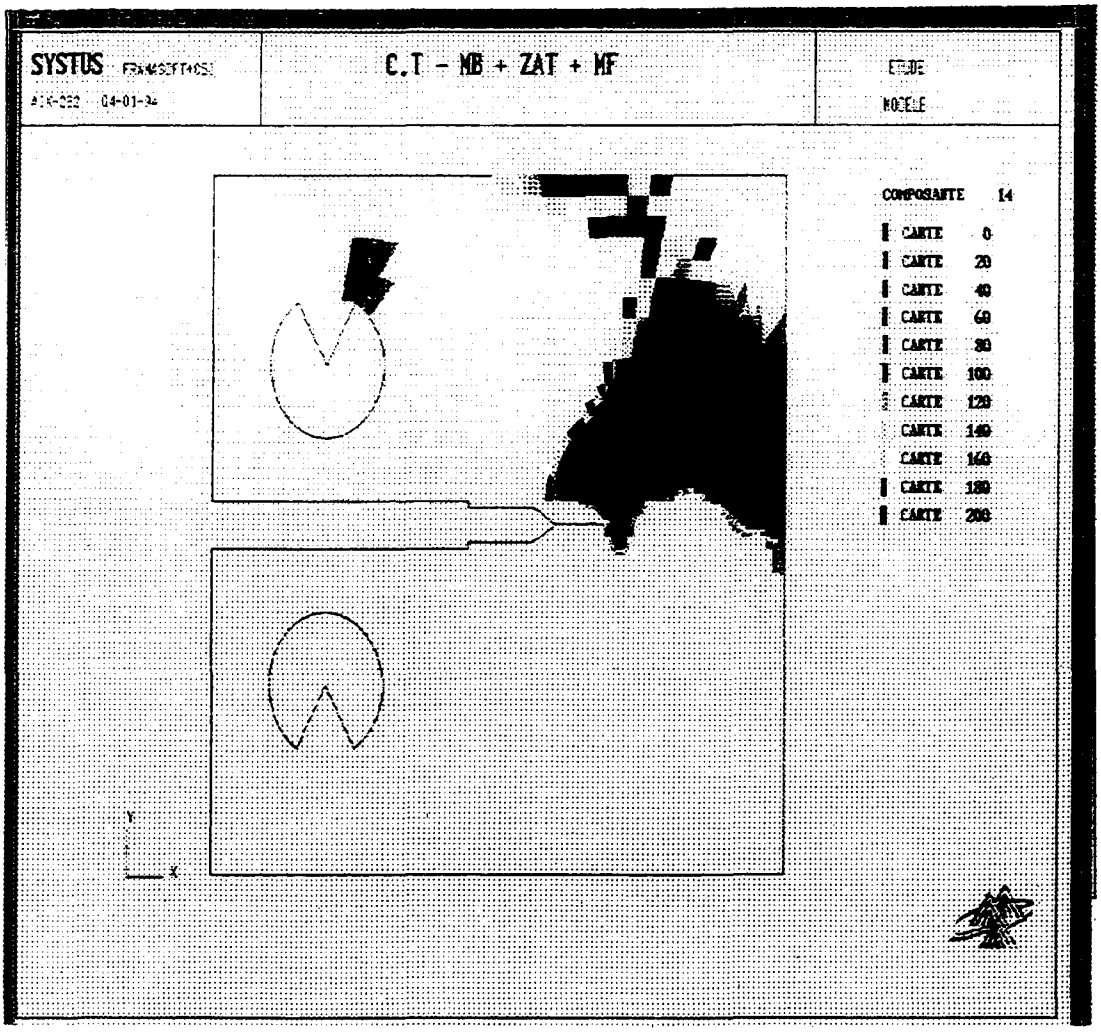


Figure III.10 : Evolution de la zone plastifiée en fonction de déplacement imposé (configuration trimétal).

carte	20	40	60	80	100	120	140	160	180	200
d (mm)	0.2	0.4	0.6	0.8	1	1.2	1.4	1.6	1.8	2

III.3.1.2.3- Profil de l'ouverture de la fissure :

La figure (III.11) montre, dans le cas du monométal et du trimétal, le profil déformé de la fissure exprimé par l'ouverture de celle-ci, pour un déplacement imposé d = 2 mm. Nous pouvons en tirer les enseignements suivants :

- la modélisation, utilisant des mailles quadratiques, présente «une souplesse» permettant ainsi de mettre en évidence le phénomène de l'émoussement au fond de la fissure.

- le profil d'ouverture de la fissure, dans le cas du monométal et du trimétal, confirme les formes des zones plastiques décrites ci-dessus : profil symétrique dans le cas du monométal, profil dissymétrique dans le second cas.

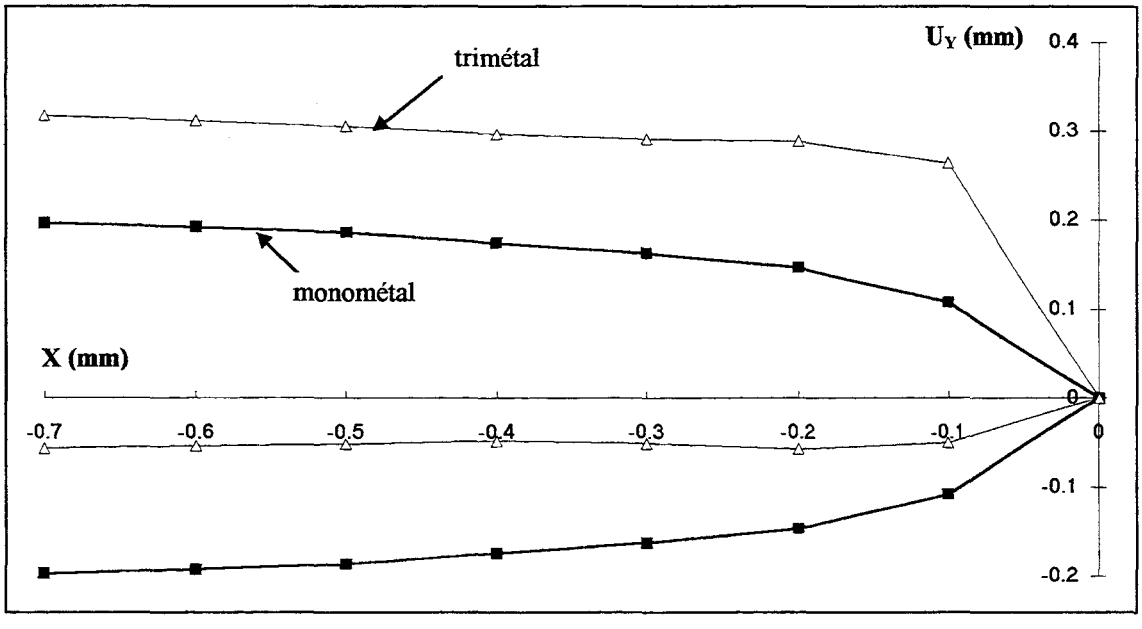
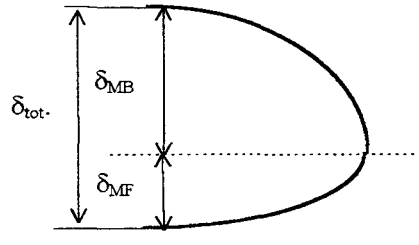


Figure III.11 : Profil de l'ouverture de la fissure (monométal - trimétal).

Par ailleurs, l'ouverture au fond de la fissure (CTOD) dans le cas du trimétal, qui présente une dissymétrie, peut être décomposée en δ_{MB} (ouverture du côté de MB), et δ_{MF} (ouverture du côté de MF). Les ouvertures δ_{MB}, δ_{MF} dépendent du niveau de la résistance de chacun des matériaux adjacents à l'entaille (niveau de mismatching). C'est pourquoi l'ouverture se développe d'une manière plus importante du côté du métal dont la résistance est la plus faible

(MB), le MF et la ZAT n'ayant qu'un faible effet rigidificateur (Fig. III.12). A titre d'exemple, pour un déplacement imposé de 2 mm, l'ouverture δ_{MB} constitue 85 % environ de l'ouverture totale. La figure (III.13) , présentant l'évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé d, montre que l'ouverture totale au fond de la fissure est presque la même dans les 3 configurations étudiées (monométal -MB- ; bimétal et trimétal). Cette constatation signifie que l'ouverture au fond de la fissure dépend essentiellement du comportement du métal ayant la plus faible limite d'élasticité. Ce constat a été confirmé par l'interprétation des résultats obtenus par TOYODA [III.3].



Schématisation de l'ouverture au fond de la fissure (cas trimétal)

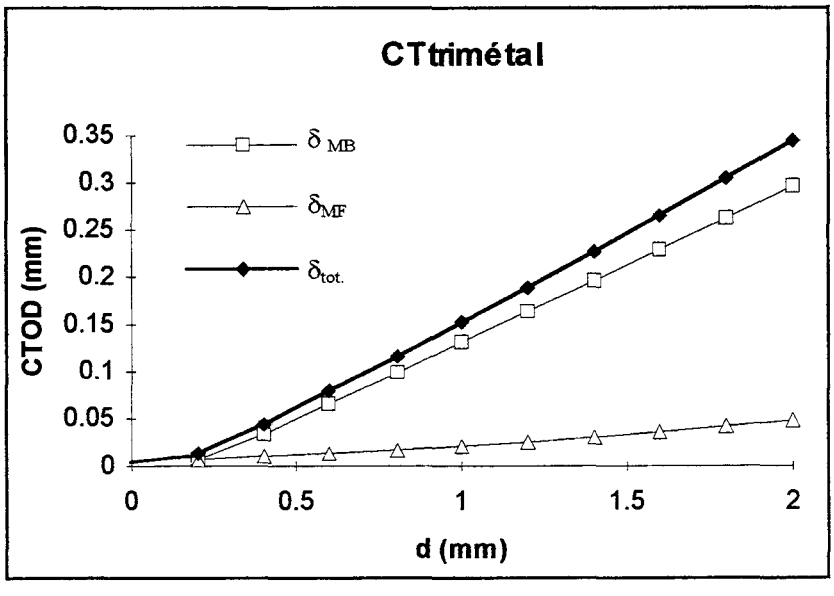


Figure III.12 : Evolution du CTOD en fonction du déplacement imposé.

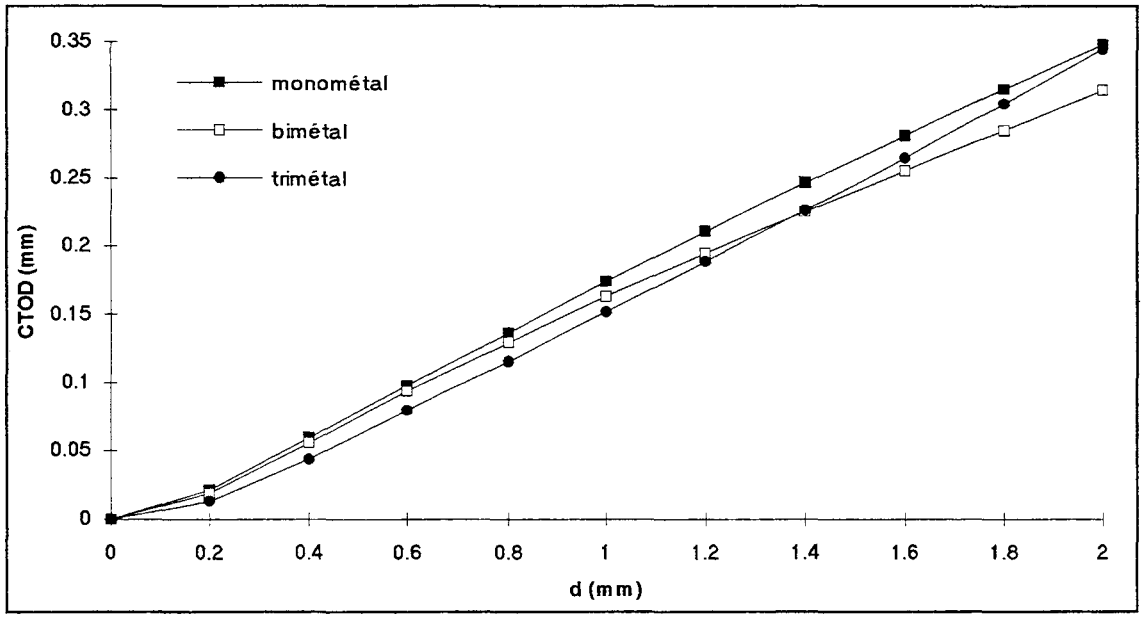


Figure III.13 : Evolution du CTOD en fonction du déplacement imposé.

III.3.1.2.4- A propos de l'intégrale J :

A fin de vérifier l'indépendance de l'intégrale J vis à vis des contours d'intégration. Celle-ci est calculée selon 3 contours différents (Fig. III.4). Les figures (III.14, 15, 16) montrent que, pour les contours éloignés de la zone fortement plastifiée en fond de la fissure, l'intégrale J est indépendante du contour choisi quelle que soit la configuration utilisée. Cependant, il faut rappeler que le chargement imposé est monotone (sans aucune décharge).

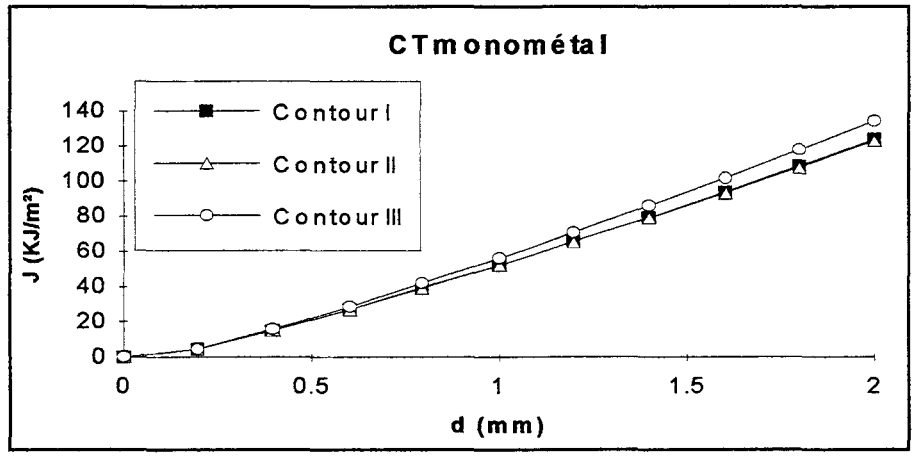


Figure III.14 : Evolution de l'intégrale J en fonction du déplacement imposé.

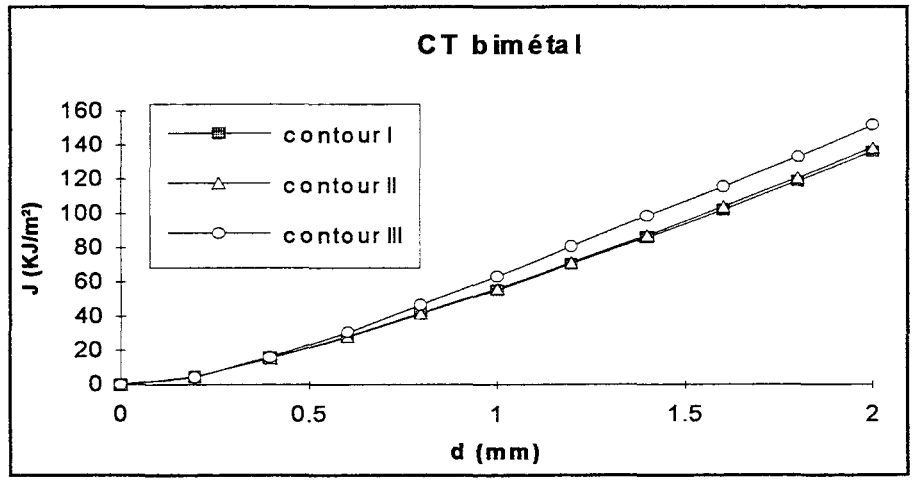


Figure III. 15 : Evolution de l'intégrale J en fonction du déplacement imposé.

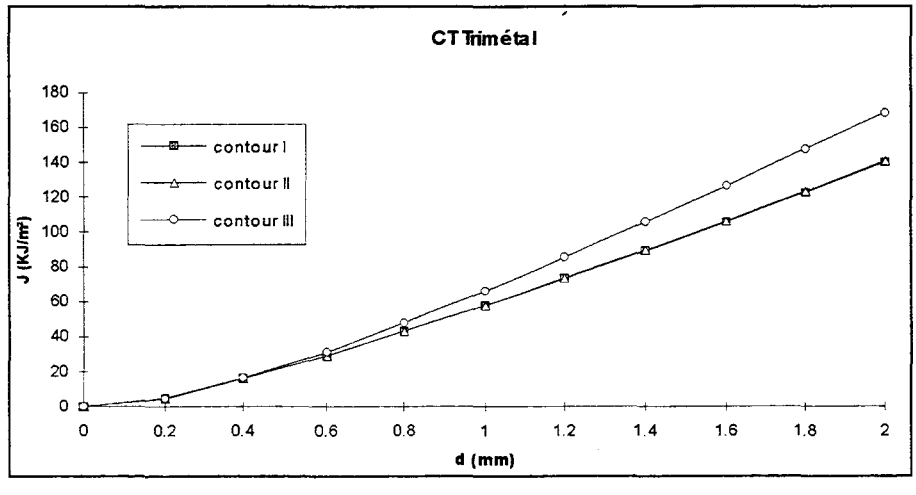


Figure III. 16 : Evolution de l'intégrale J en fonction du déplacement imposé.

D'autre part, les figures (III. 17, 18, 19), illustrant l'évolution de l'intégrale J repectivement pour le monométal, bimétal et trimétal, montrent que :

- il y a un écart faible entre les valeurs calculées par la méthode des contours et celles issues de la méthode de l'aire sous la courbe « charge-déplacement », dans toutes les configurations étudiées. Cette constatation est en contradiction avec les résultats issus de la littérature, (§ ch) [III.4].

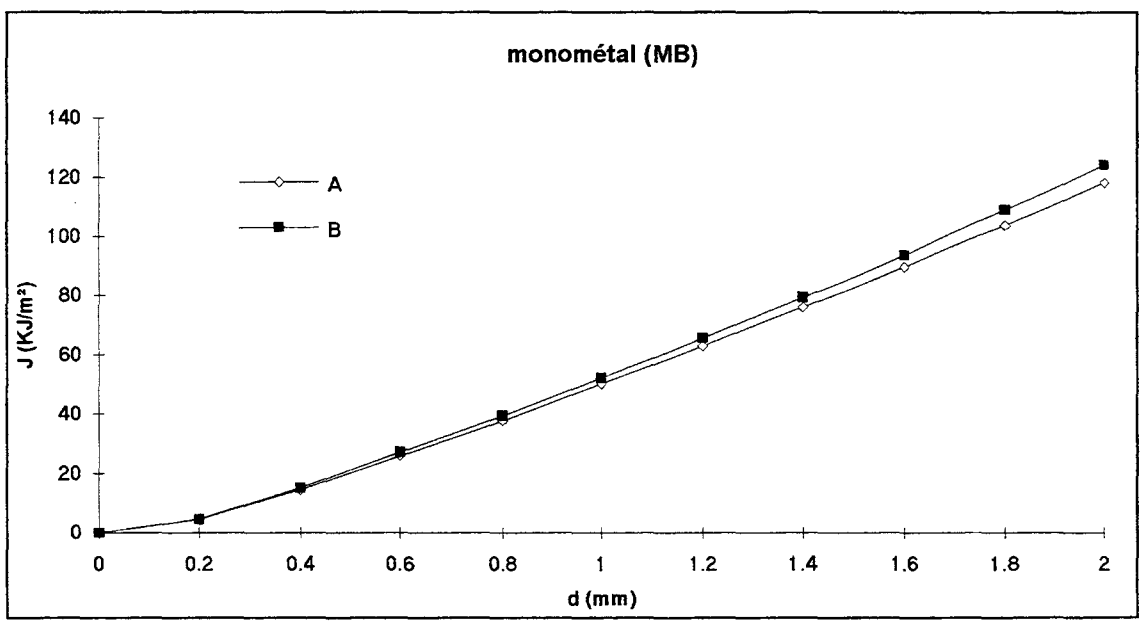


Figure III. 17 : Evolution de J en fonction du déplacement imposé.

A : méthode de l'aire sous la courbe « charge-déplacement »

B : méthode de l'intégrale

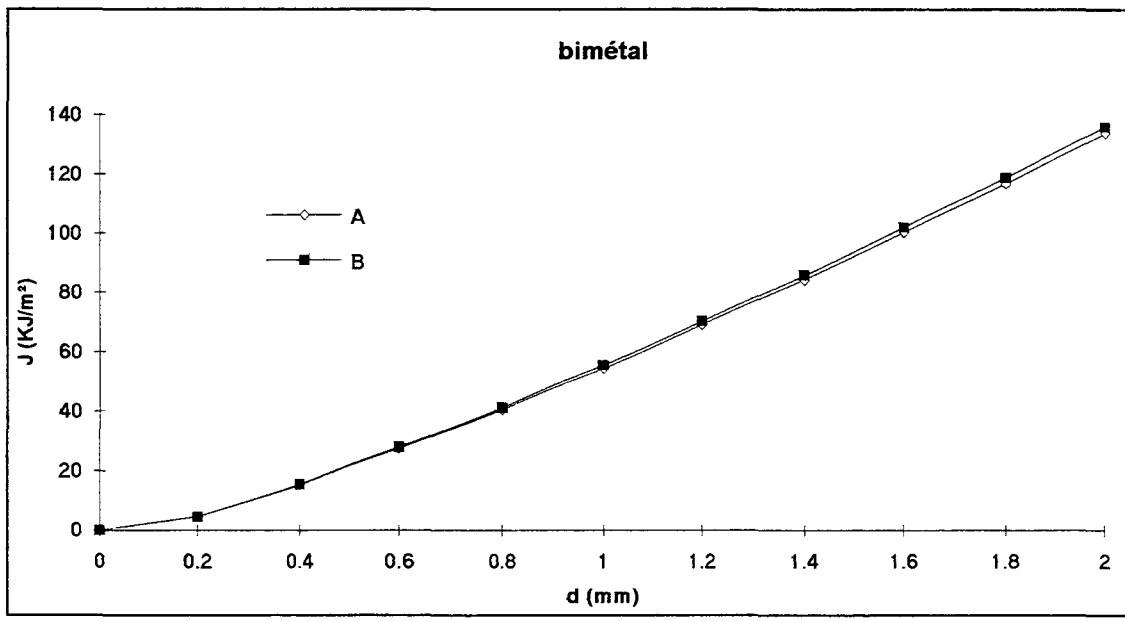


Figure III. 18 : Evolution de J en fonction du déplacement imposé.

A : méthode de l'aire sous la courbe « charge-déplacement »

B : méthode de l'intégrale

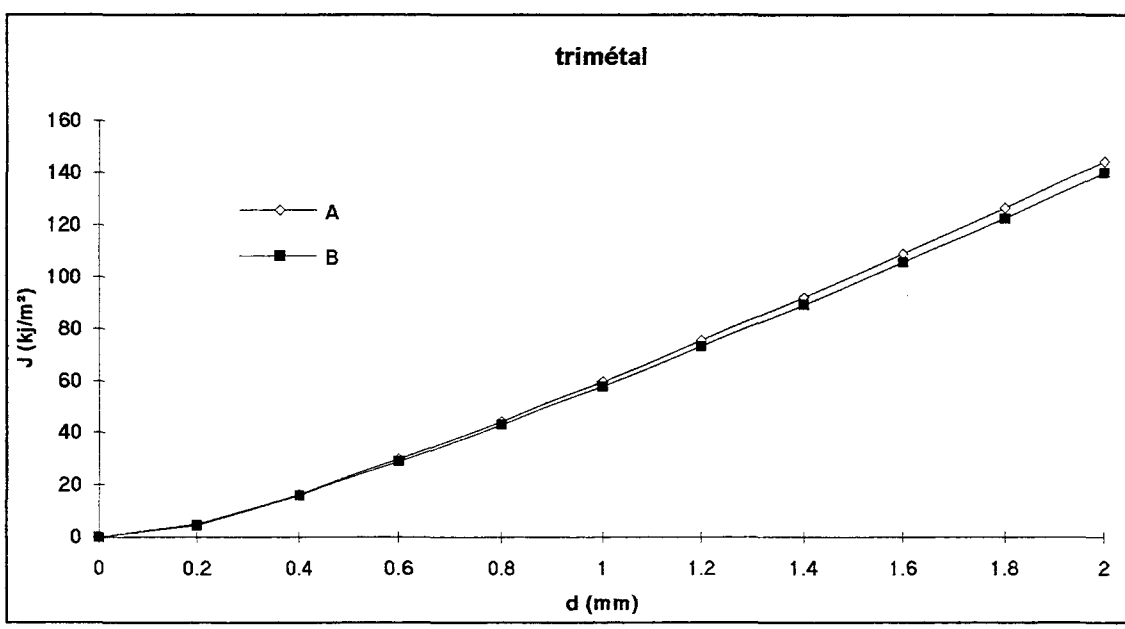


Figure III. 19 : Evolution de J en fonction du déplacement imposé

A : méthode de l'aire sous la courbe « charge-déplacement »

B : méthode de l'intégrale

Les courbes, présentant les évolutions de l'intégrale J pour les différentes configurations, calculées suivant le contour I loin des perturbations induites par la singularité en pointe de fissure (Fig. III.4), sont portées sur la figure III.20. Cette figure confirme les tendances observées précédemment sur les courbes « Force-déplacement » et met en évidence principalement un faible écart entre les courbes correspondant au bimétal et trimétal.

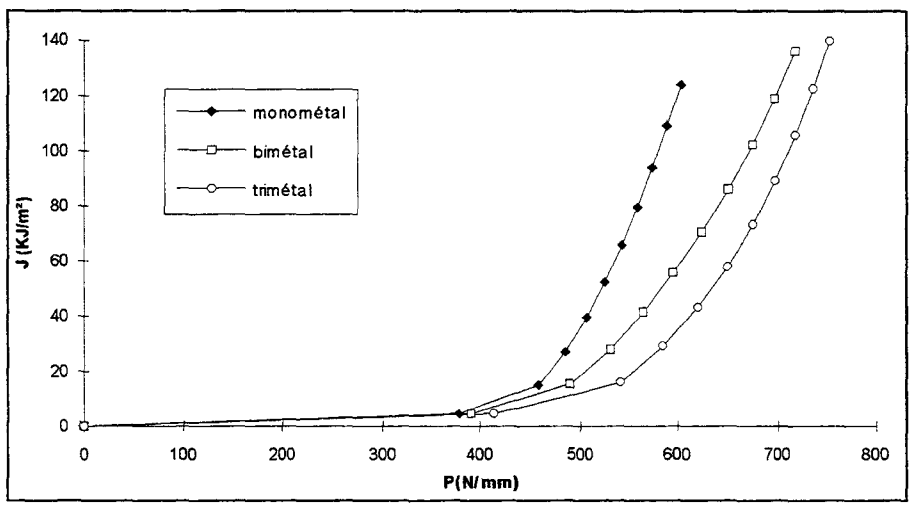


Figure III. 20 : Evolution de l'intégrale J en fonction de la charge P.

L'ensemble des analyses décrit ci-dessus montre l'effet prépondérant des caractéristiques mécaniques du métal de base. En effet, ce dernier gouverne le comportement global (les évolutions de la charge, de l'intégrale J, CTOD, des zones plastiques, ...) dans le cas des structures soudées présentant une situation d'overmatching

III.3.1.2.5- La croissance des cavités :

Afin de montrer l'influence de la taille des mailles en fond de fissure sur le calcul du taux de croissance des cavités, la courbe « R/R_0 -d » déterminée à partir des contraintes et des déformations moyennes de la 1ère maille au fond de la fissure, est comparée à celle déterminée à partir de la moyenne des contraintes et des déformations calculée sur les 4 mailles (Fig. III.21). On observe une nette différence entre les deux courbes (environ 22 % pour un déplacement imposé d=2mm), ce qui justifie donc l'utilisation d'une même taille de maille en fond de fissure (maille carrée 0.2 * 0.2 mm) pour tous les calculs effectués.

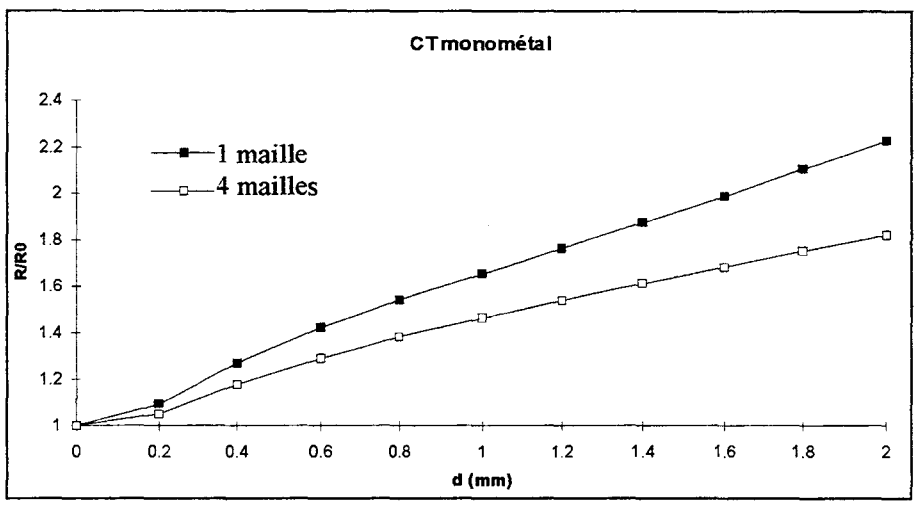
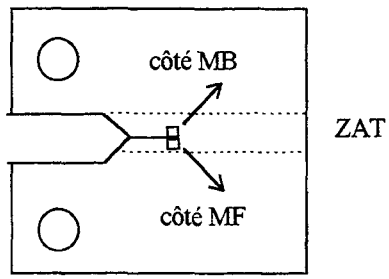


Figure III. 21 : Evolution de R/R_0 en fonction du déplacement imposé.

La Figure III.22 compare les évolutions du paramètre R/R_0 dans le cas trimétal en fonction du déplacement imposé, dans une maille du côté MB et dans une maille côté MF. Nous constatons que la dissymétrie observée pour cette configuration (forme de la zone plastifiée, CTOD ..) se manifeste aussi dans l'évolution du paramètre local R/R_0. En effet, ce paramètre augmente plus rapidement dans la maille côté MB. C'est pourquoi, en ce qui concerne les configurations hétérogènes, celui-ci sera toujours calculé de ce côté.



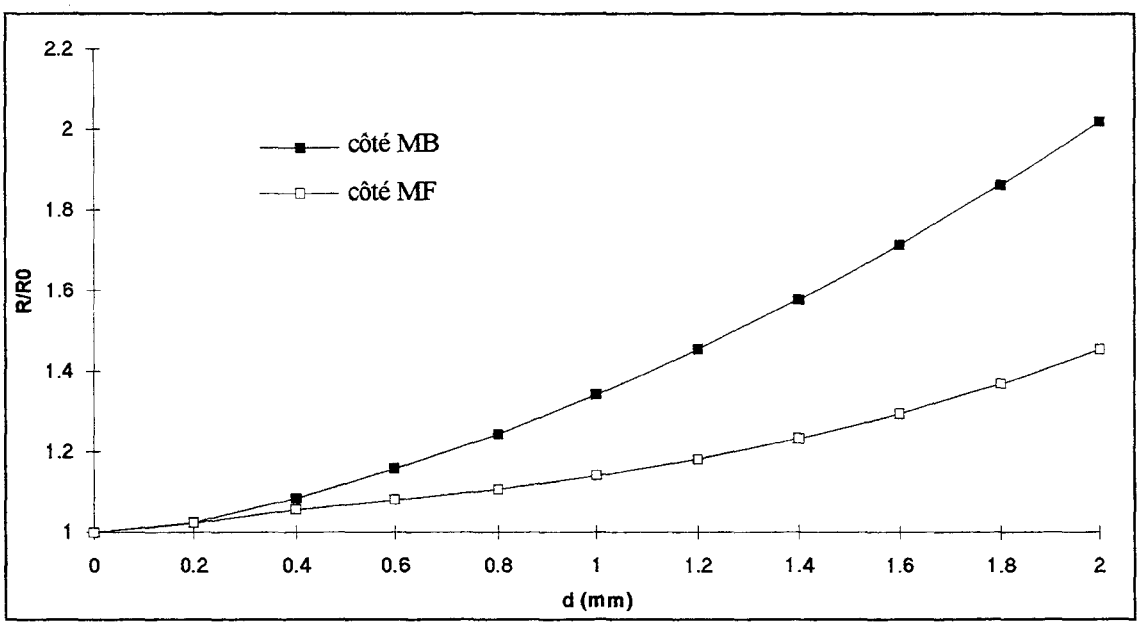


Figure III. 22 : Evolution de la croissance de cavités au fond de la fissure en fonction du déplacement imposé.

La Figure III.23 présente l'évolution du paramètre R/R_0 en fonction du déplacement imposé. Contrairement à l'intégrale J, ce paramètre R/R_0 est très sensible au champs de déformations et de contraintes en fond de fissure. Comme le confirme les écarts importants observés entre les différentes configurations :

- l'évolution du paramètre R/R_0 dans le cas du monométal (MB) est plus importante que celle constatée dans le cas du trimétal. Cette différence de comportement est due au fait

que la limite d'élasticité pour la ZAT (R_e = 224 N/mm), où se trouve le fond de la fissure dans le cas hétérogène, est plus importante que celle de métal de base (R_e =133 N/mm^2).

- l'évolution du paramètre R/R_0, dans le cas du bimétal, demeure la plus importante. Cette configuration semble donc la plus dangereuse, car le fond de la fissure est en contact direct avec le MB.

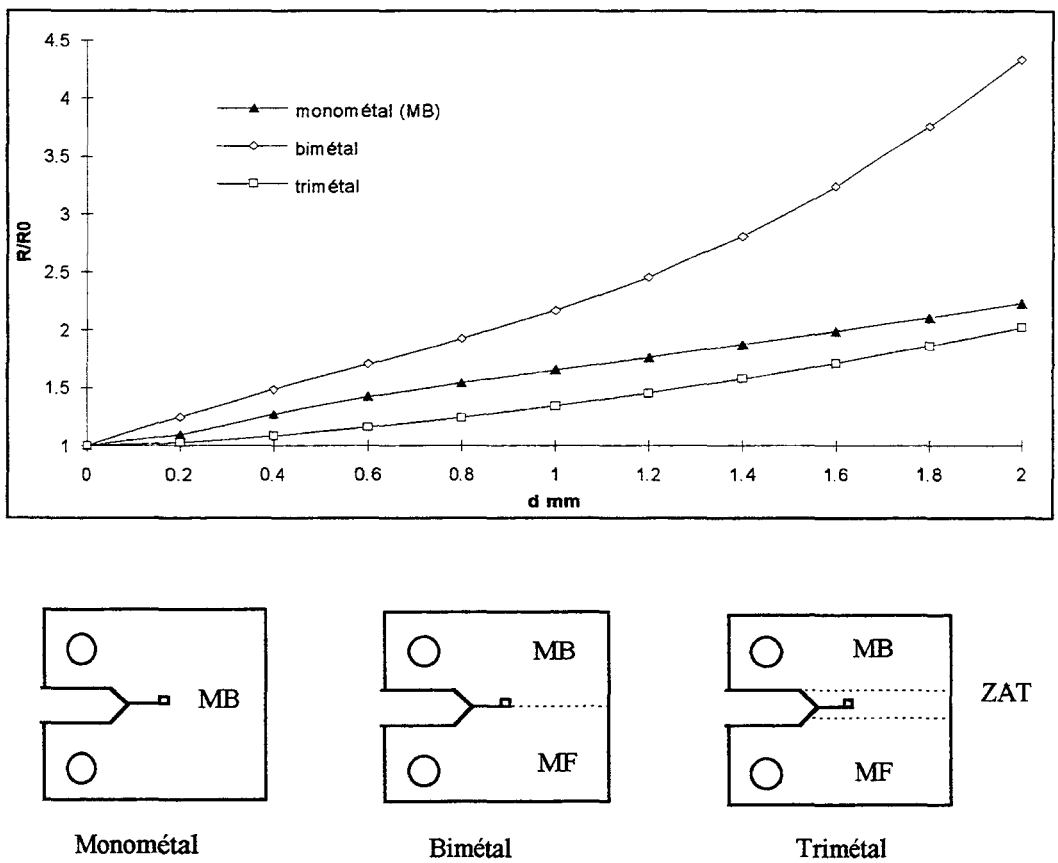


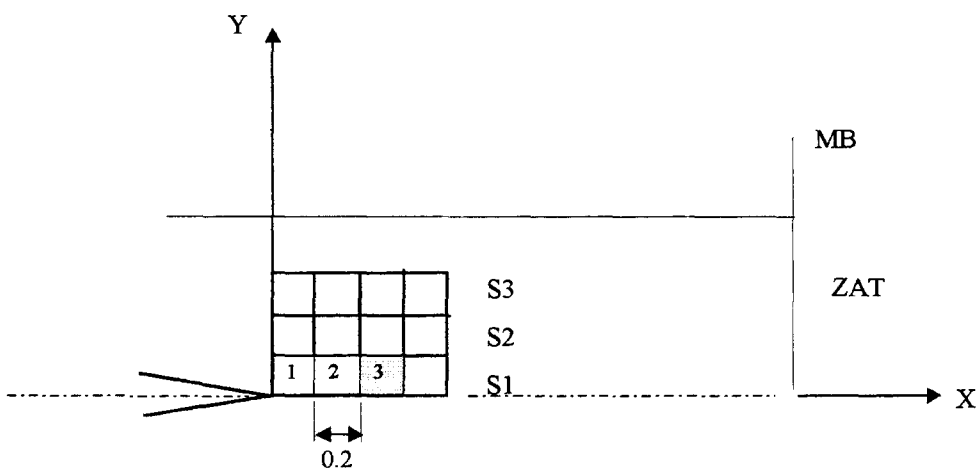
Figure III. 23 : Evolution de R/R0 en fonction du déplacement imposé.

III.3.1.2.5.1- Direction de propagation de la fissure

La Figure III.24 présente les valeurs de R/R_0 , calculées aux centres des mailles entourant le fond de la fissure (côté MB), pour un déplacement imposé « d = 2 mm ». En admettant que la fissure se propage dans la direction où R/R_0 atteint des valeurs maximales, nous constatons que la propagation sera inclinée vers le MB. A titre d'exemple, la valeur de R/R_0, au centre de la

maille n° 3 dans la première ligne S_1 (y = 0.1 mm), est de 1,1 environ. Tandis que, sa valeur, au centre de la maille n° 3 dans la deuxième ligne S_2 (y = 0.3 mm), est 1,152. Cela montre l'avantage d'une modélisation tenant en considération l'hétérogénéité du joint soudé (configuration trimétal), car elle permet de déterminer :

- la distribution réelle des champs de contraintes et de déformations au fond de fissure
- la direction de propagation de la fissure.



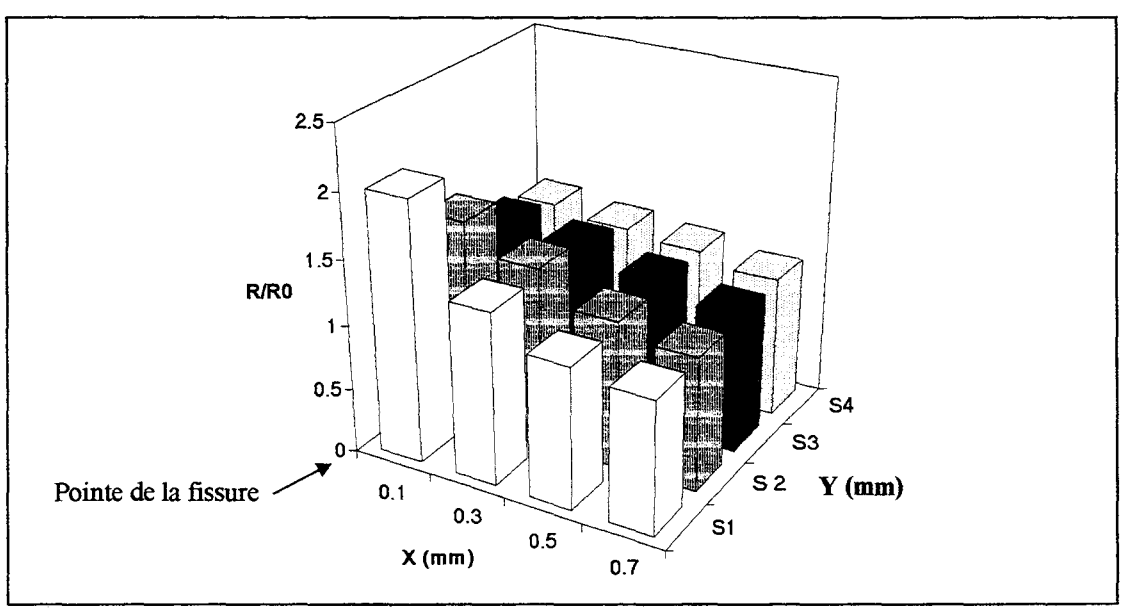


Figure III. 24 : Evolution de la croissance de cavités en fonction de la distance au fond de la fissure (pour un déplacement imposé d= 2 mm).

III.3.1.2.6- Evolution de R/R_0 en fonction de intégrale J

La figure III.25 compare l'évolution du taux de la croissance des cavités dans la première maille au fond de la fissure en fonction de l'intégrale J entre les trois configurations (mono, bi et trimétal). Nous constatons que, pour un même niveau énergétique global donné par la valeur de J, les valeurs du taux R/R_0 dans les 3 configurations sont différentes. A titre d'exemple, pour une valeur de J = 120 KJ/m², on trouve 3 valeurs de R/R_0 = 1.85, 2.2, 3.75 environ, correspondant aux 3 configurations : trimétal, monométal et bimétal, successivement. Cette constatation montre la non capacité d'un critère énergétique global, en l'occurence l'intégrale J, à mettre en évidence la singularité au fond de la fissure.

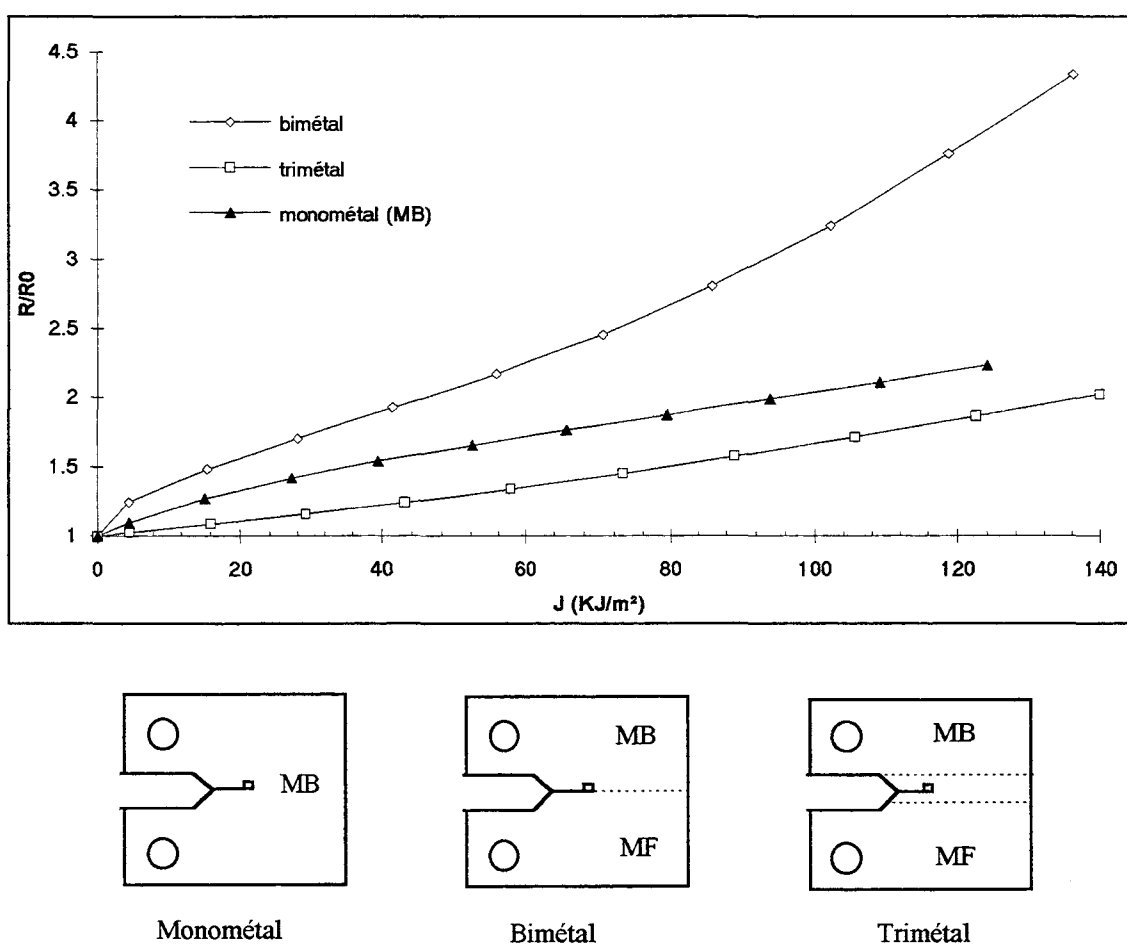


Figure III. 25 : Evolution de R/R_0 en fonction de l'intégrale J.

III.3.1.2.7- Evolution de R/R_0 en fonction de CTOD

La figure (III.26), présentant l'évolution du taux de la croissance des cavités R/R_0 en fonction du CTOD, dans le cas des trois configurations, montre que les conclusions sur l'utilisation du CTOD sont similaires à celle faites sur le paramètre J : une même valeur du CTOD conduit à 3 valeurs différentes de R/R_0. Ce qui signifie que ce paramètre ne tient pas compte des effets de la singularité au fond de la fissure.

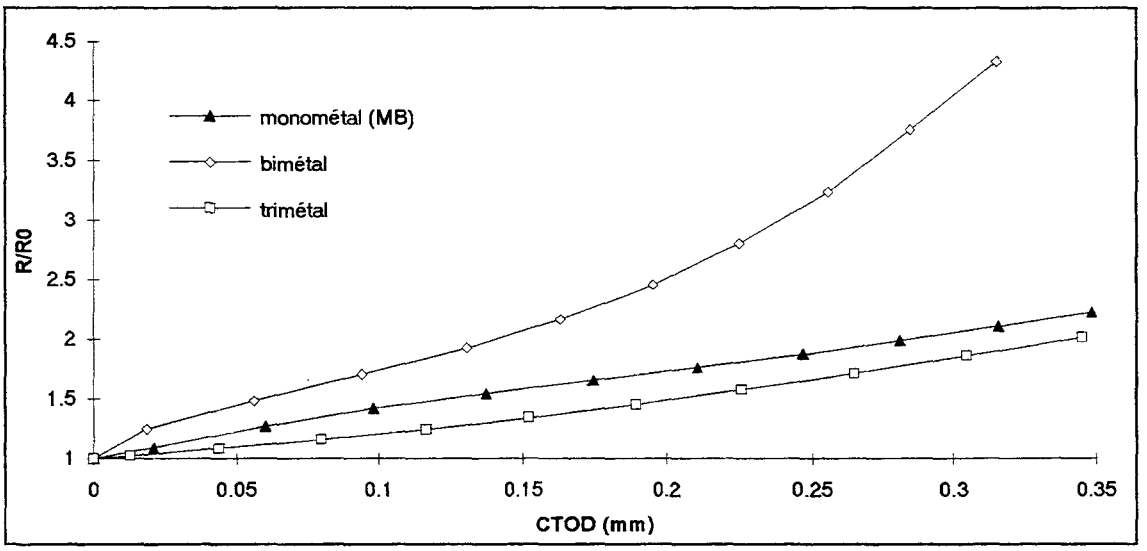


Figure III. 26 : Evolution de R/R_0 en fonction de CTOD.

III.3.1.3- Evolution de R/R_0 au fond de fissure :

Dans ce paragraphe, nous comparons les allures de la croissance de cavités à partir de deux modélisations :

- Une modélisation d'un monométal , ayant pour propriétés mécaniques les plus basses parmi celles des matériaux constituant la soudure (dans notre cas le MB)

- Une modélisation d'un «trimétal» comportant les trois zones constituant le joint soudé (MB, MF, ZAT).

En effet, le paramètre R/R_0 évolue d'une façon exponentielle en fonction du taux de triaxialité $\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)$ et est directement proportionnel à la déformation plastique équivalente (voir § I.B.).

Nous avons étudié l'évolution du taux de triaxialité et de la déformation plastique, à $\left(\frac{R}{R_0}\right) = 2$ dans la 1ère maille, en fonction de la distance à la pointe de la fissure, notée X.

Nous constatons que la déformation plastique équivalente au fond de la fissure (Fig. III.27), pour X = 0.1 mm, est plus grande dans le cas du matériau trimétal que dans le cas du matériau homogène. Ceci peut s'expliquer par le fait que pour obtenir la valeur $\left(\frac{R}{R_0}\right) = 2$, il faut appliquer un déplacement d = 2 mm, dans le cas trimétal alors qu'il suffit d'un déplacement d = 1.6 mm dans le cas homogène. Cet écart s'amenuise en fonction en fonction de X et devient pratiquement négligeable à partir de l'abscisse X = 0.7 mm (voir tableau III.2).

Eprouvette CT		
	$\varepsilon_{p,eq}$ %	
X (mm)	homogène	hétérogène
0.1	13.4	22.9
0.5	1.1	1.6
0.9	0.1	0.1

Tableau III.2 : valeurs particulières de $\varepsilon_{p,eq}$ issues de la courbe« $\varepsilon_{p,eq} = f(x)$ »

A l'inverse, le taux de triaxialité en pointe de fissure, dans le cas du matériau homogène, est plus important que celui dans le cas hétérogène (Fig. III.28). Les deux courbes passent par une valeur maximale à la même distance X = 0.7 mm. Cette valeur correspond à la frontière entre la zone plastifiée et celle où les déformations sont élastiques (voir $\varepsilon_{p,eq} = f(x)$).

Par conséquent, les valeurs du taux de croissance des cavités sont plus élevées dans le cas du monométal (MB) que dans le cas du trimétal (Fig. III.30) et ceci est valable jusqu'à la limite de la zone plastifiée (X = 0.7 mm).

Les valeurs R/R_0, déterminées au centre de chaque maille, sont calculées à partir de la moyenne des contraintes et des déformations effectuée sur les quatre points de Gauss. Les valeurs du taux de croissance des cavités sont plus élevées dans le cas du monomètal que dans le cas du trimétal et ceci est valable jusqu'à la limite de la zone plastifiée (X = 0.7 mm). Ceci s'explique par le fait que les valeurs du paramètre R/R_0 , dans le cas du trimétal, sont déterminées dans la ZAT où la limite élastique est élevée. Le gradient de R/R_0, entre la 1ère et la 2éme maille, est très élevé dans le cas du trimétal. Cela est en accord avec la forme des zones plastifiées trouvées dans les deux configurations. En effet, la plastification se développe au fond de la fissure, dans le cas du trimétal, d'une manière confinée et presque perpendiculairement à la direction initiale de la fissure.

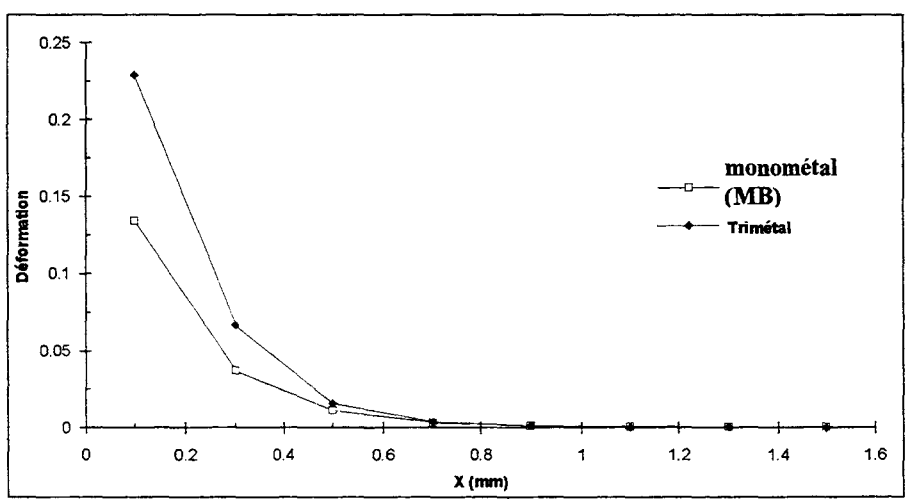


Figure III. 27 : Evolution de la déformation plastique cumulée en fonction de la distance par rapport au fond de fissure

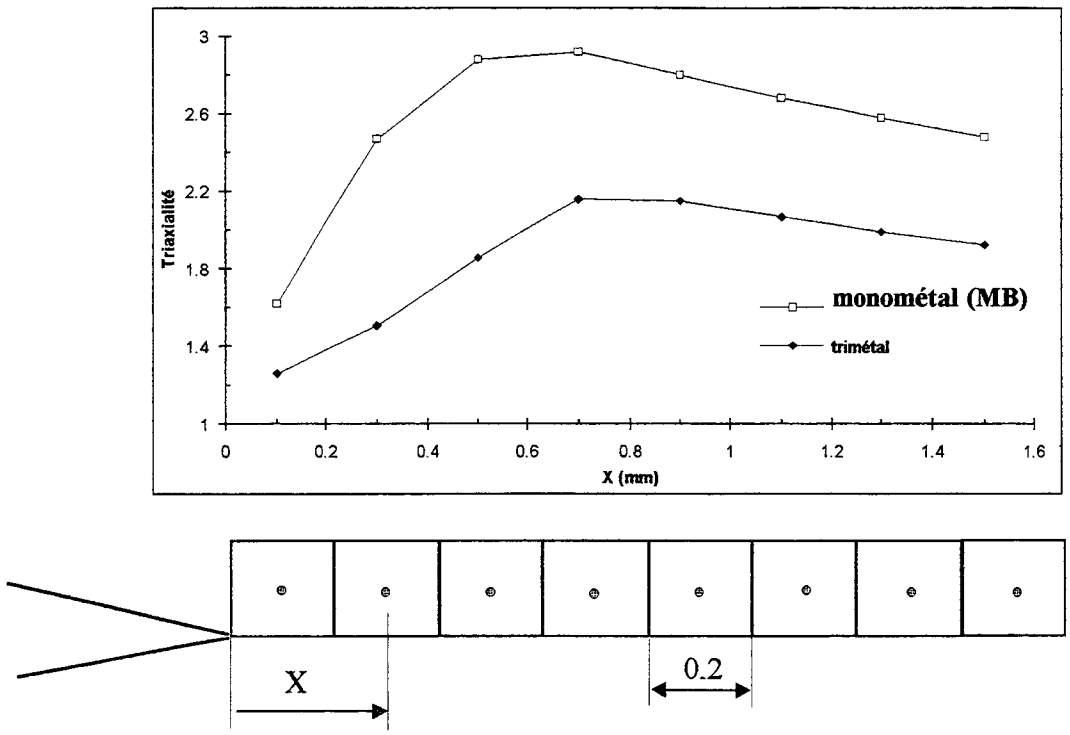


Figure III. 28 : Evolution de la triaxialité (σ_{eq}/σ_m) en fonction de la distance par rapport au fond de fissure

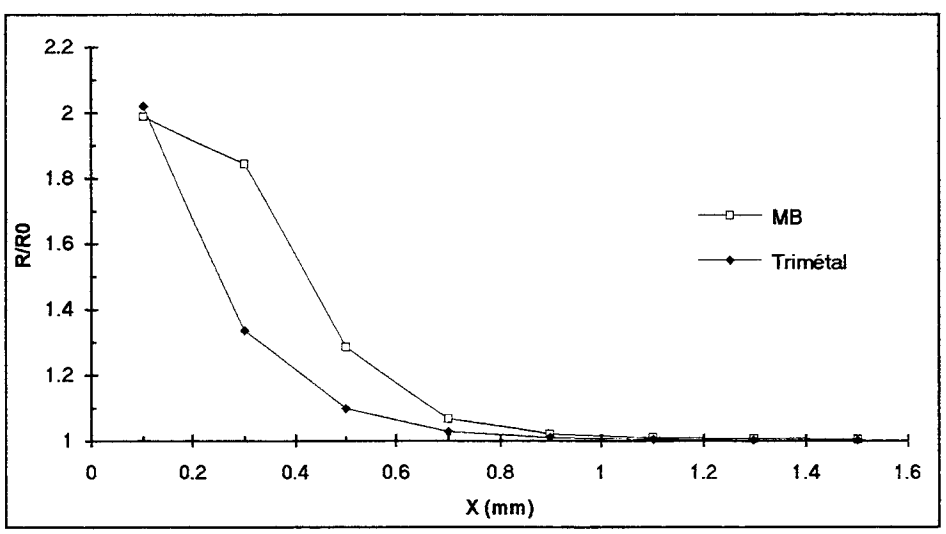


Figure III. 29 : Evolution du taux de croissance des cavités en fonction de la distance au fond de la fissure (pour un même R/R_0 au centre de la 1ère maille).

Pour mieux comprendre les évolutions de R/R_0 au fond de la fissure, dans le cas des 2 configurations, décrites ci-dessus, nous nous avons reporté sur la figure (III.30) le taux de croissance des cavités en fonction de la distance du fond de la fissure, cette fois-ci pour un déplacement imposé d = 2 mm. Nous constatons :

- la même tendance que celle donnée par la figure (III.29),
- la valeur critique de R/R_0 est largement dépassée dans le cas monométal, en considérant sa valeur de référence égale à 1.8.

Ce constat montre que la méthode basée sur une modélisation homogène utilisant le matériau dont la résistance est faible (dans notre cas le MB), pour décrire le comportement d'un joint soudé, conduit à des résultats conservatifs.

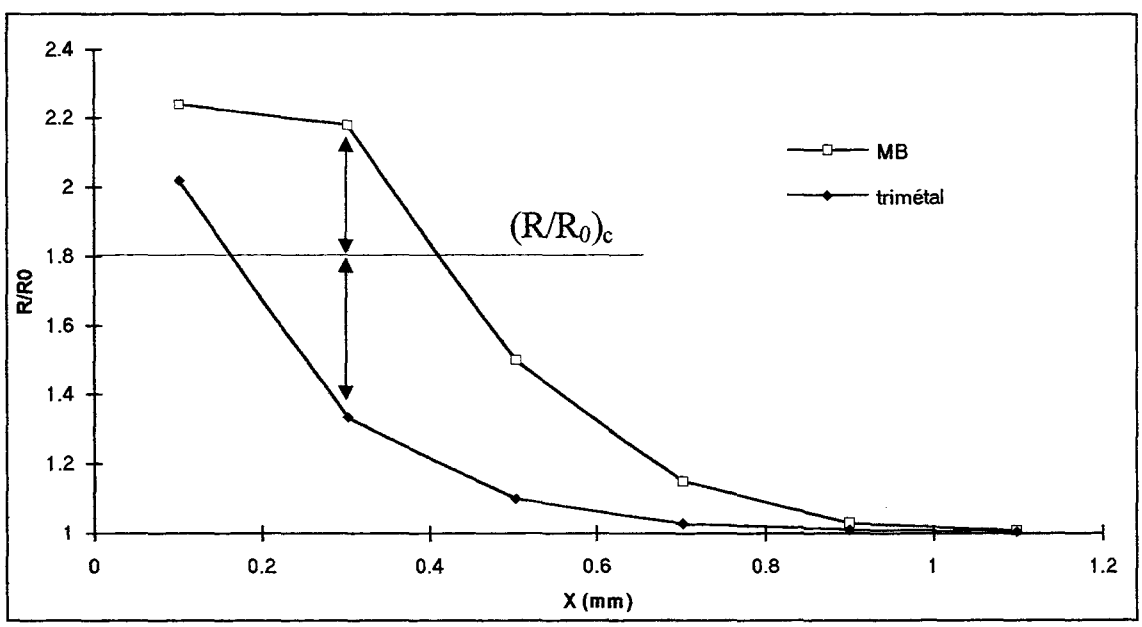


Figure III. 30 : Evolution du taux de croissance des cavités en fonction de la distance au fond de la fissure.

III.3.1.4- Modélisation de la propagation de fissure :

Nous avons, par ailleurs, étudié la propagation de la fissure dans le cas monométal (MB). La progression de la fissure est effectuée numériquement par un relâchement des noeuds à chaque fois que R/R_0, à une distance 'd_c' le long du ligament non fissuré, atteint sa valeur critique, notée $(R/R_0)_{dc}$. La détermination de $(R/R_0)_{dc}$ (environ 2.2) a été éffectuée suivant la procédure décrite dans l'étude bibliographique (voir § I.C.). A chaque relâchement, l'avancée Δa de la fissure correspond à la taille L_e de l'élément au fond de la fissure (ici L_e = 0.2 mm), en tenant compte de la déformation que celui-ci subit. Le paramètre J a été déterminé, en utilisant la méthode de l'aire sous la courbe «force-déplacement» (Fig. III.31), pour chaque avancée de la fissure (voir tableau III.3).

Eprouvette CT monométal (MB)							
Δa (mm)	0	0.2	0.4	0.6	0.8	1	1.2
exp. J (N/mm)	130	229.6	342.47	417.68	486.66	570	636.66
num. J (N/mm)	124	153	213	290	381	476	537

Tableau III.3 : Comparaison des valeurs expérimentales et numériques de J en fonction de Δ a.

Ces valeurs ont permis de tracer la courbe numérique de déchirure ductile « J-Δa » (Fig. III.32) afin de la comparer avec la courbe expérimentale issue de [25]. Nous constatons que la résistance à la propagation de fissure (dJ/da), obtenue numériquement, est équivalente à celle obtenue expérimentalement : dJ/da = 385 MPa environ. Ce qui valide donc, la procédure utilisée pour modéliser numériquement la progression de la fissure. Cependant, il faut noter que pour obtenir un bon accord entre les 2 courbes, en termes de J_{IC}, il est nécessaire d'ajuster la valeur de $(R/R_0)_c$.

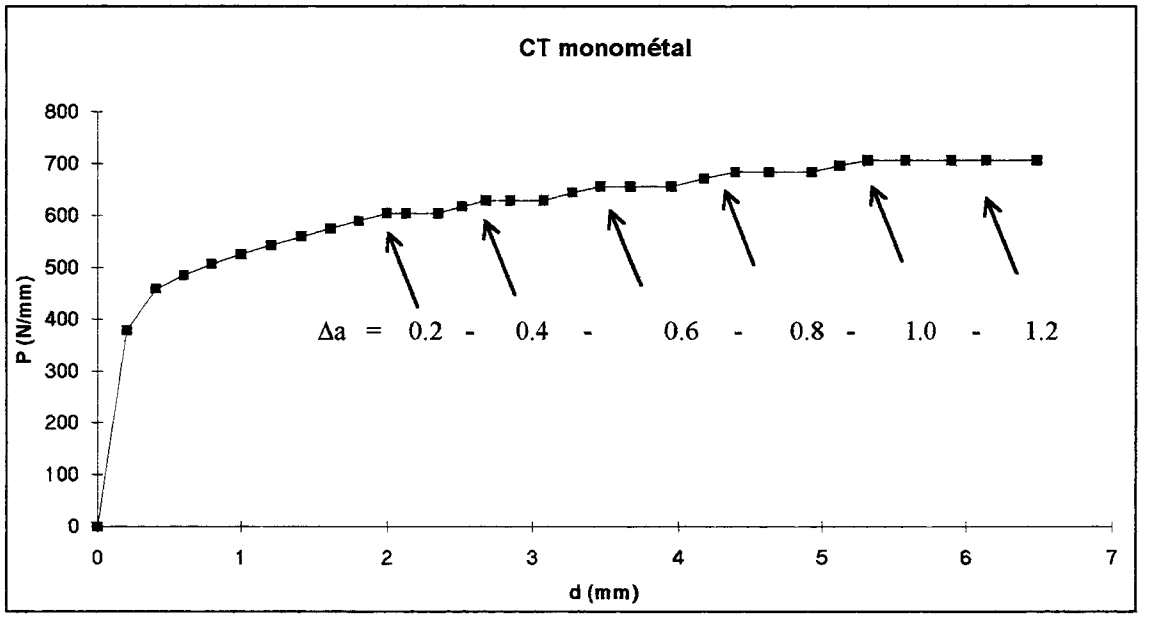


Figure III. 31 : Evolution de la chage P en fonction du déplacement imposé.

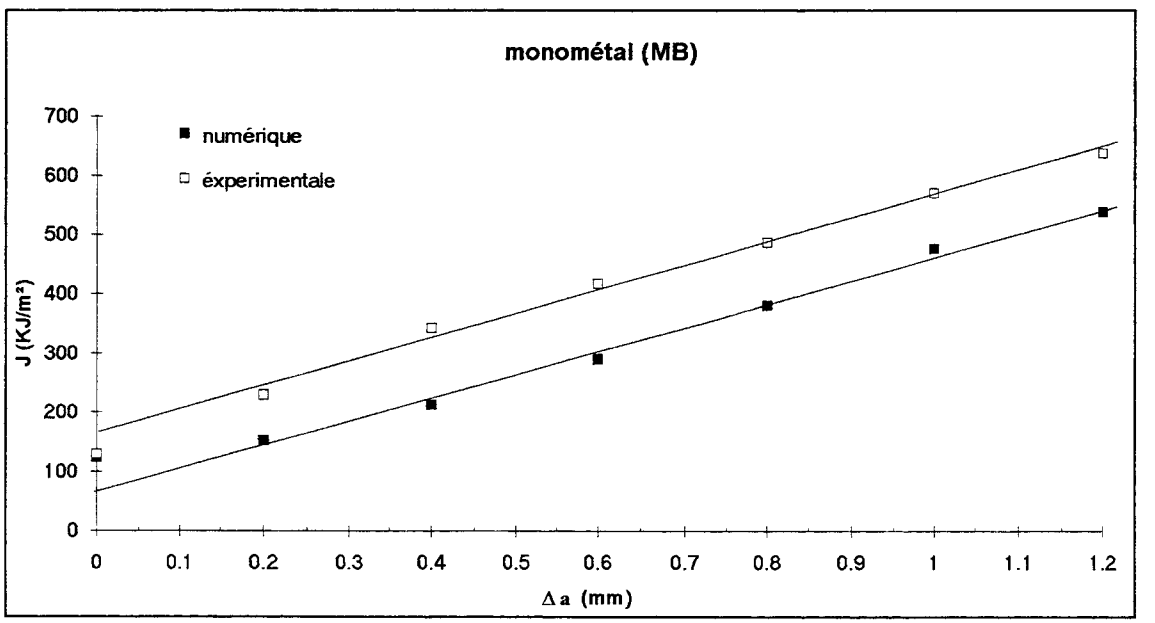


Figure III. 32 : Courbe J-Δa, comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques.

III.3.2- Etude numérique : Partie 2

L'ensemble des calculs présenté dans la première partie (« P-d », J, R/R_0, ...) a été reconduit en utilisant les lois de comportement issues de nos résultats expérimentaux présentés au chapitre II. Dans ce cas, le joint soudé est caractérisé par :

- des caractéristiques mécaniques presque identiques entre la ZAT et le MF (Tableau III.4).

- un taux de mismatching M égal à 1.6 (cas d'overmatching).

Par ailleurs, les calculs ont été effectués en utilisant les conditions précédentes (§ III.2). La longueur relative de la fissure a_0/W est égale à 0.48, valeur utilisée dans l'étude expérimentale. L'ensemble des résultats est regroupé dans un rapport technique relatif au contrat d'étude avec EDF [III.5]. Dans la suite, nous nous limiterons à présenter une partie de ces résultats permettant la comparaison entre :

- les résultats expérimentaux et numériques : évolution de la charge en fonction du déplacement

- le comportement dit « intrinsèque » d'une éprouvette homogène (ayant les propriétés mécaniques de la ZAT) et celui dit « apparent » d'une éprouvette comportant trois zones (la ZAT comme zone centrale entourée par 2 zones : MB et MF).

- le comportement global et local de l'éprouvette CT présentant les joints soudés étudiés dans les deux parties de ce chapitre (influence de a_0/W et du taux d'overmatching).

	$R_{E\,0.2\%}$ (MPa)	Rm (MPa)	E (GPa)	n	K (GPa)
MB	205 ± 5	433 ± 7	183 ± 3	0.26	0.63
MF	330 ± 20	542 ± 8	197	0.28	0.6
ZAT	350 ± 5	625 ± 5	180 ± 5	0.27	0.8

Tableau III. 4 : Caractéristiques mécaniques de traction à 300 °C.

III.3.2.1- Force - Déplacement :

Les figures III.33 et III.34 présentent les évolutions, numérique et expérimentale, de la charge en fonction du déplacement imposé pour les configurations : monométal (MF) et trimétal. Ces figures montrent que, dans la partie élastique de ces courbes, il y a un bon accord entre les résultats numériques et expérimentaux. La différence, qui se manifeste au delà du domaine élastique, peut s'expliquer par le fait que :

- L'éprouvette réelle utilisée dans l'étude expérimentale contient partiellement des zones du MB, ce qui n'est pas le cas de la modélisation monométal (MF),

- Le comportement de la ZAT réelle présente un aspect caractérisant la rupture fragile (voir Ch. II). Ce type de comportement n'a pas été pris en considération dans notre modélisation.

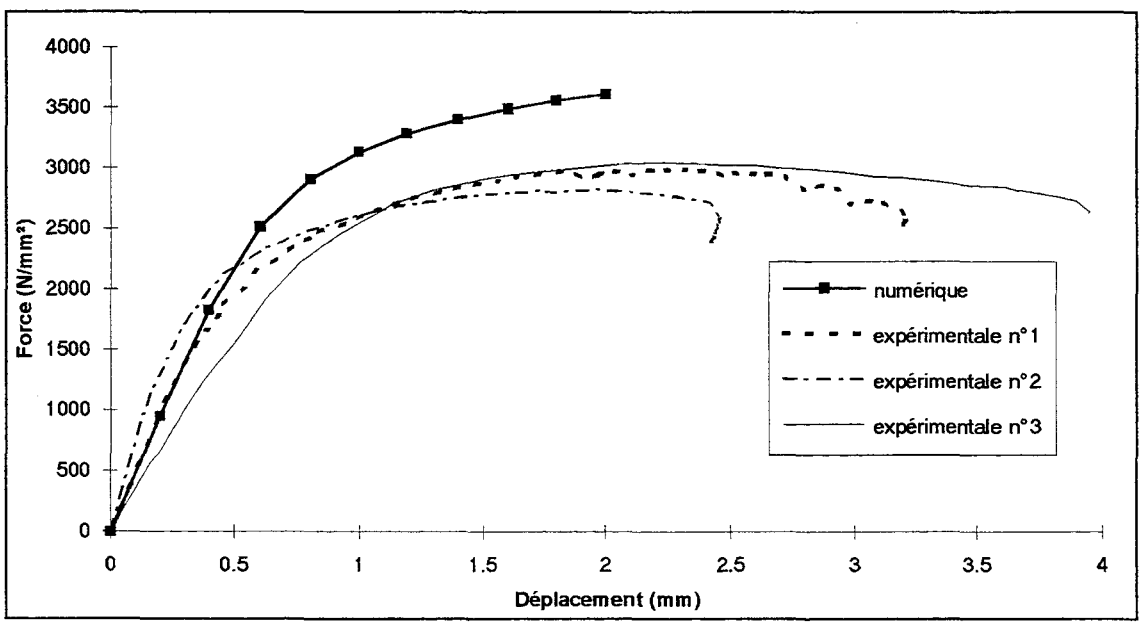


Figure III.33 : courbes force - déplacement (MF, a/W = 0.48).

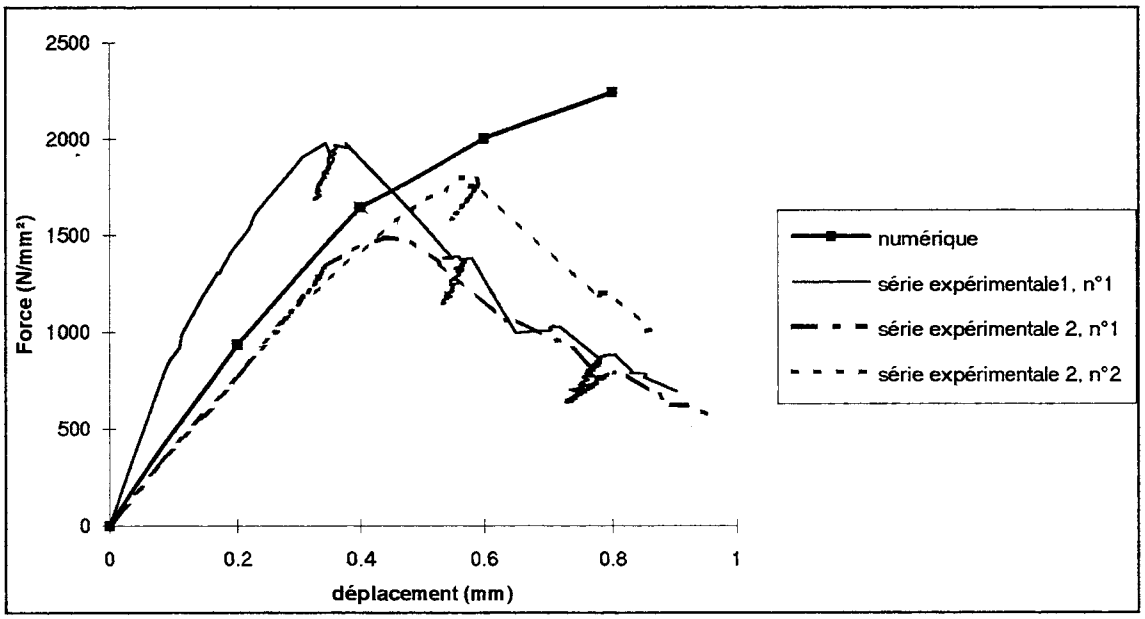


Figure III.34 : Courbe force - déplacement (CT hétérogène a/W = 0.48).

III.3.2.2- Comparaison entre les comportements locaux intrinsèque et apparent de la ZAT :

La figure III.35 présente l'évolution de R/R_0 (dans la 1ère maille) en fonction du déplacement imposé. Nous constatons que l'écart, entre les 2 configurations, est faible jusqu'au déplacement d = 1 mm. Dans cet intervalle, le comportement apparent d'un joint soudé (la fissure étant dans la ZAT), peut être décrit par celui de la ZAT homogène, dit comportement intrinsèque. Cette constatation concerne particulièrement le type de configuration étudiée dans notre cas. Il ne s'agit pas d'en faire une généralité, puisque le comportement d'un joint soudé dépend à la fois de son taux de mismatching et de sa géométrie [III.6,7].

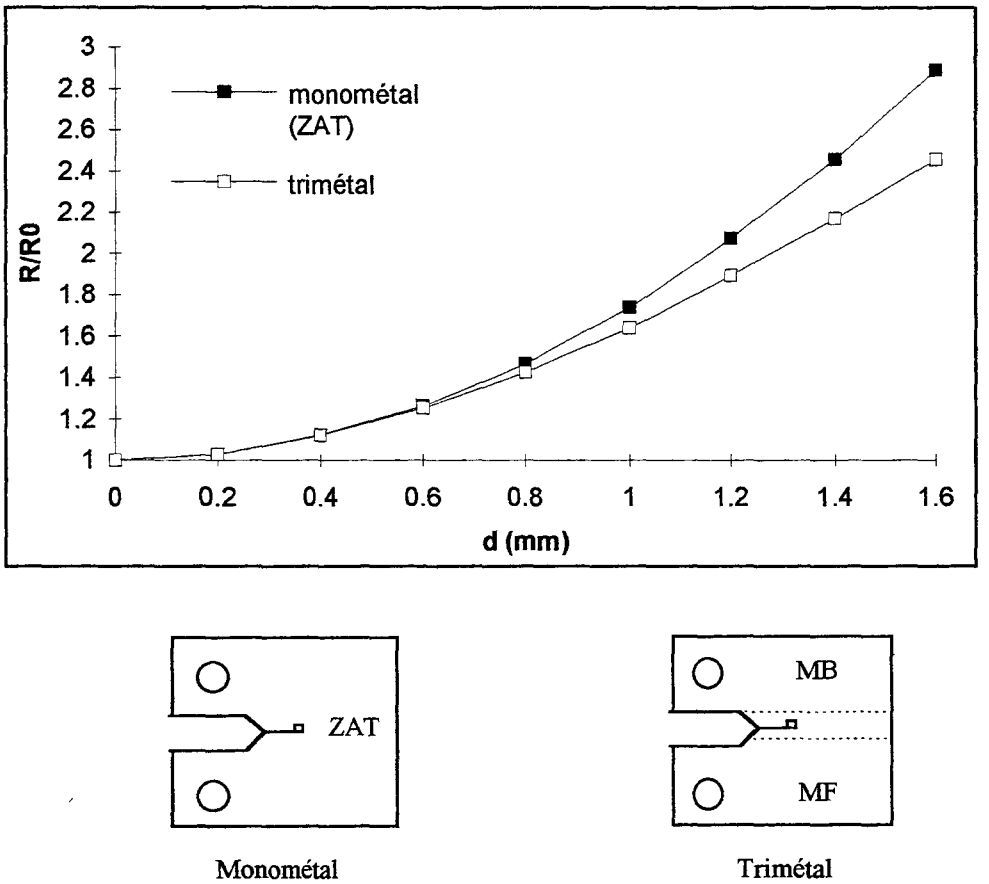


Figure III.35 : Comparaison de l'évolution de R/R0 en fonction du déplacement imposé entre les deux configurations étudiées.

III.3.2.2.1- L'évolution des différents paramètres au fond de fissure :

Les figures (III.36 à 38) présentent respectivement les évolutions de la déformation plastique équivalente, la triaxialité et le taux de croissance de cavités, pour un déplacement imposé d = 1.6 mm, en fonction de la distance au fond de fissure. Nous constatons que l'allure générale de ces paramètres est similaire, pour les configurations étudiées : monométal ZAT, trimétal. Cela montre que, pour cette configuration trimétal, le comportement local est essentiellement influencé par les caractéristiques de la ZAT, où se trouve le fond de la fissure.

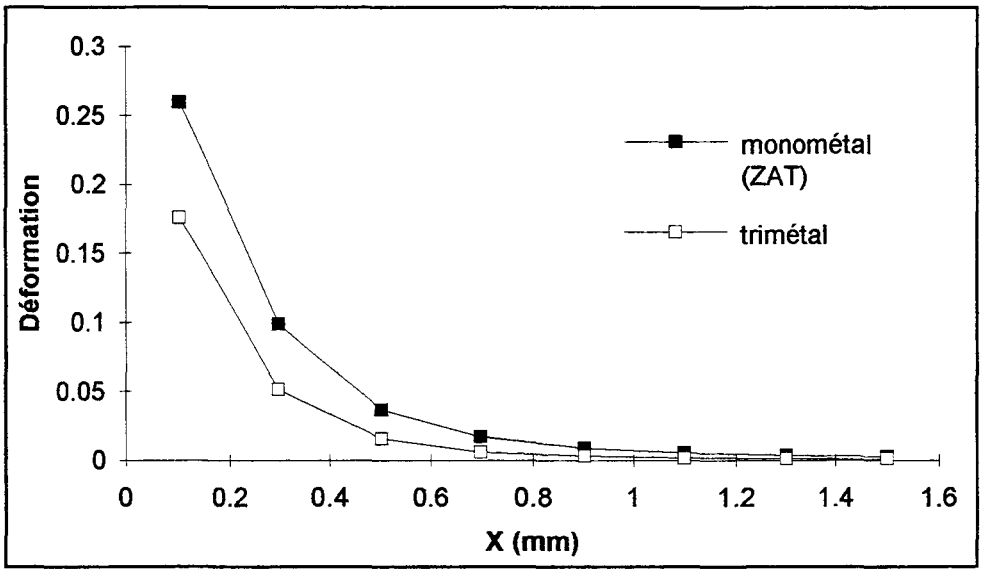


Figure III. 36 : Evolution de la déformation plastique équivalente, pour un déplacement imposé d = 1.6 mm, en fonction de la distance au fond de fissure

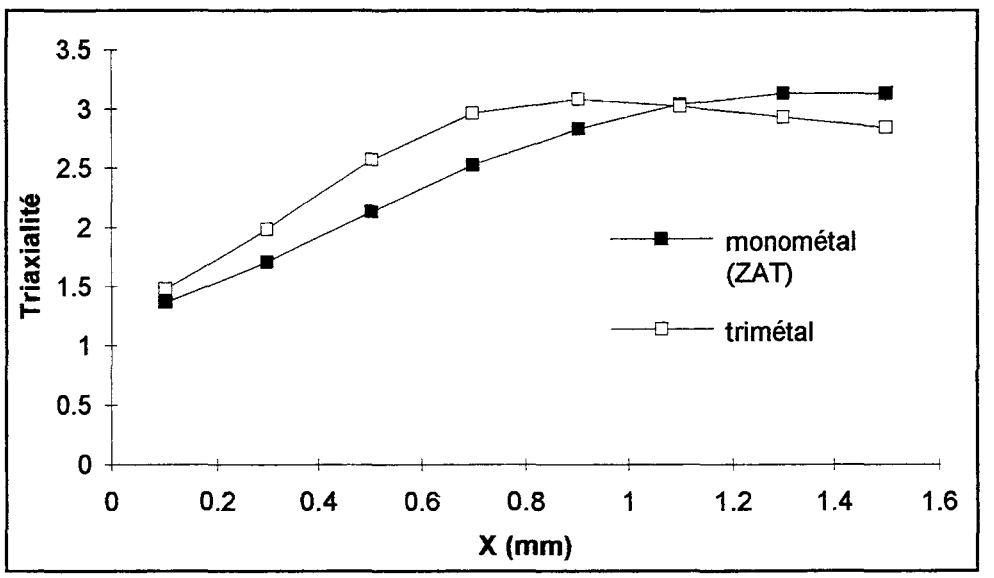


Figure III. 37 : Evolution de la triaxialité, pour un déplacement imposé d = 1.6 mm, en fonction de la distance au fond de fissure

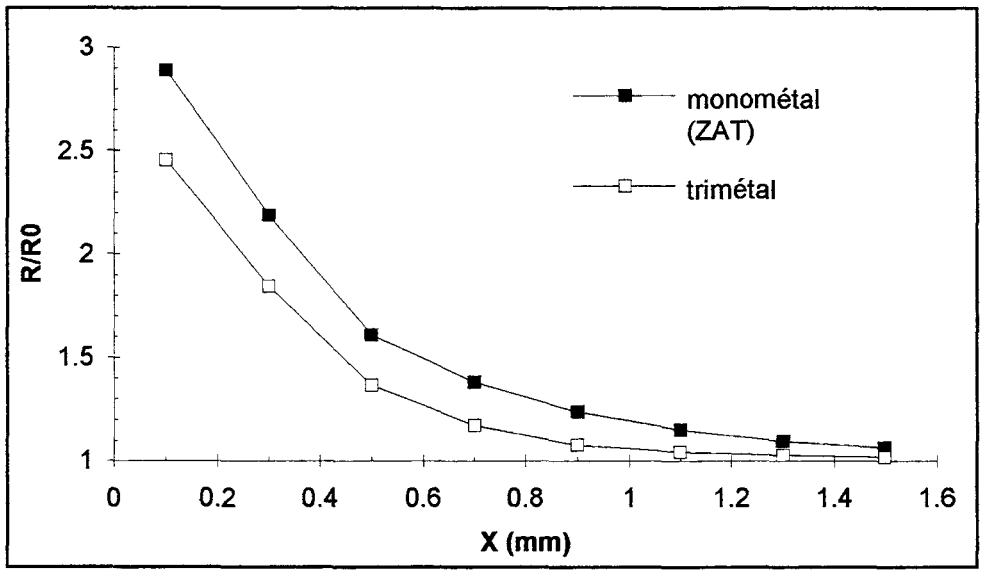


Figure III. 38 : Evolution de taux de croissance de cavité, pour un déplacement imposé d = 1.6 mm, en fonction de la distance au fond de fissure

III.3.2.3- Effet de la longueur relative initiale de fissure (a_0 / W).

Afin d'illustrer l'influence du rapport a_0/W , sur le comportement global et local de l'éprouvette CT, nous avons réalisé les calculs numériques, dans le cas du monométal (MF), pour deux valeurs de a_0/w (0.48 et 0.6). Les figures 39 à 41 montrent successivement les courbes : « charge-déplacement », « J-charge » et « R/R_0- charge ». Nous constatons clairement une influence importante de la longueur de la fissure sur le comportement de la structure. Cette influence se manifeste par une perte de rigidité de l'éprouvette à cause de l'augmentation de la longueur de la fissure. A titre d'exemple, une valeur de J = 100 (KJ/m^2) peut être atteinte avec un chargement P = 1290 N/mm (pour $a_0/W = 0.6$). Tandis qu'il faut un chargement P = 2910 N/mm pour $a_0/W = 0.48$.

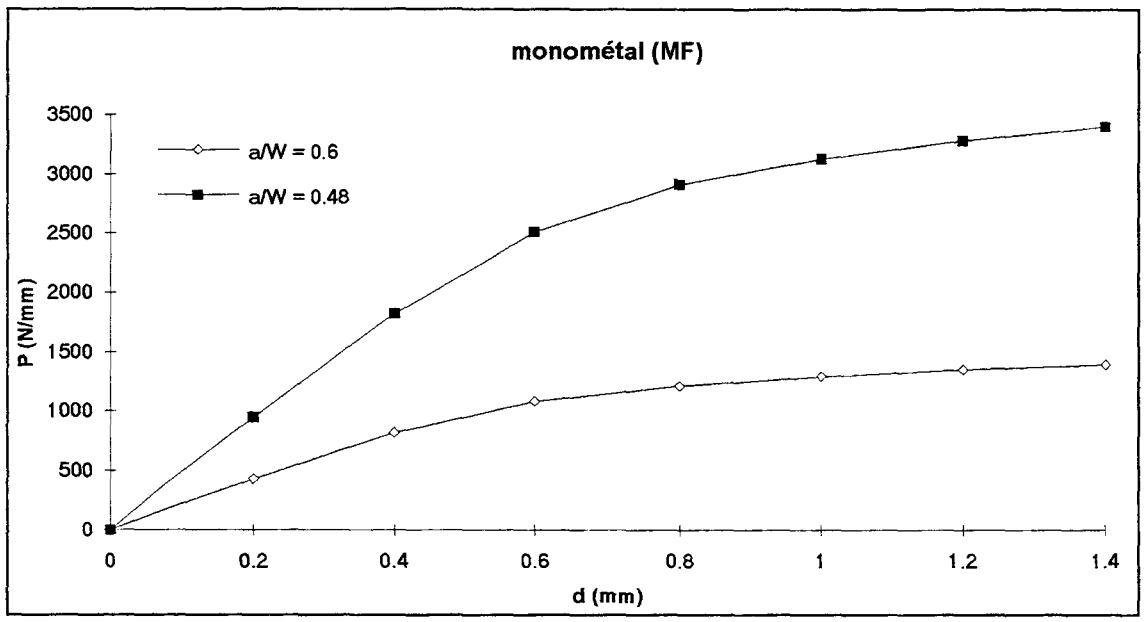


Figure III.39 : Courbe force - déplacement

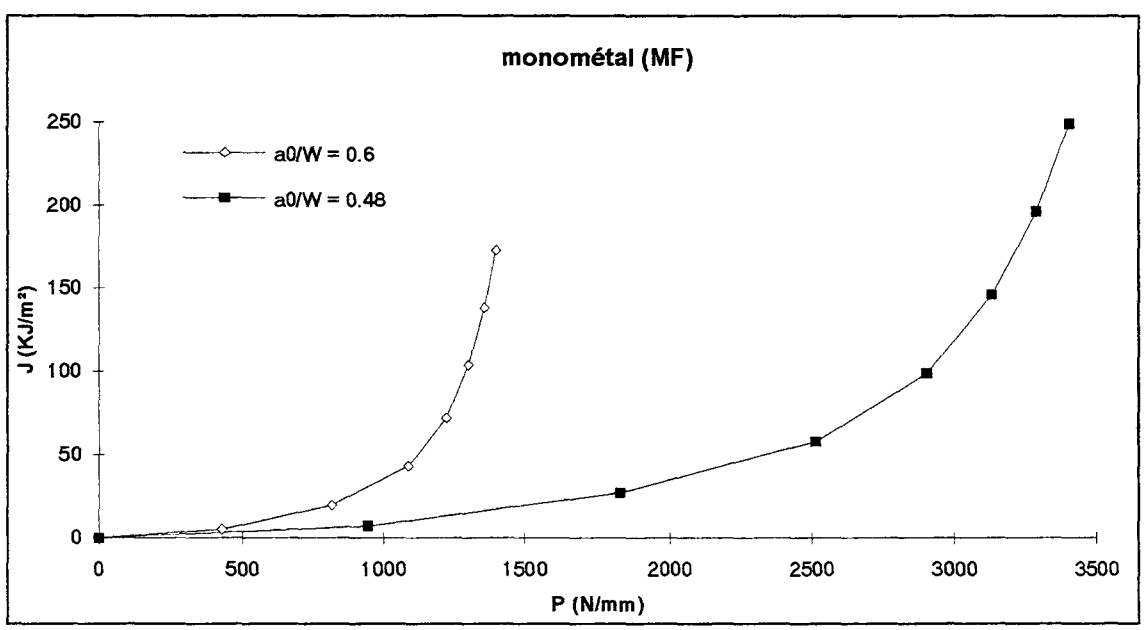


Figure III.40 : Evolution de l'intégrale J en fonction du chargement.

La figure III.41 montre clairement la forte sensibilité du paramètre (R/R_0) à la singularité due à une fissure longue. En effet, (R/R_0) croît très rapidement pour a_0/W = 0,6. L'augmentation de (R/R_0) peut être due à l'accroissement des déformations plastiques et/ou du taux de triaxialité des contraintes.

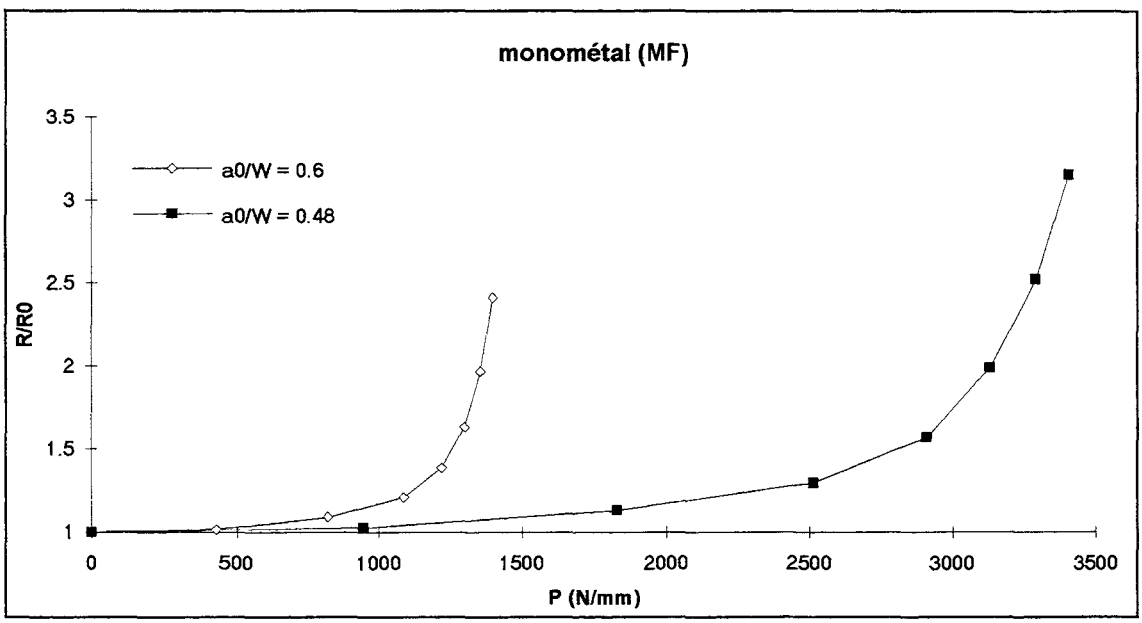


Figure III.41 : Evolution de R/R_0 en fonction du chargement.

III.3.2.4- Effet du taux d'over-matching :

La figure III.42, présentant les évolutions de l'intégrale J en fonction de la charge, montre que :

-Le paramètre J évolue de la même façon dans le cas du monométal (MF) et (ZAT), ces deux matériaux ayant des comportements mécaniques similaires.

- Dans le cas du trimétal (où : M = 1.6 et a_0/W = 0.48), l'évolution de J est affectée par les caractéristiques mécaniques du MF et de la ZAT. Ceci peut être dû au fait que la fissure est située dans cette zone d'une part et que la valeur du taux d'overmatching n'est pas importante (M=1.6) d'autre part. De plus, la largeur de cette zone est plus grande que celle contenant le métal de base.

Ce constat montre que le paramètre J est gouverné à la fois par le taux d'ouvermatching, la largeur de la zone de soudure (MF+ZAT), le positionnement de la fissure ainsi que sa longueur.

Par contre, on peut considérer que dans le cas d'un taux d'overmatching très important (cas où les caractéristiques mécaniques du MB sont situées fortement en deçà de celles du MF), les paramètres globaux (J, CTOD) sont pilotés essentiellement par les déformations du MB (voir § III.3.1.2).

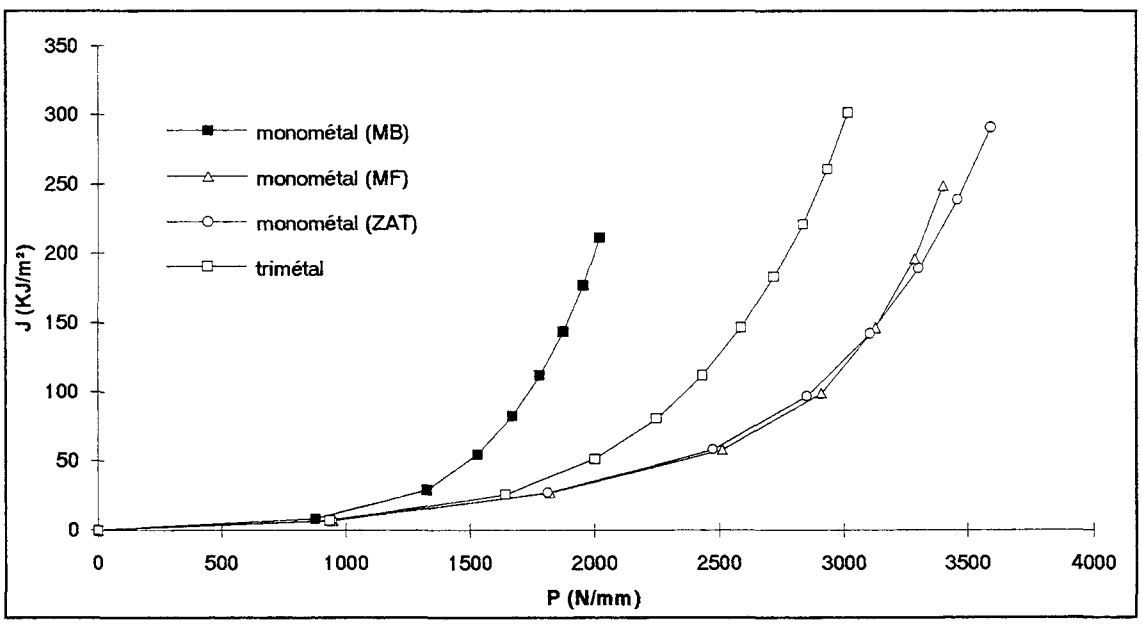


Figure III.42 : Evolution de l'intégrale J en fonction du chargement.

La figure III.43, présentant les évolutions de R/R_0 en fonction de la charge, montre que :

- Le paramètre R/R_0 évolue de la même façon, dans le cas du monométal (MF) et de la ZAT, jusqu'à un chargement P = 2500 N/mm environ. Au delà de cette valeur, l'évolution de R/R_0 est sensible à la différence qui existe entre les valeurs de la limite d'élasticité des deux matériaux ($\sigma_{e\,(MF)} = 330$, $\sigma_{e\,(ZAT)} = 350$ MPa).

- Dans le cas du trimétal (où : M = 1.6 et $a_0/W = 0.48$), l'évolution de R/R_0, pour les mêmes raisons évoquées précédemment, est affectée par les caractéristiques mécaniques du MF et de la ZAT.

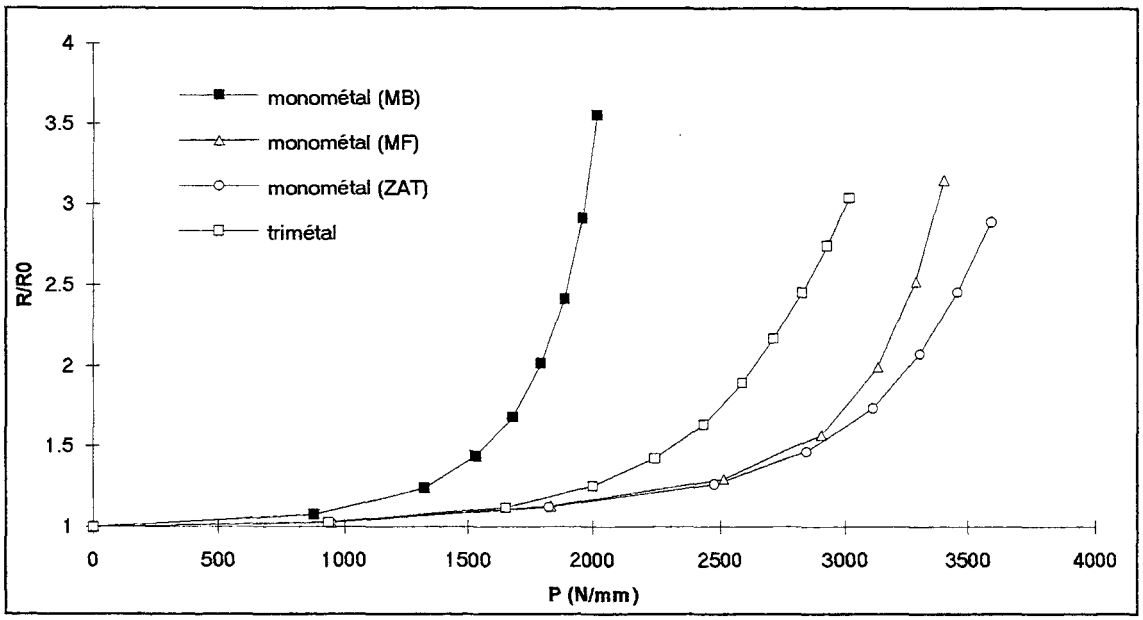


Figure III.43 : Evolution de l'intégrale J en fonction du chargement.

Afin de confirmer le rôle joué par la ZAT dans cette configuration, nous avons tracé l'évolution de R/R_0 en fonction de l'intégrale J (fig. III.44). Cette figure montre principalement une évolution similaire de R/R_0 dans les configurations : monométal (ZAT) et trimétal. Dans ce cas, l'effet d'overmatching demeure faible sur la corrélation entre l'intégrale J et le taux de croissance des cavités R/R_0 dans ces deux configurations. Ceci confirme le fait que le comportement de la fissure est essentiellement gouverné par les caractéristiques mécaniques du métal la contenant (la ZAT).

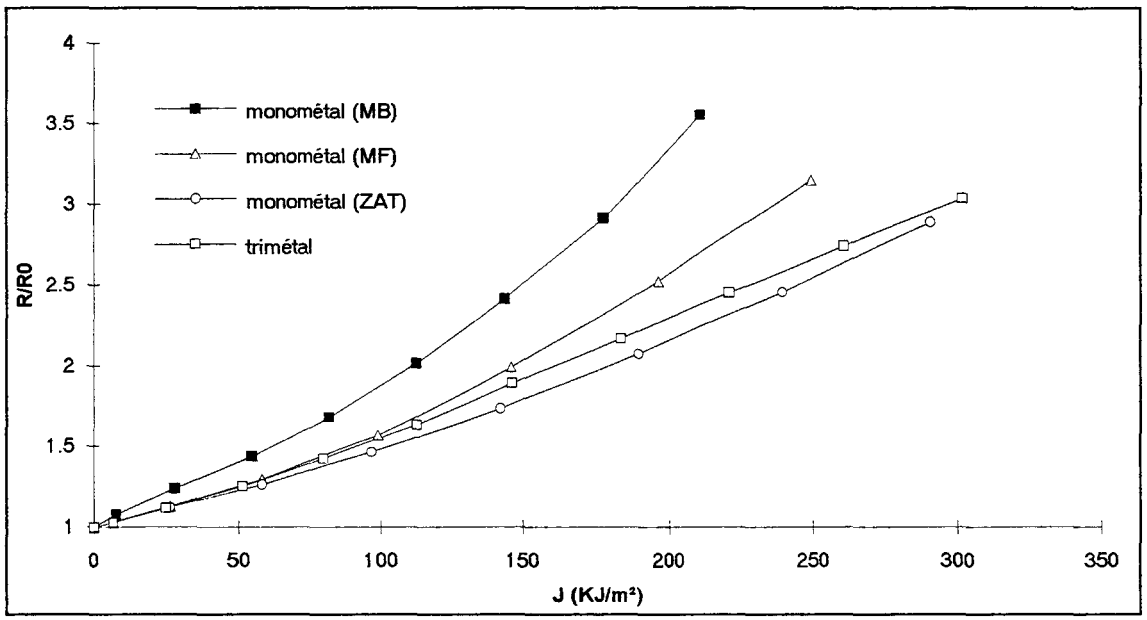


Figure III.44 : Evolution de R/R0 en fonction de l'intégrale J.

III. 4- CONCLUSION

L'étude numérique de la déchirure ductile dans un joint soudé, effectuée dans le cadre de ce travail, contribue au développement d'une méthode d'analyse, adaptée aux assemblages soudés dans l'industrie nucléaire. Dans cette étude, nous avons comparé :

a)- les résultats issus de deux analyses : l'intégrale J de Rice et le modèle de croissance de cavités de Rice-Tracey, dans 3 configurations différentes d'une éprouvette CT25 :

- Un monométal (MB ou MF)
- Un bimétal (MB+MF)
- Un trimétal (MB+ZAT+MF)

b)- Un processus de relâchement des liaisons constituant le fond de fissure, couplé au critère de déchirure, a permis de modéliser l'avancement de la fissure.

c)- l'allure de la croissance des cavités à partir d'une modélisation d'un monométal, ayant pour propriétés mécaniques les plus basses parmi celles des matériaux constituant la soudure (dans notre cas le MB), avec une modélisation d'un «trimétal» comportant les trois zones constituant le joint soudé (MB, MF, ZAT).

d)- le comportement dit intrinsèque d'une éprouvette homogène, ayant les propriétés mécaniques de la ZAT, avec le comportement dit apparent d'une éprouvette comportant trois zones (la ZAT comme zone centrale entourée par zone de MB et zone de MF).

L'ensemble des analyses, décrit ci-dessus, a permis de montrer :

1- l'effet prépondérant des caractéristiques mécaniques du métal de base. En effet, ce dernier gouverne le comportement global (les évolutions de la charge, de l'intégrale J, du CTOD, des zones plastiques, ...) dans le cas des structures soudées présentant une situation d'overmatching. En effet, dans le cas du bimétal et trimétal, une forte dissymétrie est mise en évidence : A titre d'exemple, pour un déplacement imposé de 2 mm, l'ouverture δ_{MB} constitue 85 % environ de l'ouverture totale. La figure (III.13) , présentant l'évolution du CTOD en

fonction du déplacement imposé d, montre que l'ouverture totale au fond de la fissure est presque la même dans les 3 configurations étudiées (monométal -MB- ; bimétal et trimétal). Cette constatation signifie que l'ouverture au fond de la fissure dépend essentiellement du comportement du métal ayant la plus faible limite d'élasticité. Ce constat a été confirmé par l'interprétation des résultats obtenus par TOYODA [III.3].

2- Les limites de l'utilisation de l'approche globale, pour étudier la ténacité dans un joint soudé. La forte dissipation d'énergie liée à la plasticité loin du fond de la fissure, observée notamment dans les configurations hétérogènes, pose la question de la validité d'un critère global basé sur le paramètre énergétique J pour décrire la progression d'une fissure dans les matériaux hétérogènes. En effet, l'énergie totale de déformation est alors décomposée en deux parties : la première contribue à la phase de plastification, la seconde étant «l'énergie fissurante».

3- Que le paramètre R/R_0, à l'inverse de l'intégrale J, est sensible à tout changement dans les champs des contraintes et déformations au fond de la fissure. Ce dernier point confirme la nécessité d'utilisation d'une approche locale pour l'étude de la déchirure ductile dans le cas des joints soudés.

4- Que la méthode basée sur une modélisation homogène utilisant le matériau dont la résistance est faible (dans notre cas le MB), pour décrire le comportement d'un joint soudé, conduit à des résultats conservatifs.

5- L'aptitude d'un processus de relâchement des liaisons constituant le fond de fissure, couplé au critère de déchirure, à modéliser l'avancement de la fissure (dans le cas monométal). Cependant, basant sur l'approche locale, nous avons montré que la progression de la fissure, dans le joint soudé, s'incline vers la zone du MB. Il est donc plus facile d'utiliser une méthode, basée sur un modèle endommagement, car la méthode de relâchement des noeuds nécessite la connaissance préalable du trajet de la fissure.

6- L'avantage d'une modélisation tenant en considération l'hétérogénéité du joint soudé (configuration trimétal), car elle permet de déterminer :

- la distribution réelle des champs de contraintes et de déformations au fond de fissure

- la direction de propagation de la fissure (la propagation de la fissure correspond à la valeur maxiale de R/R_0).

7- Une similitude de l'allure du taux de croissance de cavités entre le comportement intrinsèque et apparent de ZAT. Il est donc possible, de considérer que la ténacité intrinsèque de la ZAT est du même ordre de grandeur que la ténacité apparente. pour le sidérurgiste comme pour le constructeur, dans l'objectif de l'amélioration des propriétés d'usage des aciers.

BIBLIOGRAPHIE

[III.1]- G. ROUSSELIER, « Les modèles de rupture ductile et leurs possibilités actuelles dans le cadre de l'approche locale de la rupture » International Seminar on Local Approach of Fracture, Moret-Sur-Loing , France, pp. 257-284, Juin (1986).

[III.2]- C. ERIPRET, P. HORNET - Etude de la résistance à la déchirure ductile de joints soudés en acier inoxydable austénitique - note HT26/92-25A, (1992).

[III.3]- M. TOYODA, K. SATOH, « Ténacité à la rupture des soudures: influence d'une hétérogénéité mécanique sur la corrélation des paramètres de ténacité », Soudage et Techiques Connexes, PP. 398-407, Novembre-Décembre (1985).

[III.4]- C. ERIPRET, S. IGNACCOLO, P. GILLES, « Study of mechanical behaviour and fracture resistance of welded joints », Revue de Métallurgie, pp. 214-225, Février (1995).

[III.5]- S. LECLERC, B. VIEILLARD, A. ALRASSIS, « Modélisation numérique de la déchirure ductile dans un joint soudé », Rapport interne n° 2, H.E.I., (1995).

[III.6]- L. DEVILLERS, D. KAPLAN, E. MAAS, « Aspects mécaniques de l'évaluation de la ténacité d'éprouvettes métallurgiquement hétérogènes », Rapport interne, pp. 2-32, Octobre (1985).

[III.7]- J. JOCH and R. A. AINSWORTH, « Relationships between the J-Integral and the Crack Tip Opening Displacement for stationary cracks in weldments at plastic collapse », Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol. 17, No. 10, pp. 1175-1185, May (1994).

CONCLUSION GENERALE.

L'analyse de la nocivité des défauts, dans le cas des assemblages soudés présentant un mismatching, reste difficile à caractériser. Ceci est dû au nombre important des paramètres intervenant lors de ce type d'étude, nous citons : géométrie du joint, niveau du mismatching, rapport des coefficients d'écrouissage, largeur de chaque zone constituant l'assemblage, longueur et position des défauts, ...

Ce travail a permis de déterminer expérimentalement les caractéristiques mécaniques, ainsi que les résistances à la déchirure ductile à une température T= 300 °C, du métal de base (MB), métal fondu (MF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT) prélevés à partir d'un joint soudé réalisé dans des conditions représentatives des fabrications industrielles. Cette partie conduit aux conclusions suivantes :

i)- Le joint soudé étudié représente un cas d'over-matching de rapport $[R_{e\,(MF)} / R_{e\,(MB)}] = 1.6$ avec un coefficient d'écrouissage n qui est égal à 0.26 et 0.28 pour le métal de base et le métal fondu respectivement. Le MF et la ZAT présentent globalement les mêmes caractéristiques mécaniques.

ii)- Le processus de simulation thermique peut être utilisé comme un moyen supplémentaire pour caractériser la ZAT (la ZAT simulée obtenue par ce procédés présente un comportement similaire à celui de la ZAT réelle, prélevée à partir d'un joint soudé).

iii)- La ténacité du MB, dans le sens travers-court, à 300 °C est faible ($J_{0.2}$ = 40 KJ/m²). Le comportement de la ZAT, exprimé par la courbe « P-d », présente un caractère fragile de la rupture avec notamment la présence de « pop-in » à la charge maximale. Ce phénomène est lié à la présence des zones fragiles à proximité de front de la fissure et aux arrachements lamellaires.

Par ailleurs, la modélisation numérique a mis en évidence la complexité de la caractérisation de la déchirure ductile dans le cas des joints soudés. Néanmoins, ce travail nous a permis de tirer plusieurs conclusions générales :

1- Les caractéristiques mécaniques du métal de base, dans le cas d'un taux d'over-matching important, ont un effet prépondérant sur le comportement global de ce type de structures (les évolutions de la charge, de l'intégrale J, du CTOD, des zones plastiques, ...). Cet effet diminue au fur et à mesure que le rapport a_0/W et le taux de « over-matching » diminuent.

2- La largeur de la zone de soudure « h » contenant une fissure semble avoir une influence importante sur la ténacité d'un joint soudé. En effet, quand celle-ci est grande, le matériau contenant la fissure gouverne la déchirure ductile. Cet effet doit être rapporté à celui dû à la longueur relative de la fissure (a/W). Dans cette situation, l'effet du taux d'over-matching semble être atténué.

2- La méthode, qui consiste à étudier le comportement d'un joint soudé en le remplaçant par un matériau homogène équivalent ayant les propriétés mécaniques les plus faibles dans le joint (dans notre cas le MB), conduit généralement à un conservatisme excessif. En particulier, pour les petites longueurs de fissure et/ou les faibles valeurs du rapport M, le rôle de MB s'avère moins important.

3- L'évolution du paramètre d'ouverture CTOD, d'une façon générale, semble insensible à l'hétérogénéité mécanique des éprouvettes. En effet, celle-ci est presque la même quelle que soit la configuration étudiée. Par contre, le profil d'ouverture de la fissure peut être considéré comme un indicateur de bifurcation de fissure.

4- Le taux de croissance des cavités R/R_0 est sensible à tout changement dans les champs des contraintes et des déformations au fond de la fissure. L'approche locale semble être une alternative valable pour l'étude de la déchirure ductile dans le cas des joints soudés. Cette approche nécessite une modélisation prenant en considération l'hétérogénéité de la structure : configuration trimétal, car celle-ci conduit à :

- la détermination de la distribution réelle des champs de contraintes et de déformations au fond de la fissure.

- la prédiction de la direction de propagation de la fissure (la propagation de la fissure correspond à la valeur maximale de R/R_0).

PERSPECTIVES.

Au vu de la complexité de la détermination de la ténacité d'un joint soudé, tant sur un plan expérimental que numérique, il nous semble nécessaire de proposer plusieurs voies, en guise de perspectives. Sans prétendre être exhaustif, nous citons:

1-) Sur le plan expérimental, il serait judicieux de :

- procéder à des essais mécaniques de déchirure ductile sur des éprouvettes simulées thermiquement. Ceci pourrait permettre d'étudier plusieurs configurations avec différents taux de mis-matching ainsi que différentes largeurs des zones centrales.

- évaluer les paramètres inclusionnaires des matériaux qui sont nécessaires pour l'utilisation d'une approche locale.

- effectuer des essais mécaniques permettant la détermination de la valeur critique du taux de croissance R/R_O.

2- Sur le plan numérique, il serait indispensable de :

- étudier l'interaction entre plusieurs fissures pouvant exister dans un joint soudé, afin de prendre en considération les phénomènes des arrachements lamellaires.

- quantifier l'influence du taux de mis-matching et de la géométrie de l'assemblage soudé sur l'approche locale, (croissance des cavités au fond de la fissure).

- modéliser la progression de la fissure en utilisant un critère local de rupture.

- effectuer des modélisations de l'effet thermique du processus de soudage pour évaluer directement la distribution des températures et des transformations métallurgiques qui en découlent dans la ZAT.

ANNEXES

ANNEXES (I)

Indépendance de l'intégrale J vis à vis du contour d'intégration :

Dans le cas d'un matériau élastique, que l'élasticité soit linéaire ou non, on montre que l'intégrale J est indépendante du contour d'intégration. La démonstration de cette propriété se fait en calculant l'intégrale de Rice sur deux contours et en montrant que la différence entre les intégrales J_1 et J_2 associées à ces deux contours est nulle. Considérons (Fig. 1) un contour constitué de deux autres contours et de deux portions de fissure :

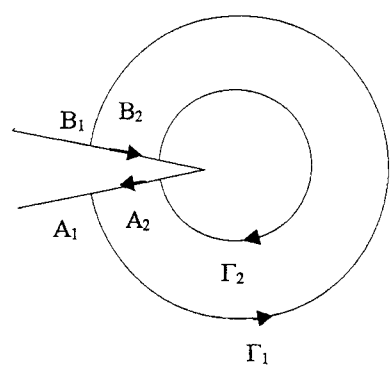


Figure 1 : Contours d'intégration

$$J_1 - J_2 = \int_{A_1B_1B_2A_2} W\,dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds - L$$

avec

$$L = \int_{B_1B_2} \left(W\,dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds \right) + \int_{A_2A_2} \left(W\,dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds \right)$$

Or dx_2 et T_i sont nuls sur les lèvres de fissure A_1B_1 et A_2B_2 ; donc, les intégrales sur ces bords sont nuls et par conséquent, L = 0.

Nous pouvons transformer l'intégrale de contour en une intégrale de surface à l'aide du théorème de Green et du théorème des travaux virtuels :

$$J_1 - J_2 = \int_{A_1B_1B_2A_2} W\,dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds - L = \iint_A \left(\frac{\partial W}{\partial x_1} - \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x_1} \right) dA$$

où
A : L'aire détimitée par le contour Γ

Cette intégrale est nulle si et seulement si : $\frac{\partial W}{\partial x_1} = \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x_1}$

Or, pour le cas d'un matériau élastique, linéaire ou non, cette équation est évidement vérifiée puisque :

$$\frac{\partial W}{\partial x_1} = \frac{\partial}{\partial x_1} \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} \delta \varepsilon_{ij} = \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x_1}$$

donc, J1=J2.

ANNEXE II

EFFETS DE LA POROSITE :

Licht et Suquet [II.1,2] ont calculé la croissance de cavités cylindriques dans un matériau viscoplastique de rayon fini, avec une fraction volumique f. La figure (1) montre les résultats qu'ils ont obtenus. On note une augmentation de la vitesse de croissance lorsque la porosité augmente, si on la normalise par la vitesse de déformation équivalente.

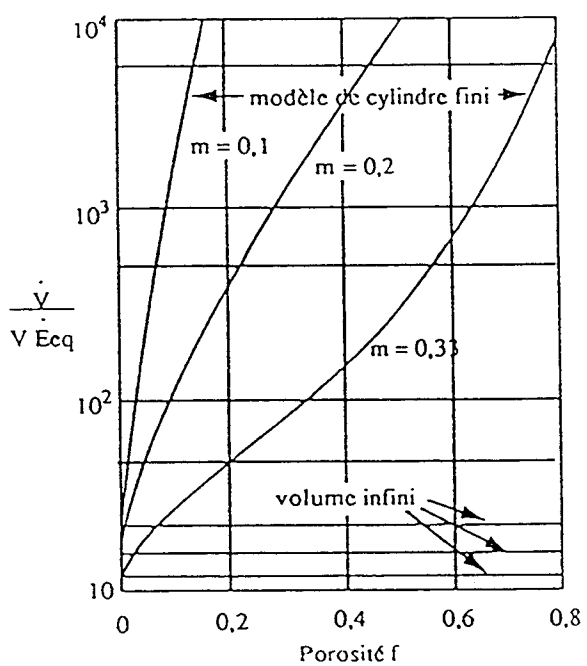


Figure 1 : Influence de la porosité sur la vitesse de croissance de cavités cylindriques

La croissance d'une cavité sphérique de volume V occupant une fraction volumique f dans une enveloppe sphérique sous chargement hydrostatique est donnée exactement par :

$$\frac{\dot{V}}{V} = \frac{3}{2}\left(\frac{m}{\sigma_0}\right)^{\frac{1}{m}}\left(\frac{3}{2}\sigma_m\right)^{\frac{1}{m}}\left(1-f^m\right)^{\frac{1}{m}}$$

Pour une contrainte hydrostatique positive, le développement au voisinage de f = 0 donne :

$$\frac{\dot{V}}{V} = \frac{\dot{V}}{V}(0)\left(1 + \frac{1}{m} f^{m} + \cdots\right)$$

et pour m = 1/3 par exemple, une fraction volumique de 10^{-3} augmente de 30 % la vitesse de croissance. Il est donc essentiel de tenir compte de cette porosité.

Bibliographie

[II.1]- D. FRANCOIS, A. PINEAU, A. ZAOUI, « Comportement mécanique des matériaux : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact », Editions HERMES, (1993).

[II.2]- C. LICHT, P. SUQUET, « Croissance de trous, prise en compte d'interactions », Rapport final ATP CNRS 'Plasticité des matériaux solides', Laboratoire de Mécanique Générale des Milieux continus, Montpellier, (1987).

ANNEXE III

THERMODYNAMIQUE DES MILIEUX CONTINUS :

L'état thermodynamique d'un milieu matériel à un instant donné est caractérisé par les valeurs des variables d'état à cet instant. La description fine des phénomènes physiques (élasticité, plasticité, endommagement ...), dépend alors en première lieu du choix de la nature et du nombre de ces variables. En deuxième lieu, elle dépend du choix d'un potentiel thermodynamique permettant d'obtenir les lois d'état et de définir le comportement du matériau.

Le tableau 1 présente quelques variables d'état « soit observables, soit internes » , ainsi que les variables duales associées (dans tous les apliquations, on ssoppose que le cas est isotherme). On note que :

i) - Il est suffisant, pour les phénomènes réversibles, d'utiliser des variables observables pour décrire complètement ces phénomènes. En élasticité, par exemple, il suffit d'utiliser la déformation ε comme variable d'état.

- pour les phénomène irréversibles dissipatifs, les variables observables sont insuffisantes et pour chacun de ces phénomènes (plasticité, endommagement, fissuration ...) il faut définir des variables internes. ces dernières peuvent être de nature scalaire, vectorielle, tensorielle ...
A_k : les variables associées aux variables internes V_k, n'ayant pas encore été introduites.

variables d'état		variables duales
observables	**internes**	**associées**
ε		σ
	ε^e	σ
	ε^p	$-\sigma$
	V_k	A_k

Tableau 1 : Variables duales associées aux variables observables et internes.

Les principaux potentiels nécessaires à cette étude sont les suivants :

a)- **potentiel énergie libre ψ**

Le potentiel énergie libre ψ dépend des variables d'état observables et des variables internes et s'écrit sous la forme suivante :

$$\psi = \psi\ (\varepsilon, \varepsilon^e, \varepsilon^p, V_k)$$

En utilisant l'inégalité de CLAUSIUS-DUHEM, on peut facilement montrer que la loi d'état en élasticité est donné par :

$$\sigma = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon^e}$$

où ρ est la densité volumique du matériau.

Par analogie, on peut définir les variables forces thermodynamiques associées aux variables internes par :

$$A_k = \rho \frac{\partial \psi}{\partial V_k}$$

b)- **potentiel de dissipation**

Les lois d'état, déterminées à partir du potentiel énergie libre, ne suffisent pas pour caractériser complètement tous les phénomènes physiques. Pour les processus dissipatifs, par exemple, il faut définir un potentiel de dissipation permettant, en particulier, de déterminer les lois d'évolution des variables internes : appelées lois complémentaires.
Par ailleurs, la puissance dissipée ϕ s'écrit sous la forme :

$$\phi = \sigma : \dot{\varepsilon}^p - A_k \dot{V}_k$$

On remarque que la fonction ϕ est formée d'une somme de produit de variables forces et variables duales (σ, A_k) respectivement par les variables flux correspondantes ($\dot{\varepsilon}^p, \dot{V}_k$). La dissipation ainsi déterminée peut s'écrire la forme :

$$\phi = \sum X_i Y_i$$

où

$$X = (\dot{\varepsilon}^p, \dot{V}_k) \qquad \text{et} \qquad Y = (\sigma, A_k).$$

Les lois complémentaires, relatives aux processus dissipatifs, doivent permettre d'exprimer les variables X en fonction des variables Y ou réciproquement. Afin de définir ces lois, on postule l'existence d'un potentiel de dissipation s'exprimant comme une fonction à valeur scalaire continue et convexe par rapport aux variables flux [III.1]. Les matériaux obéissant à cette hypothèse sont appelés matériaux standards généralisés [III.2]. Pour ce type de matériau, en plasticité, on introduit un potentiel plastique convexe F(Y) tel que $X = \lambda \frac{\partial F}{\partial Y}$.

Les lois complémentaires s'expriment alors par la propriété de normalité :

$$\dot{\varepsilon}^{p} = \lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma} \quad \text{et} \quad \dot{V}_k = \lambda \frac{\partial F}{\partial A_k}$$

Dans le modèle standard le comportement du matériau est donc entièrement défini par le choix des deux potentiels :

-potentiel énergie libre $\psi(\varepsilon^e, V_k)$

- potentiel plastique $F(\sigma, A_k)$.

Bibliographie

[III.1]- J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE, « Mécanique des matériaux solides », Editions DUNOD, (1988).

[III.2]- R. BATISSE, « Contribution à la modélisation de la rupture ductile des aciers », Thèse, Université de Technologie de Compiegne, (1988).

ANNEXE IV

PROCES VERBAL DE – REPORT OF

TEMOIN DE PRODUCTION	☐ PRODUCTION TEST
RECETTE DE METAUX D'APPORT	☐ FILLER METAL ACCEPTANCE
QUALIFICATION DE SOUDEUR	☐ WELDER QUALIFICATION
QUALIFICATION DE MODE OPERATOIRE	☐ WELDING PROCEDURE QUALIFICATION

Client / Customer : EDF. Renardière.

ESSAI N° / TEST Nr : Maquette Verticale montante

Aménagement / Site :

Spécification n° / Procedure nr :

RAPPORT D'ESSAI DE SOUDAGE - WELDING TEST REPORT

Spécification de soudage / Weld Procedure : RH 203/K/9 ind. Y

Procédé / Process : Tig manuel + Electrodes

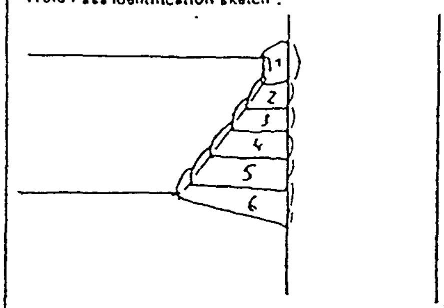
Position de soudage / Welding position : 3 F

Soudeur/Repère / Welder/Stamp : Jestine (c)

Métal de base / Base metal : Tôle A48 fournie par EDF

Appareillage / Equipment : Thyristor 320

Schéma d'identification des passes : / Weld Pass Identification sketch :



Passe n° / Pass n°	Métal d'apport - filler metal: type	ø	lot n° / lot nr	Flux: type	Flux: lot n° / lot nr	Protection Shielding type: Ar — Endr. Face	Env. Back	I A	U V	Vitesse soudage cm/mm	Préchauf. Preheating	T° entre pas / T° interpass		
1	Nertal 605	1,6	675060 J	–	–	14	–	125 150	–	–	130°C			
2	Tenacito R	3,2	6275	–	–	–	–	100 115	–	–	115°C			
3	⎜	4	100196	–	–	–	–	140 160			130°C			
4	⎜	4	⎜	X	X	X	X	⎜			130°C			
5	⎜	4	⎜	X	X	X	X	160 170			130°C			
6	⎜	4	⎜	X	X	X	X	160 170			130°C			

Observations - Remarks :

Date d'exécution / Performed on : 24/05/94

Constaté par / Witnessed by : Mr. JC Comte

Visa :

RESULTAT DE L'ESSAI - RESULT OF THE TEST

Observations - Remarks :

Traitement thermique après soudage - Post weld heat treatment :
P.V. contrôles non destructifs et destructifs indiqués sur la gamme destructives and non destructives testing raport noted on the check list.

DECISION — conforme / conform ☐ — non conforme / no conform ☐

	Exécutant / Performed by	Responsable / Head of section	Client / Customer
NOM - NAME			
DATE			

ANNEXE V

Simulation thermique de la ZAT

La simulation thermique permet de disposer d'échantillons homogènes de dimensions raisonnables en vue de les utiliser dans des essais mécaniques.
Cette étude a pour objet la mise au point d'un dispositif de simulation constitué d'une installation de chauffage par conduction pour obtenir des échantillons de traction qui ont la même structure que la Zone Affectée Thermiquement « ZAT ».

1- Matériel de simulation des cycles thermiques

La machine de chauffage est reliée à un transformateur qui délivre un courant de 10 KA sous 10 V maximum soit une puissance de 100 KW (fig. 1). Des mors en cuivre assurent le contact avec l'éprouvette utilisée qui joue le rôle de résistance lors du passage du courant. Ces mors sont maintenus en place par des vérins reliés à un circuit hydraulique.
La mesure de la température se fait à l'aide d'un pyromètre optique à lecture infrarouge (gamme de mesure : 350 °C à 1700 °C).
Les cycles thermiques sont pilotés par un micro-ordinateur. La régulation en température est contrôlée par un programme de pilotage. Pour chaque essai, il est nécessaire d'indiquer les paramètres suivants :

* Température maximale.
* Gradateur : coefficient qui caractérise la vitesse de montée en température
* Temps de maintien : temps pendant lequel la pièce doit rester à la température maximale.
* Bande proportionnelle : caractérise la précision de la température maximale atteinte, plus la précision demandée est importante plus le temps de montée en température est long.

Avant chaque essai, il est indispensable de régler la position du pyromètre optique afin que la température soit effectivement mesurée au milieu de l'éprouvette. Le pyromètre optique mesure la température à la surface et en un seul point de l'éprouvette.
Le contrôle de la vitesse de refroidissement s'effectue à l'aide d'une circulation forcée d'air comprimé sous pression contrôlée par un régulateur de pression.

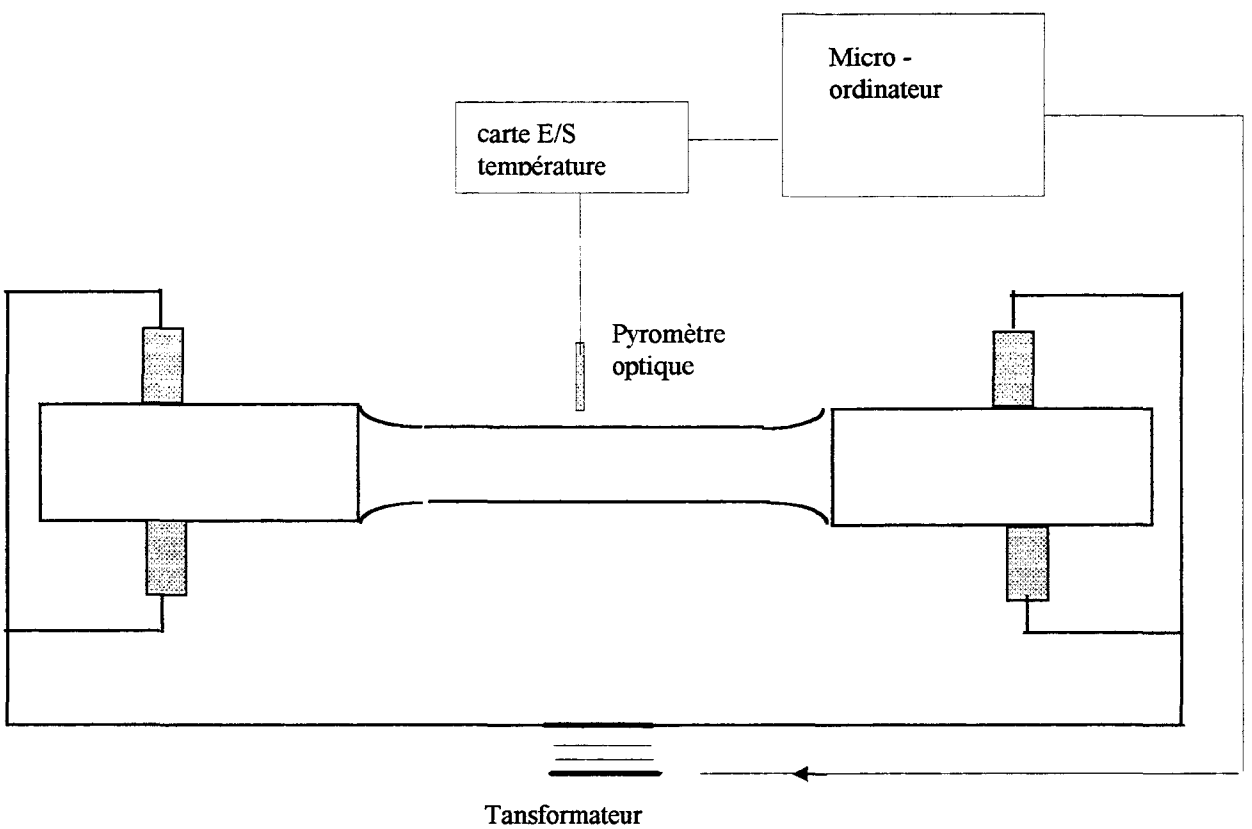


Figure 1 : Schématisation de la machine de chauffage.

2- Courbe de calibration pour le système de refroidissement

Afin de contrôler la vitesse de refroidissement « $\Delta t_{800\text{-}500}$ » dans un cycle thermique de simulation, il est nécessaire de préciser le débit de l'air à utiliser. Il est donc, indispensable d'effectuer un étalonnage préalable pour connaître l'évolution de la vitesse de refroidissement de l'éprouvette en fonction de la pression de l'air comprimé.

Afin d'établir les courbes de calibrations, deux séries d'essais ont été effectués sur des éprouvettes identiques à celles qui seront utilisées pour la simulation :

- 1ère série : cycle thermique avec température maximale de 1300 °C
- 2éme série : cycle thermique avec température maximale de 900 °C

Chaque éprouvette est ensuite refroidie avec un débit d'air différent. Les mesures de vitesse de refroidissement« $\Delta t_{800\text{-}500}$ » associée à chaque débit, permet de tracer la courbe de calibration (Fig. 2). On remarque que la variation du paramètre « $\Delta t_{800\text{-}500}$ » de refroidissement est sensible à la température maximale atteinte par l'éprouvette.

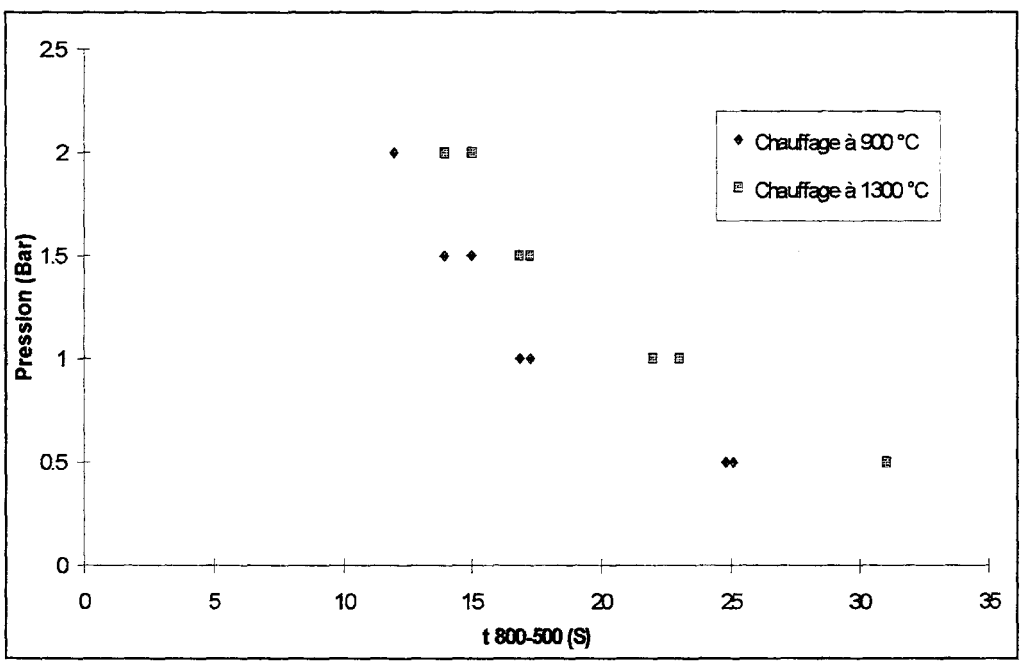


Figure 2 : Courbe d'étalonnage dt 800/500

3- Géométrie de l'éprouvette de simulation

Les éprouvettes utilisées sont du type cylindriques de traction, découpées dans une plaque de métal de base en acier C-Mn A48. La forme et les dimensions des éprouvettes sont présentées sur la figure 3.

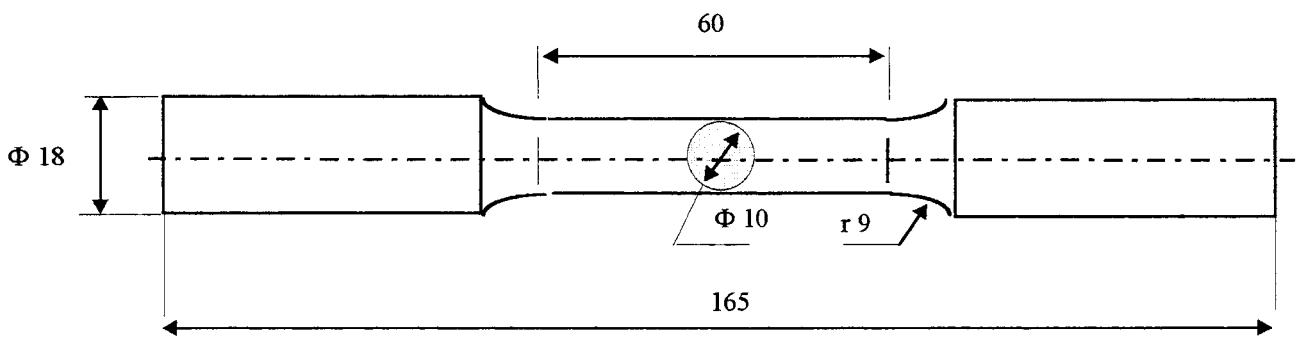


Figure 3 : Géométrie des éprouvettes de simulation.

4- Démarche suivie

La méthode de simulation utilisée consiste à appliquer un cycle équivalent composé de deux austénisations et d'un revenu [1,2]. Les paramètres caractéristiques des cycles de simulation sont établis à partir des cycles réels enregistrés pendant le soudage. Nous rappelons que :

- la plus haute température d'austénitisation est d'environ 1350 °C
- la deuxième température d'austénitisation est d'environ 900 °C
- la température de revenu est comprise entre 600 et 700 °C

Deux critères (la microdureté et la microstructure) seront utilisés pour évaluer la simulation. C'est pourquoi, après chaque essai, nous effectuons des mesures de dureté tout au long de l'éprouvette et ensuite l'éprouvette sera découpée transversalement suivant le plan « A-A » et longitudinalement suivant le plan « B-B » (Fig. 4) afin d'effectuer des observations micrographiques.

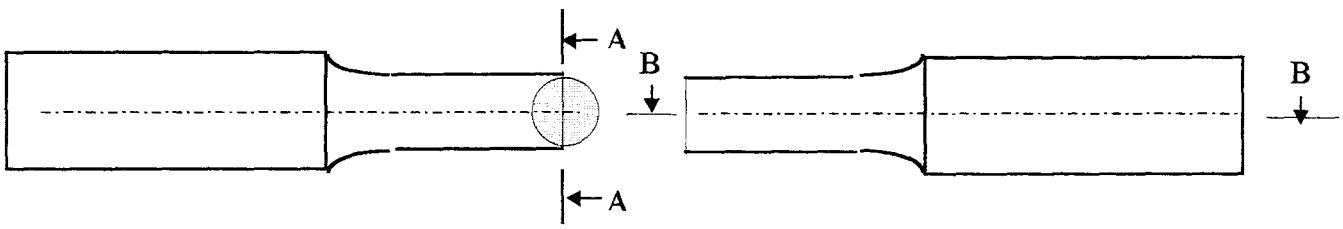


Figure 4 : Analyse de l'éprouvette simulée.

- Essai :

Trois cycles ont été appliqués avec des températures maximales de 1300, 900 et 600 °C (Fig. 5). Les paramètres utilisés pendant cet essai sont rassemblés dans le tableau 1.

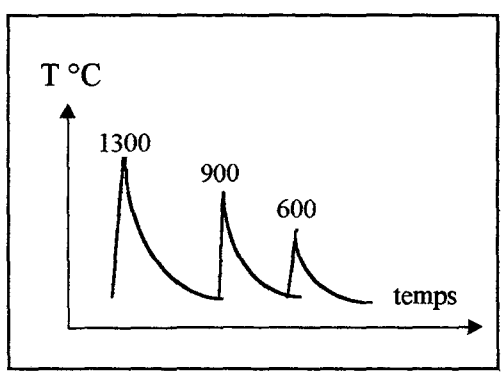


Figure 5 : Cycles thermiques de simulation.

	1ére Cycle	2ème Cycle	3ème Cycle
température maximale (°C)	1300	900	600
temps de maintient (S)	0	0	0
Δt 500-800 °C chauffage (S)	1	1	-
Δt 800-500 °C refroidissement	46	46	-
gradateur	120	120	120
bande proportionnelle	0.89	0.89	0.89
pression air comprimé (bar)	0.2	0.2	0.2

Tableau 1 : Paramètres utilisés pendant l'essai.

Resultats de l'essai

La figure 6 montre que les valeurs de microdureté sont homogènes (valeur moyenne de 173 HV) sur une distance d'environ 20 mm.

Les observations micrographiques ont montré que

- la structure, au centre de l'éprouvette, est composée de ferrite et d'îlots de perlite globularisée (fig. 7).
- la structure reste homogène sur une distance d'environ 20 mm

En comparant ces résultats avec ceux obtenus à partir de la ZAT réelle, on trouve que :

l'application de ces cycles de simulation nous a permis d'obtenir une structure (composée de ferrite et d'îlots de perlite globularisée) identique à celle de la première couche de la ZAT. De plus nous avons une bonne corrélation entre la ZAT réelle et celle simulée du point de vue grosseur des grains et microdureté (167 HV MB réel et 175 HV MB simulé).

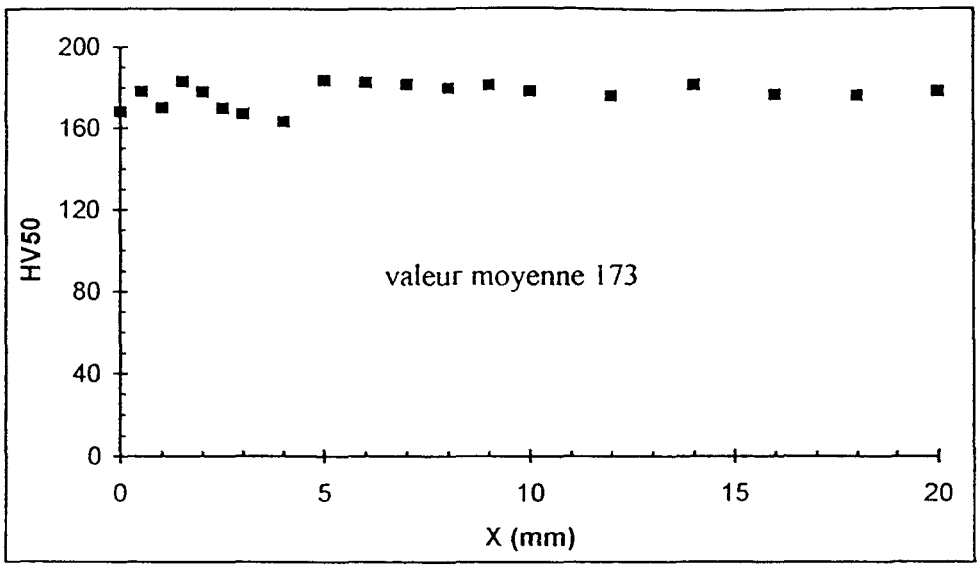
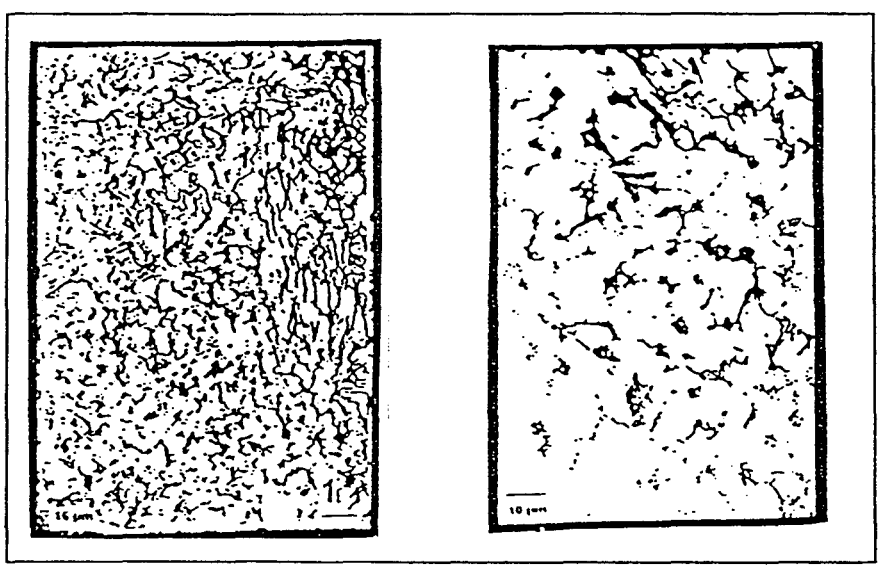


Figure 6 : Evolution de la microdureté en fonction de la dictance à partir du milieu de l'éprouvette.



UNIVERSITÉ DES SC. ET TECHN. BIBLIOTHÈQUE UNIVERSITAIRE LILLE I

Figure 8 : La microstructure de l'éprouvette simulée (1300, 900, 600 °C)

[1]- A. ROMAN, « Simulation de la zone affectée thermiquement d'un joint soudé d'un acier au Carbone-Manganese à l'aide du chauffage par conduction, DEA, Laboratoire de Mécanique de Lille, (1995).

[2]- L. DEVILLIERS, D. KAPLAN, P. TESTARD, « An approche for predicting microstructures and toughness in heat affected zone of multipass welds of structural steels », IRSID Unieux.