

## Résumé :

Pour évaluer la résistance à la fatigue d'une structure, on doit tenir compte des paramètres locaux, de la géométrie de la pièce, du chargement et du matériau. Dans le cas des assemblages soudés, en plus de tous ces paramètres, il faut prendre en considération l'effet des contraintes résiduelles et de l'hétérogénéité des propriétés du matériau dû au soudage.

Ce travail porte sur l'étude du comportement en fatigue d'assemblages soudés en acier A48AP, représentatifs d'éléments de structures de conteneurs à gaz et de circuits de vapeur vive principale (VVP).

Cette étude, expérimentale, a porté sur les joints soudés dans les différentes parties, à savoir dans la Zone Affectée Thermiquement (ZAT), dans le Métal Fondu (MF) et dans le Métal de base (MB).

La durée de vie en fatigue des assemblages soudés correspond souvent à une durée de vie en propagation de fissures amorcées en pied de cordon à partir de défauts résultant de l'opération de soudage. L'influence de la géométrie locale et des contraintes résiduelles est prépondérante. La qualité des assemblages soudés bout-à-bout de l'acier étudié ici a permis de mettre aussi en évidence l'influence de la nature du métal d'apport.

Les résultats obtenus montrent que la propagation des fissures dans les cas du métal de base et de la zone affectée thermiquement est légèrement retardée par rapport à la propagation des fissures dans le métal fondu, ce retard est dû à la présence de contraintes résiduelles induites lors du soudage ainsi que de la différence des propriétés du matériau dans les différentes zones. Cette étude a été complétée par des mesures d'énergie.

**Mot clés : ZAT, MB, MF, propagation de fissure, énergie spécifique.**

## Abstract:

To evaluate the fatigue strength of a structure, one must take into account local parameters, the part geometry, loading and material. In the case of welded joints, in addition to all these parameters, we must consider the effect of residual stress and heterogeneity of material properties due to welding.

This work concerns the study of fatigue behavior of welded steel A48AP, representative of structural elements of gas containers and channels of live steam main (VVP).

This study experimentally examined the welded joints in different parts, namely in the Heat Affected Zone (HAZ), in the molten metal (FM) and the metal base (MB).

The fatigue life of welded joints often corresponds to a lifetime crack initiated at the foot of cord from defects resulting from the welding operation. The influence of local geometry and residual stresses are predominant. The quality of welded end to end steel studied here has also helped to highlight the influence of the nature of the filler metal.

The results show that crack propagation in the case of the base metal and heat affected zone is slightly delayed with respect to the crack in the weld metal, this delay is due to the presence of residual stresses induced during and welding of the difference in material properties in the different zones. This study was complemented by measures of energy.

**Key words: HAZ, MB, MF, crack growth, specific energy.**

## الخلاصة:

لتقييم قوة التعب من هيكل، واحسب أن تأخذ في الاعتبار المعايير المحلية، وجزء الهندسة، والتحميل والملفوفة. في حالة ووصلات الملحومة، بالإضافة إلى كل هذه المعايير يجب علينا النظر في تأثير الإجهاد المتبقية وعدم تجانس خصائص المواد نظرا لحام.

هذا العمل تناول دراسة السلوك التعب من A48AP الصلب الملحومة، ممثل العناصر البنفسجية للحلويات الغاز وقنوات رئيسية بخار حية (VVP). هذه الدراسة بحثت تجسيدا للوصلات الملحومة في مناطق مختلفة، وبالتحديد في المنطقة التي تعرضت للحرارة (TAZ)، في المعدن المنصهر (MF) وقاعدة معدنية (MB).

الحياة تعب للوصلات الملحومة متوافق في كثير من الأحيان إلى وجود صدع حياته التي بدأت في سفح الحبل السري من العيوب الناتجة عن عملية لحام. تأثير الهندسة المحلية والضغط المتبقية هي الغالبة. وقد ساعدت نوعية نهائية ملحومة من الصلب لإنهاء دراستها هنالضا لتسليط الضوء على تأثير طبيعة معدن حشو.

فقد بينت النتائج أن تأخر قليلا الشروخ في حالة من المعادن الأساسية ومنطقة حرارة المتضررة فيمل تعلق صدع في معدن لحام، وهذا التأخير سببه وجود الضغوط التي سببها المتبقية خلال لحام والاختلاف في خصائص المواد في مناطق مختلفة. وقد استكملت هذه الدراسة عن طريق اتخاذ تدابير من الطاقة.

الكلمات الدالة : المنطقة التي تعرضت للحرارة (ZAT)، المعدن المنصهر (MF)، قاعدة معدنية (MB)، انتشار التشقق، محددة في مجال الطاقة.

# Introduction

Les joints soudés sont toujours des zones privilégiées pour l'apparition des défauts et l'exigence en termes de sécurité, pour ce type d'installations, rend donc indispensable l'étude de la rupture dans ces composants. Les concepts de la mécanique de la rupture et plus particulièrement les approches globales telle que le facteur de concentration de contraintes  $K$  et l'intégrale  $J$  de Rice, sont utilisées pour analyser la nocivité des défauts dans les assemblages soudés.

Le but de ce travail est d'étudier les différents paramètres qui interviennent en même temps, pour expliquer les phénomènes de la déchirure et apporter une contribution à l'étude de ces phénomènes dans un joint soudé afin de développer une méthode d'analyse adaptée à ce type de jonction. 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 ( $R/R_0$ ). Trois aspects ont été abordés : une étude bibliographique, une étude expérimentale et une simulation numérique.

L'étude bibliographique, l'objet du premier chapitre, présente un état de l'art de la mécanique de la rupture pour la déchirure ductile où nous mettrons en évidence les possibilités et problèmes liés aux différentes approches possibles, ainsi que leur intérêt pour notre étude et ses objectifs.

Dans le deuxième chapitre, nous présentons le comportement en fatigue des joints soudés basé sur l'approche locale de la déchirure ductile, qui est basée sur la connaissance des mécanismes microscopiques intervenant lors de ce type de rupture et plus particulièrement l'exposé des paramètres utilisés dans les deux approches :  $J$ ,  $R/R_0$ . Nous présentons un bref rappel des mécanismes physiques conduisant à la déchirure ductile. Ensuite, nous exposons les principaux types de modèles conduisant à la modélisation de l'avancée de la fissure.

L'étude expérimentale du troisième chapitre se compose en deux parties :

✓ Une partie concernant la déchirure ductile qui permettra de déterminer expérimentalement les caractéristiques mécaniques, ainsi que les résistances à la déchirure ductile à la température ambiante, 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.

✓ Une partie concernant la fatigue de la structure soudée où nous présentons les différents paramètres (du métal de base et du métal d'apport employé) auxquels dépend la résistance à la fatigue des joints soudés.

Nous terminerons par un quatrième chapitre avec une modélisation numérique mettant en évidence la complexité de la caractérisation de la déchirure ductile dans le cas des joints soudés. Néanmoins, ce travail nous permettra de vérifier :

✓ L'influence des caractéristiques mécaniques du métal de base, dans le cas d'un taux d'overmatching important, sur le comportement global de ce type de structures (les évolutions de la charge, de l'intégrale J, du CTOD, des zones plastiques, ...).

✓ La sensibilité du taux de croissance des cavités  $R/R_0$  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 bimétal et trimétal, ce qui conduit à la prédiction de la direction de propagation de la fissure.

**Chapitre I**

# **Étude bibliographique**

## I.1. GÉNÉRALITÉS

Avant d'exposer les résultats expérimentaux relatifs aux mesures ponctuelles de l'énergie dissipée en pointe de fissure au cours de la propagation et donner les interprétations avancées dans la littérature pour expliquer ce comportement, nous rappellerons brièvement les notions fondamentales de la mécanique de la rupture pour mieux comprendre certaines propriétés expérimentales des fissures. Et nous décrirons les différents paramètres qui gouvernent la vitesse de propagation des fissures de fatigue, l'évolution des zones plastifiées en bout de fissure et les différentes méthodes utilisées pour le calcul de l'énergie nécessaire.

### I.1.1. Phénomènes de fissuration

La rupture ou l'endommagement par fissuration est avant tout la création de la surface de discontinuité. L'échelle dimensionnelle de cette discontinuité surfacique dépend, en fait, directement du moyen de mesure utilisé, et de la nature de l'approche recherchée. Ces fissures sont présentes dans toutes structures, elles peuvent exister sous forme de défauts de base dans le matériau ou peuvent être induites durant la construction.

Une étude basée sur une analyse élastique, a montré que les fissures sont représentées comme une séparation plane bordée à l'intérieur du matériau.

Ces fissurations sont responsables de la majorité des ruptures qui se produisent dans les structures par deux mécanismes physique essentielles (rupture fragile - rupture ductile). Ces derniers peuvent intervenir selon deux types essentiels de fissuration :

- **Fissuration brutale** : Pour les matériaux à très haute résistance où la présence de petite fissure peut conduire à une rupture brutale qui souvent ne s'accompagne pas de déformation plastique macroscopique par suite de la très faible ductilité du matériau du voisinage de la fissure.
- **Fissuration successive** : Cette fissuration peut intervenir sans déformations plastiques appréciables avec un grand nombre de variations de cycles de contraintes.

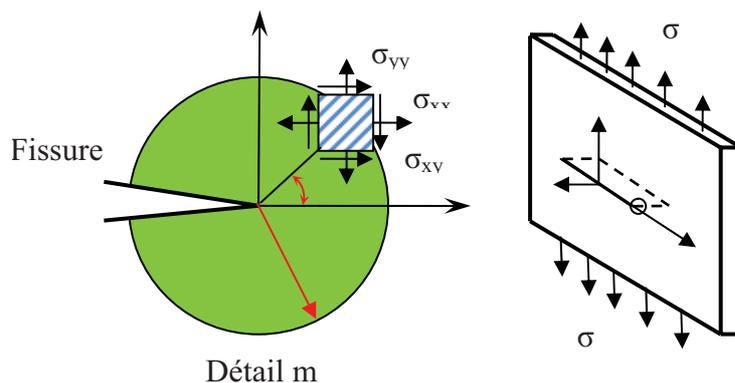
### I.1.2. Facteur d'intensité de contrainte

Le facteur d'intensité de contrainte (FIC) désigné par  $K$ , dépend de la géométrie du corps fissuré, de ses dimensions et du mode de sollicitation.

D'après le critère de rupture d'Irwin [1], les champs de contraintes locaux autour de la pointe de fissure dans un matériau linéaire élastique peuvent être définis uniquement par le facteur

d'intensité de contrainte  $K$ , et la rupture est censée intervenir lorsque ce facteur  $K$  dépasse une valeur critique  $K_c$  (caractéristique du matériau).

Donc la théorie d'élasticité permet de calculer les champs de contraintes au voisinage du fond de fissure. Dans le cas d'une plaque de dimensions infinies contenant une fissure centrale de longueur  $2a$  soumise à une contrainte de traction ( $\sigma_\infty$ ) perpendiculaire au plan de la fissure, figure I.1.



**Figure I.1 :** Répartition des contraintes au voisinage du fond de fissure

(Cas d'une fissure centrale dans une plaque infinie)

Les contraintes au voisinage de la pointe de fissure sont données par les relations suivantes :

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{aligned} \tag{I-1}$$

sous une forme générale :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \tag{I-2}$$

ou :

$r$  et  $\theta$  : Coordonnées polaires du point considéré

$K_I = \sigma_\infty \sqrt{\pi a}$  : Facteur d'intensité de contrainte en ( $MPa\sqrt{m}$ )

Un coefficient de correction « C » doit être ajouté à l'expression de  $K$ , prenant en compte les dimensions finies et la géométrie de l'éprouvette, et qui est donné pour chaque type

d'éprouvette sous forme d'une fonction polynomiale du rapport  $(a/w)$  où  $w$  désigne la largeur de l'éprouvette soit :

$$K_I = C \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{I-3})$$

Dans le cas d'un chargement cyclique entre  $\sigma_{\max}$  et  $\sigma_{\min}$ , l'amplitude du facteur K est défini par :

$$\Delta K = C(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})\sqrt{\pi a} \quad (\text{I-4})$$

soit

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = K_{\max}(1 - R) \quad (\text{I-5})$$

Avec :  $R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}}$ , Le rapport de charge.

Irwin [1] a postulé que la condition  $K \geq K_c$  représentait un critère de rupture, K et  $K_c$  sont données par les relations suivantes :

$$\begin{aligned} K &= C \sigma \sqrt{\pi a} \\ K_c &= C \sigma_c \sqrt{\pi a} \end{aligned} \quad (\text{I-6})$$

Où  $\sigma_c$  est la valeur atteinte par la contrainte appliquée à la rupture.

La relation qui existe entre K et le taux de restitution d'énergie G permet de décrire le comportement mécanique des fissures. Pour les matériaux élastiques linéaires les deux paramètres K et G sont liés par deux équations indiquant que les deux approches (énergétique et locale) sont équivalents dans ce contexte.

$$G = \frac{K^2}{E} \quad (\text{En contrainte plane}) \quad (\text{I-7})$$

$$G = \frac{K^2}{E}(1 - \nu) \quad (\text{En déformation plane}) \quad (\text{I-8})$$

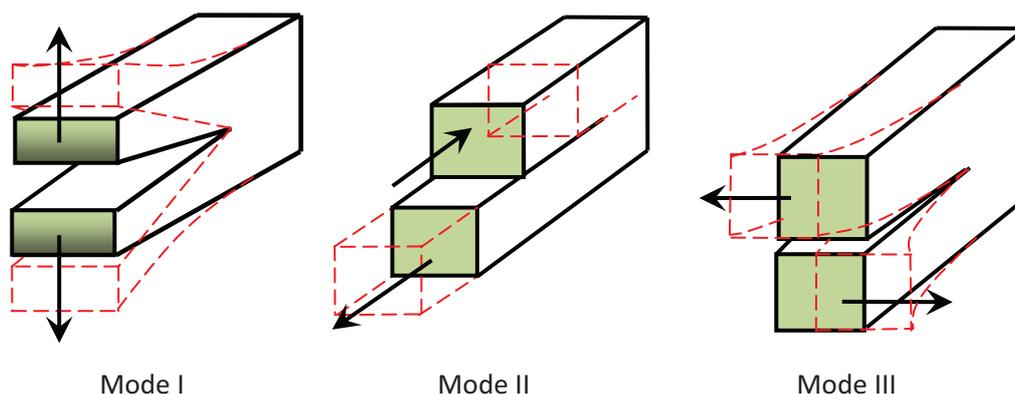
Plusieurs méthodes permettant la détermination du facteur d'intensité de contrainte sont utilisées :

- Méthode du facteur de concentration de contrainte.
- Passage à la limite dans les calculs aux éléments finis.
- Méthode de superposition.
- Méthode de fonctions de Green.
- Méthode de fonctions de poids.

### I.1.3. Modes élémentaires de fissuration

En vue de l'analyse élastique, les fissures sont représentées comme une séparation plane, irréversible d'un milieu continu en deux parties de part et d'autre d'une surface.

L'examen du faciès de rupture permet bien souvent de détecter, après rupture que tout déplacement des lèvres de la fissure se réduit à la combinaison de trois modes de fissuration élémentaires notés I, II et III dont une représentation est donnée sur la figure I.2.



**Figure I.2 :** Les trois modes fondamentaux d'ouverture de fissure

En générale une fissuration se produit dans un matériau suivant quatre étapes :

- Plastification locale au voisinage des défauts et singularités géométriques.
- Formations des fissures qui se réalisent à partir des chargements thermiques dépassant largement le seuil plastique.
- Propagation des fissures réelles naissantes. Souvent cette propagation est successive faisant augmenter la taille de la fissure jusqu'à atteindre une taille critique, entraînant une propagation brutale. Cette dernière étape est définie soit:
  - par une déformation généralisée (striction)
  - sans déformation importante (rupture fragile).

Irwin a montré qu'il existe trois mouvements cinématiques indépendants des lèvres de la fissure l'une par rapport à l'autre. (Mode I, II et III) définis comme suit :

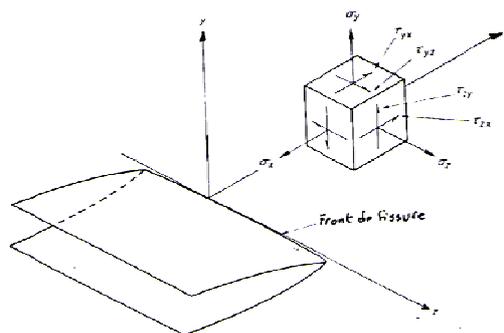
- **Mode I** : est caractérisé par un déplacement des lèvres uniquement suivant La perpendiculaire au plan de fissuration ou à la direction de propagation (suivant l'axe  $oy$ ). ce mode est considéré comme étant le plus fréquent et le plus souvent, le plus dangereux en mécanique de la rupture.
- **Mode II** : ce mode est engendré par un cisaillement dans le plan de la fissure et parallèle à l'axe ( $ox$ ). Les déplacements de lèvres de la fissure sont parallèles à la direction de propagation et dans le même plan.

- **Mode III** : mode de cisaillement anti plan, situé dans le plan de la fissure (oxz) et // à oz, où les déplacements de lèvres de la fissure sont parallèles au fond de fissure.

Une fissure peut être sollicitée selon les trois modes évoqués ci-dessus, et la solution d'un problème de fissure revient aussi à la détermination de  $K_I$ ,  $K_{II}$  et  $K_{III}$  facteurs d'intensité de contraintes associées aux modes I, II et III.

#### I.1.4. Champs de contraintes et de déformation au voisinage d'une fissure

L'état de contraintes et de déformations élastiques peut se déduire facilement des équations de base de l'élasticité. Ainsi qu'une approche plus directe des contraintes et des déplacements au voisinage d'une fissure peut être obtenue par un choix plus approprié des fonctions d'airy tenant compte des discontinuités au niveau de la fissure. Mais de façon plus générale, le champ de déformation et de contrainte au voisinage d'une fissure peut être associé à chacun des trois modes principaux de fissuration, figure I.3.



**Figure I.3 :** Distribution des champs de contraintes et de déformations au voisinage d'une fissure

En élasticité, le facteur d'intensité de contrainte  $K$  caractérise l'état des contraintes et des déplacements au voisinage immédiat du prolongement de la fissure, et qui est donné par les relations de Westergaard [2] et Irwin [1].

**En mode I :** En coordonnées cartésiennes.

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \\ \sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \\ \tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{array} \right. \quad (I-9-a)$$

$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ ,  $\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$  (En déformation plane) et  $\sigma_z = 0$  (en contrainte plane).

$$\left\{ \begin{array}{l} u = \frac{K_I}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ v = \frac{K_I}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left( 2 - 2\nu + \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ w = 0 \end{array} \right\} \quad (\text{I-9-b})$$

En coordonnées polaires et au voisinage de la fissure les relations (I-9 a) deviennent :

$$\begin{aligned} \sigma_r &= \frac{K_I}{4\sqrt{2\pi r}} \left( 5 \cos \frac{\theta}{2} - \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_\theta &= \frac{K_I}{4\sqrt{2\pi r}} \left( 3 \cos \frac{\theta}{2} + \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \tau_{r\theta} &= \frac{K_I}{4\sqrt{2\pi r}} \left( \sin \frac{\theta}{2} + \sin \frac{3\theta}{2} \right) \end{aligned} \quad (\text{I-9-c})$$

**En mode II :** En coordonnées cartésiennes.

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_x = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left( 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_y = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \tau_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left[ 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \end{array} \right\} \quad (\text{I-10-a})$$

$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ ,  $\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$  (en déformation plane) et  $\sigma_z = 0$  (en contrainte plane).

$$\left\{ \begin{array}{l} u = \frac{K_{II}}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left( 2 - 2\nu + \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ v = \frac{K_{II}}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ -1 + 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right] \\ w = 0 \end{array} \right\} \quad (\text{I-10-b})$$

En coordonnées polaires, et au voisinage de la fissure les relations (I-10-a) deviennent :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_r = \frac{K_{II}}{4\sqrt{2\pi r}} \left( -5 \sin \frac{\theta}{2} + 3 \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_\theta = \frac{K_{II}}{4\sqrt{2\pi r}} \left( -3 \sin \frac{\theta}{2} - \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \tau_{r\theta} = \frac{K_{II}}{4\sqrt{2\pi r}} \left( \cos \frac{\theta}{2} + 3 \cos \frac{3\theta}{2} \right) \end{array} \right\} \quad (\text{I-10-c})$$

**En mode III** : En coordonnées cartésiennes :

$$\left\{ \begin{array}{l} \tau_{xz} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \\ \tau_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \\ \sigma_x = \sigma_y = \sigma_z = \tau_{xy} = 0 \end{array} \right\} \quad (\text{I-11-a})$$

$$\left\{ \begin{array}{l} w = \frac{K_{III}}{G} \sqrt{\frac{2\pi r}{\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \\ u = v = 0 \end{array} \right\} \quad (\text{I-11-b})$$

En coordonnées polaires :

$$\left\{ \begin{array}{l} \tau_{\theta z} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \\ \tau_{rz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \end{array} \right\} \quad (\text{I-11-c})$$

Avec  $G$  : module d'élasticité de cisaillement et  $r, \theta$  : coordonnées polaires d'un point en avant de la fissure.

## I.2. ZONE PLASTIQUE EN TÊTE DE FISSURE

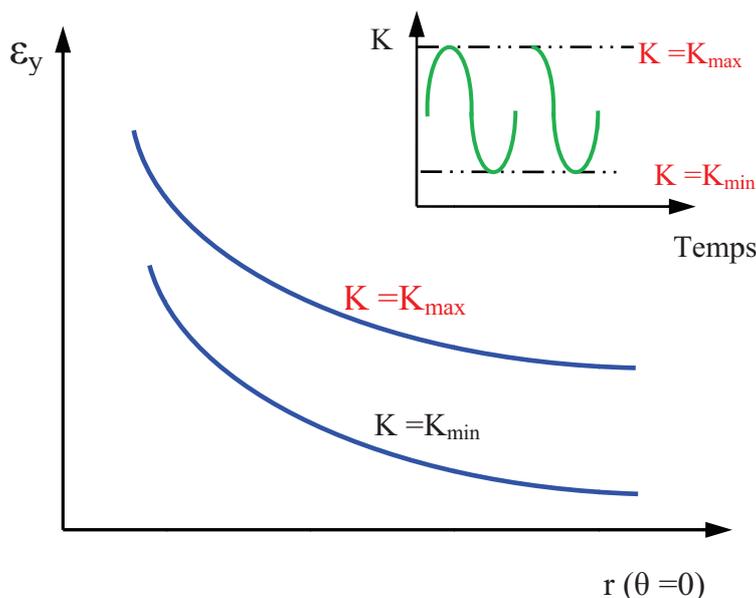
La déformation locale en tête d'une fissure augmente à proximité d'une fissure. Cette déformation est toujours positive et elle augmente rapidement au fur et à mesure que l'on s'approche de la fissure. On peut donc imaginer l'existence d'une zone plastifiée en tête de fissure, lorsque la déformation dépasse le seuil d'écoulement plastique,  $(\sigma_{oy})$ .

La figure I.4 représente schématiquement les variations de  $\varepsilon_y$  pour une sollicitation entre

$K_{\min}$  et  $K_{\max}$  donné par la relation suivante :

$$\varepsilon_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \frac{1}{E} \quad (\text{Pour } \theta = 0) \quad (\text{I-12})$$

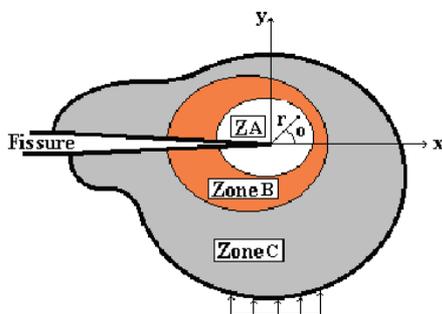
$E$ : module d'young.



**Figure I.4 :** Variation de la déformation locale en tête d’une fissure en fonction du rayon  $r$

On peut distinguer dans un milieu fissuré trois zones successives, figure I.5.

- Zone d’élaboration (zone A) : elle se situe à la pointe de la fissure et dans le sillage Laissé par la fissure en cour de sa propagation. La taille de cette zone est ponctuelle d’un point de vue mécanique.
- Zone singulière (zone B) : la forme de la zone plastique qui détermine si la rupture est fragile ou ductile est déterminé par les valeurs de  $r_p$  (rayon en deçà duquel le seuil plastique est franchi) autour de la pointe de fissure.
- Zone extérieur (zone C) : comprenant les champs lointains se raccordent d’une Part, à la zone singulière et d’autre part aux conditions aux limites en charges et en déplacements.



**Figure I.5 :** Zone délimitant le voisinage d’une pointe de fissure

### I.2.1. Forme et taille de la zone plastifiée

Plusieurs auteurs ont tenté d'évaluer la forme et la taille de la zone plastifiée en bout de fissure, en se basant sur les critères classiques de l'élasticité ou par un calcul par éléments finis.

Les équations de Westergaard [2], obtenues dans le cadre de l'élasticité, et définissant l'état de contraintes au voisinage immédiat du prolongement de la fissure. Dans le mode I de sollicitation, font apparaître une singularité de contrainte lorsque « r » tend vers zéro, cette singularité se traduit pour les métaux ductiles par l'existence d'une zone plastifiée au fond de fissure. On peut donc donner une estimation simple de la taille de cette zone plastifiée.

En contrainte plane, «  $\sigma_z$  » est nul et puisque «  $\sigma_y$  » n'intervient pas, la seule composante active est «  $\sigma_x$  ». Pour  $\theta = 0$  on a :

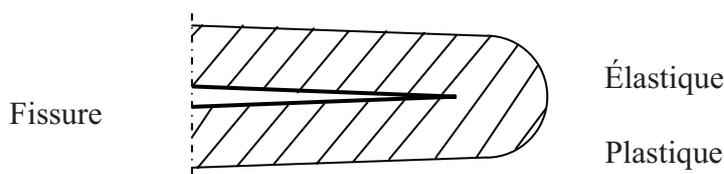
$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}}. \quad (\text{I-13})$$

Au cours de la traction, «  $\sigma_x$  » atteindra localement la limite d'élasticité ce qui provoque une plastification à fond de la fissure dans une zone, telle que :

$$\sigma_x = \sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (\text{I-14})$$

soit 
$$r = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_y^2} \text{ ou } r = \frac{K_I^2}{2\pi Re^2} \quad (\text{I-15})$$

Lorsque la fissure se propage, cette zone plastifiée génère un sillage plastique en arrière du fond de la fissure. On obtient une enclave plastique au sein d'un milieu élastique, figure I.6.



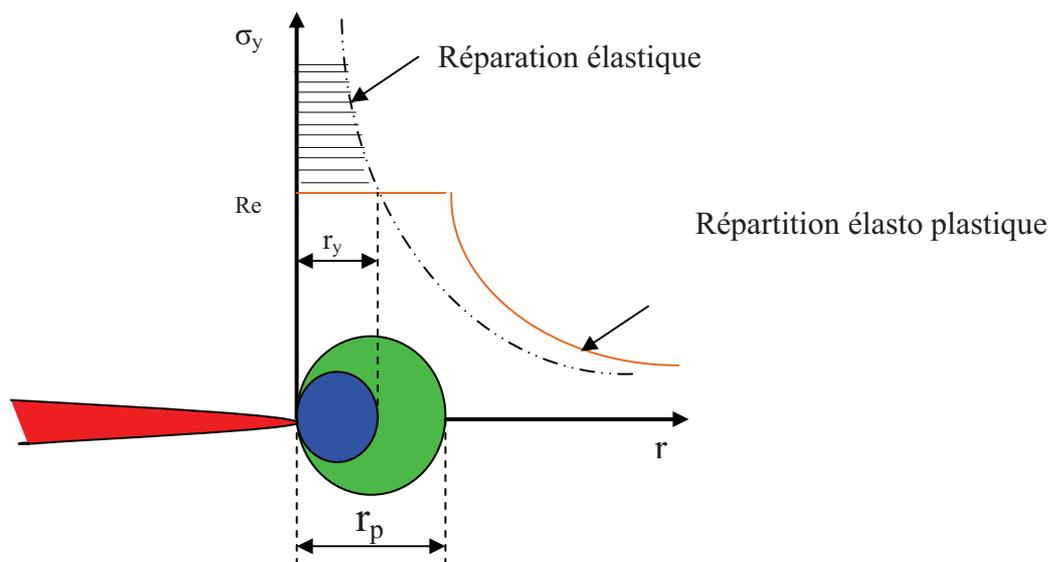
**Figure I.6 :** Enclave plastique entourant la fissure

#### I.2.1.1. Analyse d'Irwin

Le modèle, ou l'analyse d'Irwin s'applique aux conditions de contrainte plane. Pour définir le rayon (r) d'une zone plastifiée à fond de fissure et dans le mode I, Irwin [1] suppose que le profil des contraintes élastiques, hors de cette zone plastifiée est le même que l'on détermine dans l'analyse purement élastique.

Et si la taille de cette zone demeure assez petite elle n'a pour effet que de décaler la distribution singulière des contraintes d'une quantité ( $r_y$ ) appelée (correction d'Irwin).

Pour déterminer la zone plastifiée, Irwin [1] considère l'existence d'une fissure fictive de profondeur ( $a + r_y$ ), ( $a$  est la longueur de la fissure), et considère aussi que la forme de la zone plastifiée de dimension  $R$  est circulaire, lorsque la contrainte normale est égale à la limite d'élasticité  $R_e$ , figure I.7.



**Figure I.7 :** Forme de la zone déformée plastiquement (Modèle d'Irwin)

Et on montre facilement que l'équilibre des contraintes à fond de fissure conduit à :

$$R = 2r_y \tag{I-16}$$

$r_y$  : est déterminé à partir de l'équilibre des efforts à travers le plan de la fissure, donné par l'équation (I-14).

Cette contrainte excède la limite d'écoulement plastique ( $\sigma_f$ ), Soit ( $R_e$ ) en contrainte plane et ( $\sqrt{3} R_e$ ) en déformation plane, ( $R_e$ ) étant la contrainte d'écoulement à une distance ( $r_y$ ) de la pointe de fissure donné par :

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_f} \right)^2 \tag{I-17}$$

Ainsi 
$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{R_e} \right)^2 \text{ (en contrainte plane).} \tag{I-18}$$

Et 
$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{R_e} \right)^2 \text{ (en déformation plane).} \tag{I-19}$$

Ces deux dernières relations montrent que la zone plastifiée est plus petite en déformations planes qu'en contraintes planes.

Le modèle d'Irwin [1], bien que très approximatif en ce qui concerne la taille et la forme circulaire de la zone plastifiée, reste un moyen pratique pour la détermination du facteur d'intensité de contrainte. Et montre que la zone plastique dépend du coefficient de consolidation plastique et du mode de sollicitations.

Mc Clintock et Irwin [1], proposent deux autres formules pour la taille de la zone plastifiée dans le cas où l'état de déformations planes parfait n'est pas atteint.

$$\begin{aligned} r_2 &= \frac{1}{3}r_1 = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K}{Re} \right)^2 \\ r_3 &= \frac{2}{3}r_1 = \frac{1}{3\pi} \left( \frac{K}{Re} \right)^2. \end{aligned} \quad (I-20)$$

$r_1$  est donné par la relation I.15.

### ***I.2.1.2. Analyse de Rice***

A l'heure actuelle, le modèle de Rice [4] est le plus crédible et le plus proche de la réalité.

Selon Rice [4], si la conservation de la charge totale conduit à augmenter la taille de la zone plastifiée, cette dernière est déterminée par la relation suivante :

$$r_2 = r_1. \quad (I-21)$$

$r_1$  est donné par la relation (I-15).

$$\Rightarrow r_2 = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K}{Re} \right)^2 \quad (I-22)$$

Pour la détermination de la taille de la zone plastifiée formée lors de la montée en charge ou traction (zone plastifiée monotone Z.P.m), Rice [4] propose la relation suivante :

$$r_p = \alpha \left( \frac{K}{Re} \right) \quad (I-23)$$

$\alpha$  : Coefficient adimensionnel.

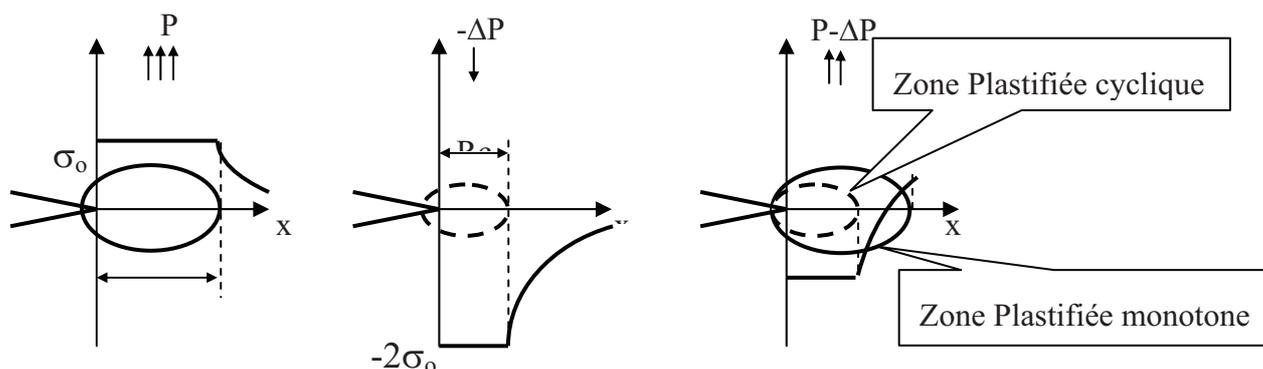
Re : limite d'élasticité du matériau en [  $MPa\sqrt{m}$  ]

Et pour la taille de la zone plastifiée formée lors de la décharge, ou la fermeture (zone plastifiée cyclique Z.P.C) déterminé par une méthode de superposition figure I.8, Rice [4] propose la relation donnée par :

$$r_c = \alpha \left( \frac{\Delta K}{2Re} \right)^2 \tag{I-24}$$

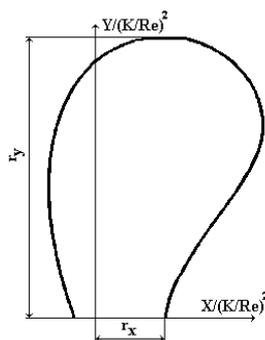
$\Delta K$  : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte en  $[MPa\sqrt{m}]$ .

Donc soit une zone plastifiée cyclique 4 fois plus petite que la zone plastifiée formée lors de la montée, lorsque  $K_{max} = \Delta K$  (pour  $R=0$ ).



**Figure I.8 :** Zones plastifiées monotone et cyclique (selon Rice)

En examinant les conditions de plastifications en mode I et en déformations planes pour des angles différents de zéro, l'analyse de Rice [4] concernant l'étendue de la zone plastifiée a permis de montrer que la plastification se développe principalement de part et d'autre et en avant de la fissure, mais dans une certaine mesure aussi en arrière de la fissure, donc une forme de deux ailes, figure I.9. Cette analyse est basée sur un calcul aux éléments finis.



**Figure I.9 :** Forme de la zone plastifiée en bout de fissure (Modèle de Rice)

Les deux ailes de la zone plastifiée peuvent être déterminées par les coordonnées  $(r_x)$  et  $(r_y)$ .

$r_x$  : étant la dimension dans la direction de fissuration en [mm] :

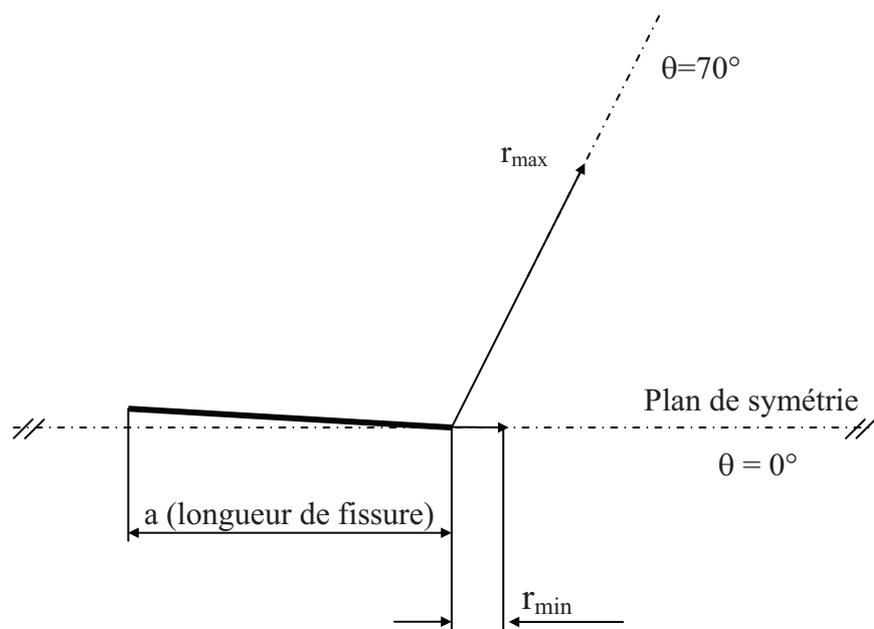
$$r_x = 0,0036 \left( \frac{K_I}{Re} \right)^2 \tag{I-25}$$

et  $r_y$  : étant la dimension dans la direction perpendiculaire en [mm] :

$$r_y = 0,15 \left( \frac{K_I}{Re} \right)^2 \quad (\text{I-26})$$

Rice [4], montre que ces dimensions sont très proches de celles mesurées expérimentalement et que la zone plastifiée est légèrement affectée par le taux d'écroissage.

Rice et Tracey [5], Levy et Col , montrent par calcul aux éléments finis que la zone plastifiée est inclinée en avant de la fissure, figure I.10.



**Figure I.10 :** Forme de la zone plastifiée (Calcul aux éléments finis)

- Taille maximale étant atteint pour  $\theta = 70^\circ$ .
- Taille minimale étant atteint pour  $\theta = 0^\circ$ .

Tracy [5] estime la taille de la zone plastique à :

$$r_y = \alpha \left( \frac{K_I}{Re} \right)^2 \quad (\text{I-27})$$

Avec  $\alpha \approx 0,04$  pour  $\theta = 0^\circ$ .

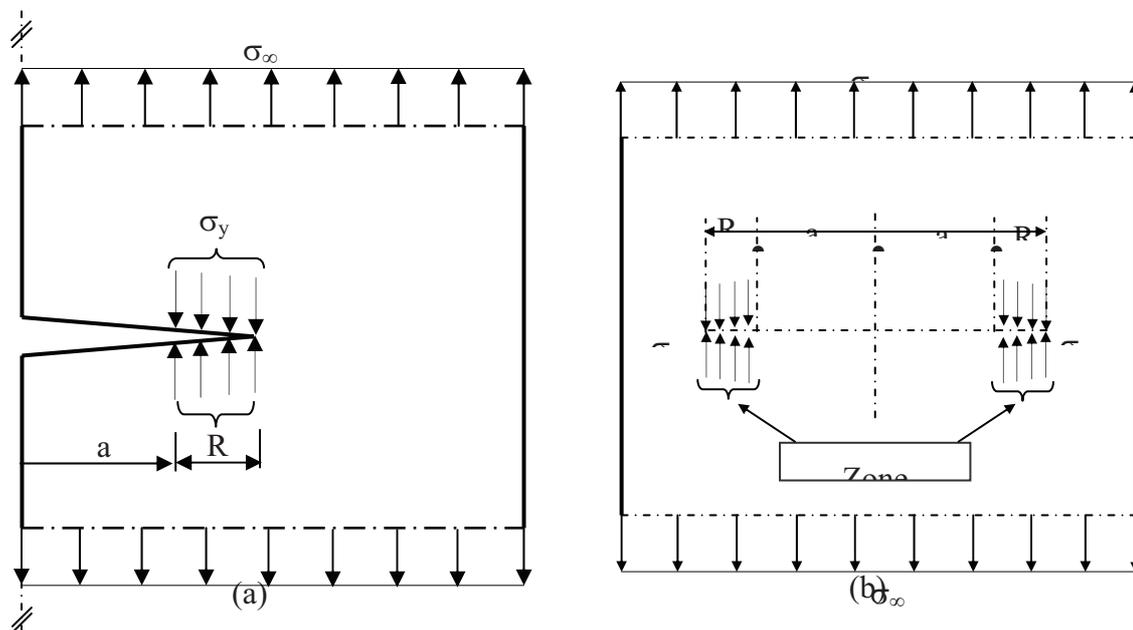
$\alpha \approx 0,14$  Pour  $\theta = 90^\circ$ .

Cette estimation est basée sur l'influence du coefficient de consolidations du matériau sur la plastification en tête de fissure.

### ***1.2.1.3. Analyse de Dugdale***

Pour l'estimation de la taille de la zone plastifiée Dugdale [6], propose un modèle calculé en contrainte plane. Pour cela il considère dans une plaque plane infinie une fissure soumise à une contrainte uniforme à l'infini ( $\sigma_\infty$ ), configuration d'Inglis [52]. Selon cet auteur la

plastification se fait le long d'une tranche étroite et à une longueur R de part et d'autre de la fissure, figure I.11.a.



**Figure I.11 :** Distribution des champs de contraintes agissant sur une fissure (Selon Dugdale)

Dans le plan de symétrie, l'approximation consiste à supposer que la fissure a une longueur  $(a+R)$ . Tout au long de la longueur R des forces intérieures d'intensité  $\sigma_y$  ( $Re$ ) agissent, figure I.11.b, ainsi cette fissure est soumise au champ de contrainte  $(\sigma_\infty)$  à l'infini et au champ  $(\sigma_y)$  sur la longueur R. Cette configuration provoque l'introduction de deux facteurs d'intensité de contraintes qui s'ajoutent :

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \tag{I-28}$$

Et

$$K_{II} = \alpha \sigma_y \sqrt{\pi R} \tag{I-29}$$

Avec  $\alpha = -\frac{2\sqrt{2}}{\pi}$

Dans le cas où  $R \ll a$  (plastification confinée), le problème revient à calculer R de façon à supprimer la singularité élastique à  $(1/\sqrt{R})$ , tout en superposant les deux solutions élastiques. A partir des deux relations I.28 et I.29 on détermine la longueur ou la tranche étroite plastifiée.

$$R = \frac{\pi}{8} \left( \frac{K}{Re} \right)^2 \tag{I-30}$$

Il est à noter que le facteur  $(\pi/8)$  est très proche du facteur  $(1/\pi)$  donné par la relation (I-22) de Rice.

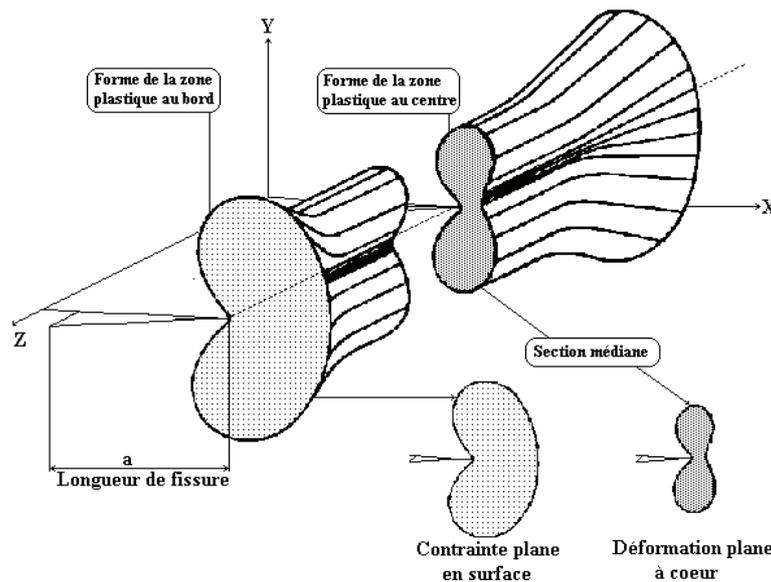
#### I.2.1.4. Analyse basé sur les lois d'écoulements

Si on analyse une zone plastique le long de l'épaisseur d'une éprouvette, on remarque que cette zone se trouve insérée dans une matrice élastique qui restreint les possibilités d'écoulement plastique (c'est l'effet de confinement plastique).

Cet effet, s'oppose d'une part à la contraction transversale et diminue d'autre part du fait de la surface libre ce qui conduit à l'existence de deux états de sollicitations différents sur l'éprouvette :

- Déformation plane (à cœur de l'éprouvette).
- Contraintes planes (en surface de l'éprouvette).

Ce qui fait que la zone plastifiée doit décroître graduellement depuis la surface jusqu'au cœur, figure I.12 :



**Figure I.12 :** Zone plastique en bout de fissure le long de l'épaisseur d'une éprouvette

#### a) Critères de Von Mises

C'est un critère qui permet la détermination du seuil plastique, selon ce critère, c'est l'énergie déviatrice qui provoque la plasticité. Prenant comme état initial l'élasticité linéaire, en milieu bidimensionnel en mode I, pour  $\sigma_y = Re$ . Le rayon de la zone plastifiée est donné par :

$$r_1 = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{Re} \right)^2. \quad (\text{I-31})$$

Ainsi l'utilisation de ce critère conduit aux relations suivantes :

- État de contraintes planes :

$$r = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{Re} \right)^2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \left( 1 + 3 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \quad (\text{I-32})$$

$$\Rightarrow r_x = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K}{Re} \right)^2 \quad (\text{Pour } \theta = 0^\circ). \quad (\text{I-33})$$

Et 
$$r_y = \frac{5}{8\pi} \left( \frac{K}{Re} \right)^2 \quad (\text{pour } \theta = \frac{\pi}{2}). \quad (\text{I-34})$$

$$\frac{r}{r_1} = \cos^2 \frac{2\theta}{2} \left( 1 + 3 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \quad (\text{I-35})$$

- État de déformations planes :

$$r = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{Re} \right)^2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \left[ (1 - 2\nu)^2 + 3 \sin^2 \frac{2\theta}{2} \right] \quad (\text{I-36})$$

$$r_x = \frac{(1 - 2\nu)^2}{2\pi} \left( \frac{K}{Re} \right)^2 \quad (\text{Pour } \theta = 0^\circ). \quad (\text{I-37})$$

Et 
$$r_y = \frac{1 - 3\nu + \frac{3}{2}}{4\pi} \left( \frac{K}{Re} \right)^2 \quad (\text{pour } \theta = \frac{\pi}{2}). \quad (\text{I-38})$$

$$\frac{r}{r_1} = \cos^2 \frac{\theta}{2} \left[ (1 - 2\nu)^2 + 3 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right] \quad (\text{I-39})$$

### b) Critère de Tresca

- État de contraintes planes :

$$r = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{Re} \right)^2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \left[ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \right]^2 \quad (\text{I-40})$$

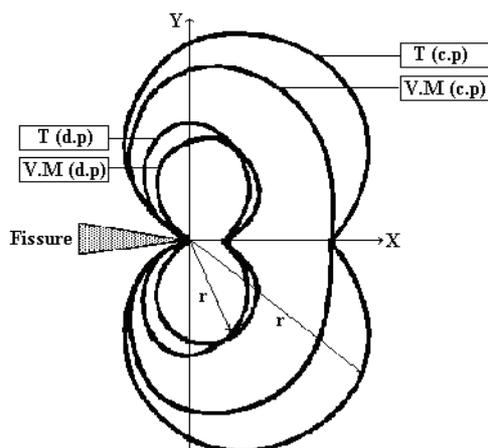
$$\frac{r}{r_1} = \cos^2 \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \right)^2 \quad (\text{I-41})$$

- État de déformations planes :

$$r = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{Re} \right)^2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \left( 1 - 2\nu + \sin \frac{\theta}{2} \right)^2 \quad (\text{I-42})$$

$$\frac{r}{r_1} = \cos^2 \frac{\theta}{2} \left[ (1 - 2\nu) + \sin \frac{\theta}{2} \right]^2 \quad (\text{I-43})$$

Les contours de différentes relations obtenues sont représentés sur la figure I.13 :



**Figure I.13 :** Limite des zones plastifiées (Critères de Von Mises et Tresca)

- Le contour de la relation (I-35) est désigné par (VM-CP).
- Le contour de la relation (I-39) est désigné par (VM-DP).
- Le contour de la relation (I-41) est désigné par (T-CP).
- Le contour de la relation (I-43) est désigné par (T-DP).

Dans le cas d'une éprouvette mince (plaque) ou a :

- En surface des conditions de contraintes planes ( $\sigma_z = 0$ ).
- A l'intérieur des conditions de déformations planes ( $\varepsilon_z = 0$ ).

Donc l'estimation de l'évolution de la forme de la zone plastifiée en tête de fissure le long de l'épaisseur est facile à déterminer. Pour un matériau obéissant au critère de Von Mises, N. Elber [8] a montré que la contrainte hydrostatique peut être égale à trois fois la limite élastique uni axiale. Cette contrainte peut être plus élevée pour un matériau qui se consolide.

## I.2.2. Mesure de la taille de la zone plastifiée

Plusieurs techniques expérimentales et théoriques ont été utilisées pour mettre en évidence la plastification à fond de fissure et permettent la détermination de la taille de la zone plastifiée accompagnant la fissure, et la répartition des déformations à l'intérieur de celle-ci. Parmi ces méthodes on trouve des techniques basées sur des examens (surfaccique et volumique).

### I.2.2.1. Techniques basées sur les examens surfacciques

Ces techniques sont les plus utilisées et permettent d'estimer la taille et la forme de la zone plastifiée en surface de l'éprouvette. Parmi celles-ci on peut citer :

- le contraste Interférentiel de Nomarski

D.L. Davidson et Lankford [9], ont utilisé cette méthode pour effectuer des mesures sur un alliage d'aluminium (2024 T351), ils ont montré que la valeur de  $r_y$  pour ( $\theta = 90^\circ$ ) est comparable avec celle donnée par le modèle de Rice.

- **L'interférométrie**

Permet la détermination du profil de déformation dans le sens de l'épaisseur de l'éprouvette et également à la taille de la zone déformée. Cette technique a été utilisée par D.W. Hoppener et D. E. Petit [7].

### *1.2.2.2. Techniques basées sur les examens volumiques*

Ces techniques sont applicables aussi bien en surface qu'à l'intérieur de l'échantillon, parmi s on peut citer les méthodes basées sur :

- **La mesure de micro-dureté**

Cette technique offre deux avantages principaux :

- La possibilité de détecter des faibles déformations plastiques locales dans toute sorte de matériaux.
- La possibilité d'identification de la nature de l'écrouissage (Durcissement ou adoucissement), et également la détermination du profil de déformation.

Mais la principale limitation de cette technique est dans la taille des empreintes (de l'ordre de  $10\mu$ ) qui limite les mesures du rayon de la zone plastifiée à une cinquantaine de microns.

Plusieurs alliages ont été étudiés par cette technique.

- **La microscopie électronique :**

Le microscope électronique à transmission à été utilisé par M.A. Wilkinsm et G.C Smith [11], pour l'observation des cellules. En utilisant la distorsion des électrons rétrodiffusée en microscopie électronique à balayage, Davidson et Col [9] ont déterminé la réponse du matériau à quelques microns de la surface.

- **L'attaque métallographique.**

A l'aide de cette technique ancienne Hahn et Rosenfield, ont pu déterminer la forme et les dimensions de la zone plastifiée et évaluer le taux de déformation sur un acier à 3% de silicium, mais l'inconvénient de cette méthode c'est qu'elle est spécifique aux aciers au silicium.

- **Le Procède par attaque micrographique**

La plus utilisées est celle liée à l'énergie de création de surface. Qui est basées sur les mesures de boucles d'hystérésis.

La détermination de la taille de la zone plastifiée à partir des mesures de boucles d'hystérésis près de la fissure a été menée par Izumi et Fine [10]. La distance ( $r_{zp}$ ) au delà de laquelle les boucles ne présentent plus d'hystérésis ( $\varepsilon_p=0$ ). La contrainte correspondante ( $\sigma_n$ ) représente une déformation plastique de 0,002 donc plus petite que la limite élastique conventionnelle.

Les études menées sur les différents alliages d'aluminium ont permis de déduire les relations suivantes :

$$r_{zp} = C_n \left( \frac{\Delta K}{\sigma_n} \right)^2 \quad (\text{Monotone}). \quad (\text{I-44})$$

$$r_{zp} = C' \left( \frac{\Delta K}{\sigma_c} \right)^2 \quad (\text{Cyclique}). \quad (\text{I-45})$$

Avec

$$C_n = (5,25 \pm 3,1) \cdot 10^{-2}.$$

$\sigma_c$  : Limite élastique du matériau correspondant à une déformation plastique cyclique de 0,2%.

$C'$  : Facteur déterminé expérimentalement sur alliage d'aluminium. Il est de l'ordre de  $(1,48 \pm 0,55) \cdot 10^{-1}$ .

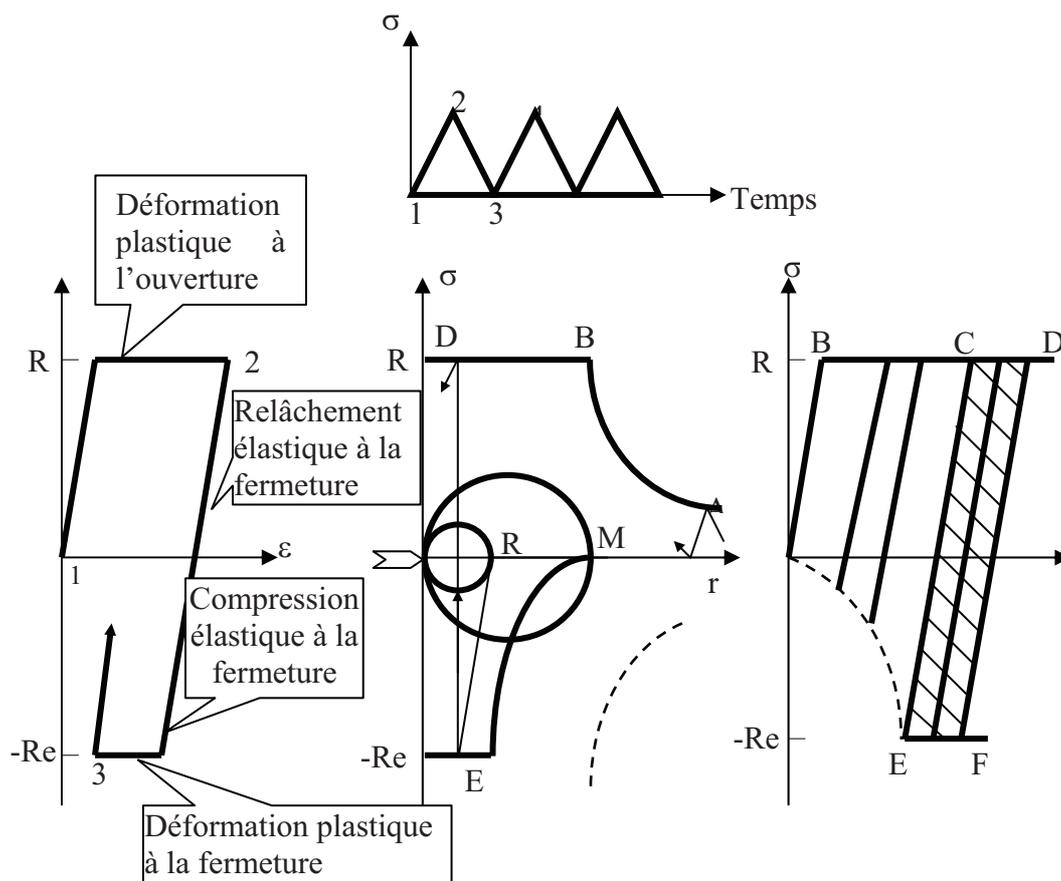
La plupart de ces techniques ont été utilisées pour mettre en évidence la plastification à fond de fissure. L'existence de deux zones plastifiées a été montrée par plusieurs auteurs, tableau I.1.

Référence	État de contrainte	Mode de détermination	Expression de $r_y$
J. RICE	Déformation plane	Calcul	$0,15 (K^2/\sigma_y^2)$
	Contrainte plane		$0,40 (K^2/\sigma_y^2)$
HUTCHINSON GARG	Contrainte plane		$0,32 (K^2/\sigma_y^2)^{1+n/1+3N}$
DEVAUX	Déformation plane		$0,119 (K^2/\sigma_y^2)$
RETALI	Contrainte plane		$0,12 (K^2/\sigma_y^2)$
HAHN ROSENFELD	Déformation plane		Métallographie
PINEAU	Déformation plane	$0,06 (K^2/\sigma_y^2)$	
LANKFORD DAVIDSON	Contrainte plane	Contraste cristallin	$0,145 (K^2/\sigma_y^2)$
BATHIAU	Déformation plane	Microdureté	$0,05 \text{ à } 0,1 (K^2/\sigma_y^2)$

**Tableau I.1** : Expressions de la dimension  $r_y$  de la zone plastifiée

### I.2.3. Mécanismes de plastification

Sous sollicitations cycliques, la formation de la zone plastique en fond de fissure est principalement influencée par la compression locale qui se produit au moment de la fermeture de la fissure. Ainsi elle est modifiée par cette fermeture de la fissure à chaque cycle, même lorsque la contrainte nominale appliquée reste en traction. Le mécanisme de formation de la zone plastifiée à fond de fissure de fatigue est schématisé par la figure I.14.



**Figure I.14 :** Mécanisme de la déformation plastique à fond d'une fissure de fatigue

Au cours de la mise en charge (chargement en traction répétée de forme triangulaire) il y a plastification dès lors que la contrainte locale excède la limite d'élasticité ( $R_e$ ), lors de la fermeture et après l'alternance de charge il faudra une amplitude de contrainte égale au double de la limite d'élasticité ( $2R_e$ ), pour induire une nouvelle déformation de sens opposé. C'est une nouvelle déformation plastique à l'intérieur de la zone plastifiée pendant l'ouverture de la fissure, et il en va de même pour les alternances suivantes.

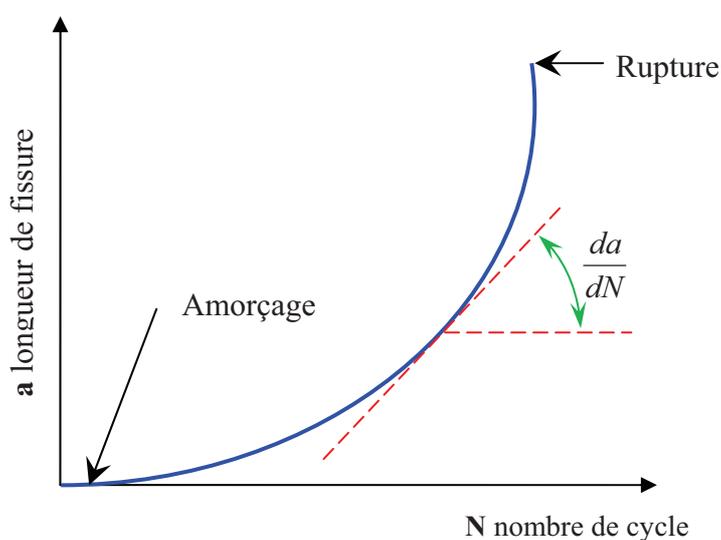
On a donc apparition d'une zone de déformations plastiques cycliques appelée (zone plastifiée cyclique) au sein de la zone plastifiée monotone. Pour cette double zone plastifiée, son rayon

périphérique OM est de la forme  $(K_{\max}/R_e)$  alors que celui de la zone centrale OR est en  $(\Delta K/2R_e)$ . Cette zone est quatre fois plus petite que la zone plastifiée monotone périphérique. La déformation est élastique à l'intérieur de la zone plastifiée monotone (périphérique) ainsi qu'à l'intérieur de cette même zone. En revanche, la déformation plastique monotone augmente régulièrement de M à R sous l'effet de l'ouverture de la fissure. On parle d'une déformation plastique cyclique lorsque l'amplitude de la contrainte atteint  $(2R_e)$  à l'intérieur de la zone plastifiée centrale.

### I.3. PROPAGATION DE FISSURES PAR FATIGUE

#### I.3.1. Phénomènes et lois de propagation

Si on considère une structure contenant une fissure de longueur (a), et si on suit le comportement de cette fissure (la longueur en fonction du nombre de cycle appliqués N) pendant un essai de fissuration, sous un chargement à amplitude constante, on constate que cette longueur (a) croît au cours de l'essai et que la vitesse de propagation ( $da/dN$ ) croît elle aussi sans arrêt jusqu'à la rupture, figure I.15.

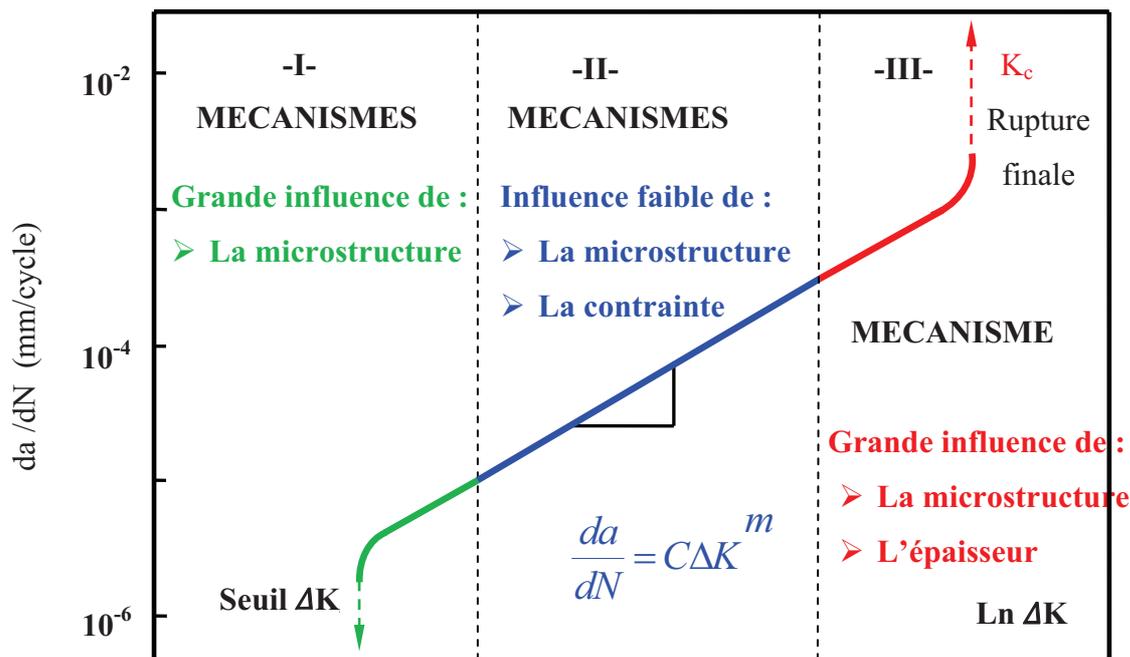


**Figure I.15 :** Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles appliqués. L'expérience montre qu'en général, l'amorçage des fissures résulte de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un petit domaine de dimension finie. Et une fois que les fissures se sont amorcées elles peuvent se propager sous l'action de sollicitations.

La propagation d'une fissure en fatigue apparaît lorsque l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$  (définie par la relation I-46) au cours d'un cycle de chargement est supérieure au seuil de propagation  $\Delta K_s$ .

$$\Delta K = (K_{\max} - K_{\min}) \sqrt{\pi a} \tag{I-46}$$

Mais entre ces deux extrême il existe un domaine de propagation défini par une relation linéaire entre (la vitesse de propagation) et (la variation du facteur d'intensité de contrainte). Les trois domaines de fissuration sont schématisés par la figure I.16 :



**Figure I.16 :** Représentation schématique des différents régimes de propagation (Vitesse de propagation en fonction de  $\Delta K$ )

**Domaine I :**

C'est le domaine des faibles vitesses de fissuration, où existe un seuil de non fissuration  $\Delta K_s$ , dont l'existence est marquée selon les matériaux. C'est un seuil en dessous duquel une fissure préexistante ne se propage plus.

**Domaine II :**

De nombreuses relations empiriques permettant de relier la vitesse de propagation au facteur d'intensité de contrainte, tel que la loi de Paris, qui montre que pour de nombreux métaux on obtient une relation linéaire entre  $(da/dN)$  et  $(\Delta K)$  sur les courbes de fissuration. Cette loi de propagation s'écrit sous la forme :

$$da/dN = C\Delta K^m \tag{I-47}$$

C et m constantes dépendent du matériau et du rapport de charge R.

**Domaine III :**

Ce domaine caractérisé par une accélération de la vitesse de propagation de fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte, qui se termine par la rupture brutale lorsque le niveau de sollicitation approche la condition de la rupture statique  $K_{\max} = \Delta K / (1 - R)$ , caractérisé par  $K_{\max} = K_{IC}$  ( $K_{IC}$  est le facteur d'intensité de contrainte critique à la rupture).

Ce domaine est très influencé par le rapport de charge R, et la relation empirique utilisé qui gouverne le comportement dans ce stade est celle de Forman [18], elle s'écrit sous la forme :

$$\left[ \frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1 - R)K_{IC} - \Delta K} \right]. \quad (I-48)$$

**I.3.2. Facteurs influençant la propagation des fissures de fatigue**

Dans le cas d'un chargement monotone divers paramètres mécaniques et microstructuraux gouvernent la propagation des fissures de fatigue, leurs influence est plus moins importante suivant le domaine de fissuration étudié. Ces paramètres peuvent se regrouper en deux catégories :

- Les paramètres intrinsèques

- Microstructure ou métallurgiques.
- Comportement elasto- plastique.

- Les paramètres extrinsèques.

- Rapport de charge.
- Environnement.
- Température.
- Type et dimensions des éprouvettes.

***I.3.2.1. Influence du rapport de charge R***

La résistance à la fissuration est plus faible quand un matériau est sollicité à un rapport de charge R plus élevé. Ainsi, parmi tous les paramètres extrinsèques, ce dernier est certainement celui qui a le plus d'effet sur la vitesse de fissuration et sur le seuil de propagation. Expérimentalement, l'augmentation du rapport de charge R décale les courbes de fissuration vers la gauche. C'est à dire que pour une valeur de  $\Delta K$  donnée, un rapport R élevé se traduit par une vitesse de propagation plus forte. Ce qui veut dire que  $\Delta K_S$ , figure I.16, est très influencé par le rapport R. Plusieurs lois empiriques ont été proposées pour introduire le

rapport de charge  $R$ . Boisson [13] et Maillard ont montré que pour les faibles valeurs de  $R$ , les valeurs de  $K_S$  à l'air et sous vide sont sensiblement égales. Tandis que Kirby montre qu'avec l'augmentation du rapport  $R$ ,  $\Delta K_s$  sous air diminue et dans le vide reste constant. Klesnil et Lucas [14] ont tenté de rendre compte de cette évolution par la relation :

$$\Delta K_S = (1 - R)^\alpha \cdot \Delta K_0 \quad (\text{I-49})$$

Avec :  $\Delta K_0 = \Delta K_S$  pour  $R=0$

$\alpha$  : Une constante dépendant du matériau et de l'environnement.

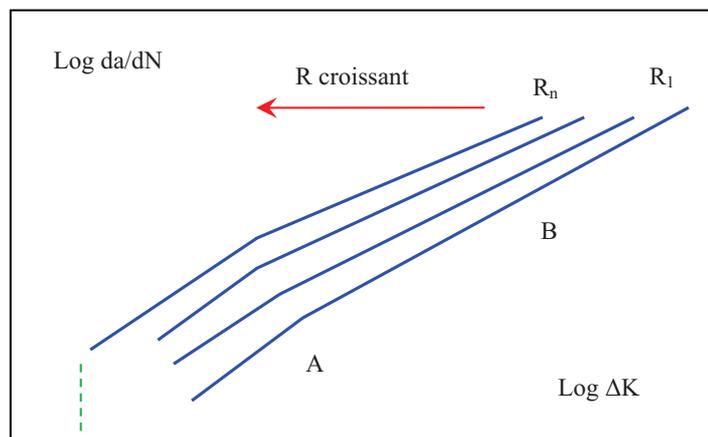
D'après Sasaki et Col [15] le coefficient ( $\alpha$ ) dans l'air est de 0,53 (pour l'alliage A5083), et égale à 1 pour les alliages (7075T651 et 7075 T7351). Mais sous vide ( $\alpha$ ) est presque nulle ce qui signifie que ( $\Delta K_s$ ) est indépendant du rapport de charge ( $R$ ).

Parmi les relations empiriques introduisant le rapport de charge  $R$ , la relation générale de la loi de propagation du type

$$\frac{da}{dN} = f(R, K, C, m) \quad (\text{I-50})$$

$C$  et  $m$  dépendent du matériau à étudier.

Cette dernière relation donnée par Paris [12] et Forman [18], est considérée comme la plus utilisée. On constate que c'est le domaine I de la courbe figure I.17 que le rapport  $R$  a le plus d'influence et que  $\Delta K_s$  diminue lorsque  $R$  croît.



**Figure I.17 :** Influence du rapport de charge  $R$

### I.3.2.2. Influence de l'environnement

Plusieurs travaux expérimentaux ont permis de bien cerner l'influence de l'environnement sur le seuil de propagation  $\Delta K_{th}$ , et que la nature et la répartition des déformations le long des fissures de fatigue sont influencées par l'environnement .

Ainsi ces travaux, et plus particulièrement ceux présenté par Bouchet [16] et Suyitno ont montré que  $\Delta K_{th}$ , est toujours plus élevé sous vide ( $<10^{-5}$  torr) qu'à pression atmosphérique, et plus particulièrement, les aciers comme les alliages d'aluminium, présentent une meilleure résistance à la propagation de fissures de fatigue. Pour une même valeur  $\Delta K$  voisine du seuil, la vitesse de fissuration sous vide est inférieure à celle obtenue dans l'air.

La durée de vie en fatigue sous environnement agressif par rapport au vide est réduite, et l'influence de l'environnement est plus marquée pour une vitesse de fissuration comprise entre  $10^{-6}$  et  $10^{-4}$  plus particulièrement dans le domaine II de la figure I.16.

L'effet de l'environnement se manifeste sur les faciès de rupture aussi bien à l'échelle microscopique qu'à l'échelle macroscopique. En général, un milieu agressif donne des surfaces de rupture plus brillantes que sous vide. Wanhill [17] et Ranganathan [22], ont signalé la formation de marquages réguliers sur la surface de ruptures sous vide dans l'alliage (2024-T351). Et d'après Henaff , deux mécanismes jouent un rôle très important dans la propagation de la fissure à l'air :

#### a) L'adsorption de la vapeur d'eau

La relation modifiée (I-52) de Weertman [21], montre en réalité que la vapeur d'eau présent dans l'air ambiant est adsorbée par une surface nouvellement créée par fatigue, et que cette adsorption conduit à une diminution de l'énergie de création de surface (U). Ce phénomène est expliqué par l'augmentation de la vitesse de propagation de la fissure, dans le domaine ( $da/dN$ ) supérieur ou égal à  $10^{-8}$ m/cycle, sous air par rapport à celle sous vide, dans les alliages légers.

$$\frac{da}{dN} = A \frac{(\Delta K_{eff})^4}{G \sigma_c^2 U} \quad (I-51)$$

$\sigma_c$  : contrainte d'écoulement.

G : module de cisaillement.

U : énergie de création de surface.

**b) La fragilisation par l'hydrogène**

Les molécules de vapeur d'eau adsorbent sur les surfaces mises à nu en pointe, se dissociant et libèrent de l'hydrogène, ce dernier pénètre au sein de la zone plastifiée ou il va fragiliser le matériau.

Selon Petit et Zeghloul [19], la conjonction des trois conditions est nécessaire pour que la fragilisation des alliages légers ait lieu.

- Un temps suffisamment long pour que l'hydrogène puisse diffuser.
- Une concentration en hydrogène assez élevée pour fragiliser le métal.
- Une pression effective en pointe de fissure suffisante pour créer une mono-couche instantanément absorbée.

Ainsi Wei [25], démontre que l'action de l'environnement peut se décomposer en cinq étapes :

- transport des molécules réactives en pointe de fissure.
- Adsorption physique.
- Adsorption chimique et dissociation.
- Pénétration de l'oxygène.
- Diffusion et fragilisation.

***1.3.2.3. Influence de température***

Plusieurs études expérimentales ont été menées pour voir l'influence de la température sur le seuil de propagation d'une fissure en fatigue. Pour une température comprise entre l'ambiante et 350°C, l'étude menée par Paris [12], à permet de démontrer que le seuil de propagation (pour  $R=0.1$ ) passe par un minimum vers 170°C, où il est 20 à 30% plus faible qu'à la température ambiante, et l'influence de la température apparaît négligeable pour ( $R=0.7$ ).

De leurs côté Clavel et Pineau [26], montrent que pour un alliage de nickel de type 718, la vitesse de propagation ( $da/dN$ ) est plus élevée à 520°C qu'à 25°C, pour des faibles valeurs de  $\Delta K$ . Et Yokoburi [27], à conclue que l'influence de la température pourrait être interprétée grâce à la variation du module d'élasticité en fonction de la température.

***1.3.2.4. Influence de la microstructure***

De nombreux résultats expérimentaux relatifs au début de propagation pour une large gamme de matériaux, ont montrée que les fissures s'amorcent en surface sous des rugosités causées soit par les glissement localisés [48-49], soit aux endroits d'inclusions ou de porosité [50-51], soit encore près des joints de grains [52].

Pearson [29], a observé sur des alliages d'aluminium à précipitation durcissante, que les fissures de taille comparable au diamètre moyen d'un grain, s'amorcent par rupture d'inclusion ou à l'interface inclusion-matrice. D'autres études portant sur un alliage Ni-Al-Bronze, sur un alliage d'aluminium et des alliages de titane montrent la même tendance. Les résultats de Lankford [9] et d'autres confirment cette tendance. Des observations ont été faites par Kung et Fine [10], Moris [33], Tanaka [30], Taylor et Knott [31] et d'autres auteurs sur l'alliage d'aluminium 7075 T6, où la propagation des fissures initialement rapide et à des niveaux de  $\Delta K$  inférieures à la valeur seuil  $\Delta K_{seuil}$ , est suivie d'une décélération correspondant à des longueurs de fissures comparables à la taille d'un grain. Différentes observations [64] ont montré que la microstructure a une influence significative sur les vitesses de fissuration, cette influence est due à plusieurs facteurs tels que :

- La nature de glissement ;
- La direction de fissuration

#### **a) Nature ou caractère du glissement**

De nombreux travaux expérimentaux menés sur une large gamme de matériaux ont montré que les matériaux à faible énergie de faute d'empilement, se fissurent moins vite que ceux à forte énergie de faute d'empilement [65]. Une comparaison des vitesses de fissuration de microcristaux de (Cu) à celles de microcristaux de (Cu-Al) a été effectuée par Ishill et Weertman, et a montré qu'une fissure de fatigue se propage moins vite lorsqu'il n'y a pas possibilité de glissement dévié. Les principaux facteurs qui influent sur le caractère du glissement sont :

- L'existence de chemins préférentiels
- La nature du glissement (planaire ou ondulé)
- La distribution de ces glissements

#### **b) Direction de fissuration**

De nombreux auteurs ont essayé de quantifier la diminution de l'intensité des contraintes qui en résultent en pointe de fissure, ainsi que l'augmentation de longueur totale que cela représente, dans le domaine de faibles vitesses de fissuration.

Selon Masounave et Bailon [32], lors de l'avancée d'une fissure, l'existence des déviations d'origine cristallographique conduit à une diminution de la vitesse de propagation.

Et lorsqu'il y a apparition d'un branchement de fissure, on peut observer, soit une diminution temporaire de la vitesse, soit un arrêt de la fissure, soit une propagation à vitesse quasi – constante [68].

### I.3.3. Fermeture des fissures de fatigue

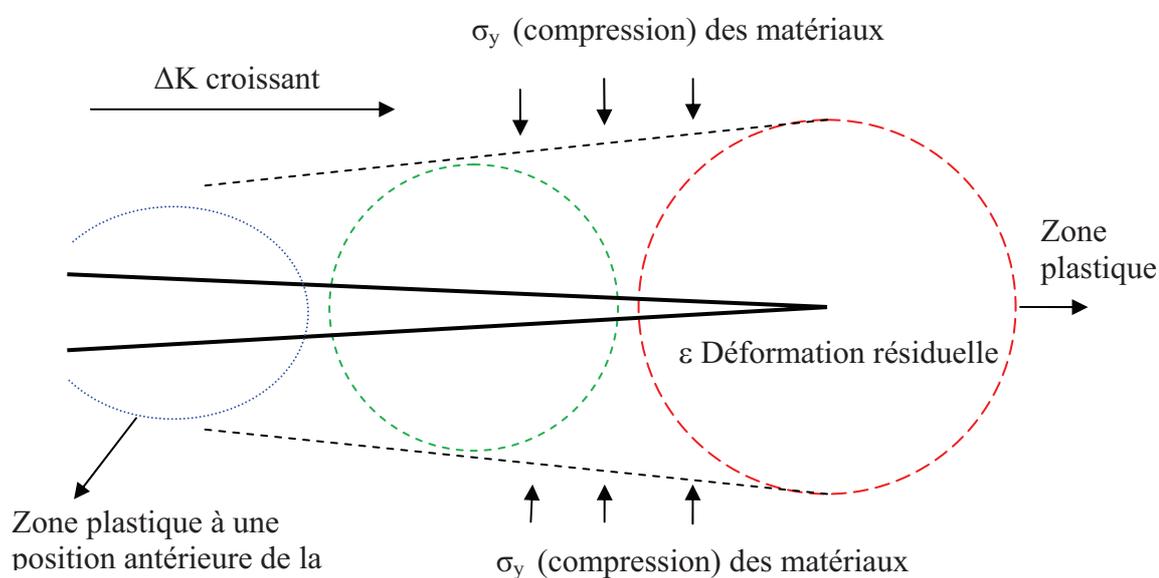
Il n'est pas simple de mesurer le point de fermeture de fissure qui survient dans un cycle de fatigue, mais plusieurs études expérimentales ont été menées pour évaluer de manière critique les diverses techniques existantes. Elber [8], fait l'hypothèse que seule la partie du cycle pendant laquelle la fissure est ouverte participe à la propagation, et propose la loi suivante :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{Ieff}})^m \quad (\text{I-52})$$

$$\Delta K_{\text{Ieff}} = \alpha \Delta K_I \text{ pour } 0 \leq \alpha \leq 1$$

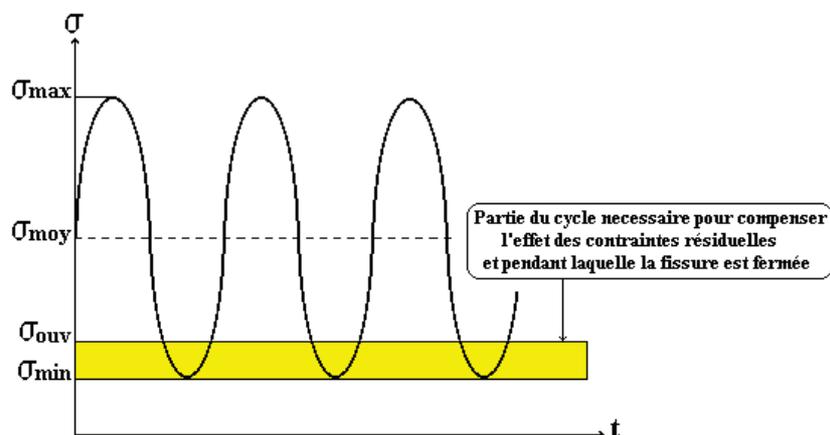
$\alpha$  : dépend de R, du matériau étudié et de l'environnement. Pour les alliages d'aluminium ( $\alpha = 0,5 + 0,4R$ .)

Elber a montré qu'une fissure de fatigue reste fermée pendant une partie du cycle à cause de la déformation résiduelle en traction dans le sillage de la zone plastifiée accompagnant la fissure, figure I.18.



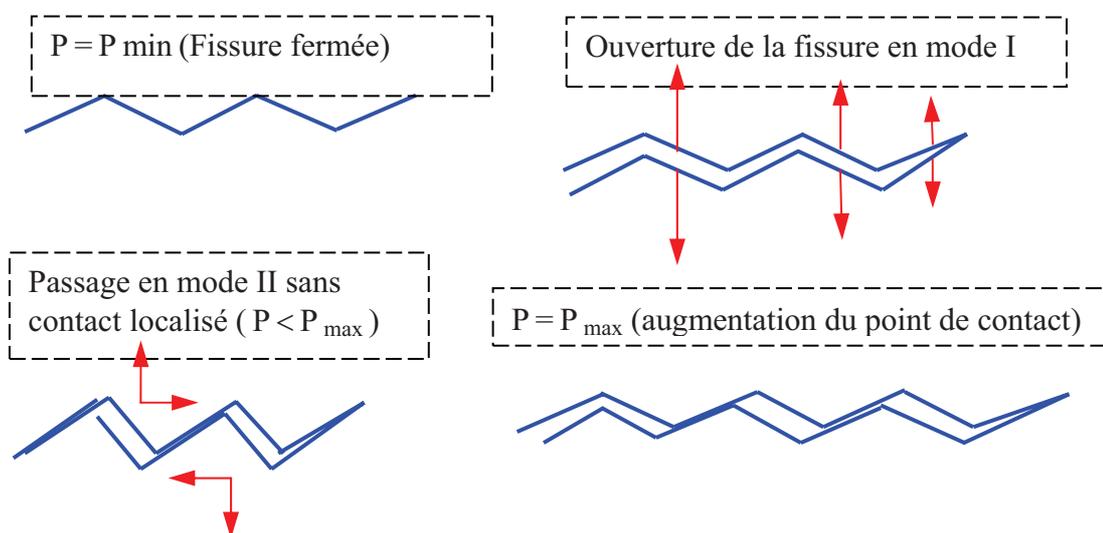
**Figure I.18 :** L'effet de la déformation résiduelle dans le sillage de la zone plastifiée (Selon Elber)

Le matériau autour de la zone plastifiée étant élastique, il exerce une contrainte résiduelle en compression qui tend à fermer la fissure, cet effet de fermeture est ressenti même lorsque le cyclage s'effectue uniquement en traction. Ainsi, qu'une fissure de fatigue en mode I ne peut se propager que lorsqu'elle est ouverte, c'est à dire qu'une partie du cyclage devient inefficace, figure I.19.



**Figure I.19 :** L'effet des contraintes résiduelles sur la fermeture de la fissure.

Suresh et Ritchie, ont étudié les causes principales qui peuvent induire une augmentation de l'effet de fermeture, le schéma de la figure I.20 fait apparaître ces causes :



**Figure I.20 :** Représentation schématisée des mécanismes de fermeture d'une fissure de fatigue

Cette source de fermeture induite par la plastification est prédominante aux valeurs élevées de  $K$  et dans des conditions proches de l'état de contraintes planes, elle tend à s'atténuer au voisinage du seuil.

La fermeture induite par l'oxydation des surfaces, est prépondérante au voisinage du seuil. Suresh, Zamiski et Ritchie, ont montré que pour les aciers, des mesures de couche d'oxydation sur les surfaces rompues, ont montré que cette couche s'épaissit au fur et à mesure que la vitesse de propagation diminue.

#### ***I.3.3.1. Causes de fermeture des fissures***

La plasticité n'est qu'une des causes de fermetures de fissures, les autres causes évoqués sont principalement :

- La rugosité des surfaces de rupture.
- L'existence de mode mixte de déformation en tête de fissure.
- Création d'une couche d'oxyde par le frottement des surfaces de rupture.

Ces aspects sont schématisés dans la figure I.20.

#### **I.3.4. Mesure de fermeture des fissures**

Les techniques habituellement utilisées pour mesurer la fermeture sur les fissures longues ne sont pas en général suffisamment sensible. Morris et Buck [33] détectent la fermeture des fissures de surface, en mesurant le déplacement de leurs lèvres en fonction de la charge appliquée. Les techniques de complaisance sont également utilisées par Breat et Col sur des fissures artificielles sollicitées en flexion et par Tanaka et Nakai [30] pour mesurer les niveaux de fermetures des fissures initiées à partir d'éprouvettes à entaille centrale. Plus récemment Lankford et Davidson [74-75] ont utilisé des techniques d'image stéréo qui permettent la mesure de l'ouverture de la fissure (C.O.D) et des déplacements relatifs sur la surface d'éprouvettes sollicitées dans un microscope électronique à balayage (M.E.B).

#### **I.3.5. Aspect énergétique de la propagation d'une fissure**

Lorsqu'un système de forces extérieures agit sur une structure, une partie du travail fourni par ces forces est transformée en énergie de déformation élastique et l'autre partie sert à propager la fissure.

Selon le principe de Griffith [34], dans un corps élastique contenant une fissure, l'extension de celle-ci est possible lorsque l'énergie disponible ( $G$ ), atteindra une valeur critique ( $G_{cr}$ ), qui représente la valeur au delà de laquelle on aura théoriquement création de deux nouvelles surfaces soit ( $G = G_{cr} = 2\gamma$ ).

Avec  $\gamma$  : Energie libre de surfacer

Néanmoins on a constaté expérimentalement que la fissure ne croît que pour des valeurs  $G \gg 2\gamma$ .

( $\gamma$ ) ne prend en compte que l'énergie de séparation des atomes lorsqu'un solide présente une plasticité appréciable. Une autre quantité ( $U$ ) qui représente le travail dû à la déformation plastique doit être ajoutée, soit :

$$G_{cr} = 2\gamma + 2U = 2(\gamma + U) \quad (\text{I-53})$$

Selon Griffith [34] , seule une partie plus ou moins importante de l'énergie disponible sera consommée pour la création d'un volume plastique à la pointe de la fissure. Donc la valeur de la contrainte à partir de laquelle on a création de surface

(Cas d'une entaille elliptique aiguë et d'un chargement uniforme) s'écrit :

$$\sigma_c = 2\sqrt{\frac{G\gamma}{\pi\nu}} \quad (\text{en déformation plane}) \quad (\text{I-54})$$

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi\nu}} \quad (\text{en contrainte plane}) \quad (\text{I-55})$$

Les relations existantes entre le facteur d'intensité des contraintes  $K$  lié à la singularité du champ des contraintes élastiques au voisinage de la pointe de la fissure, et le taux d'énergie de fissuration  $G$ , qui exprime l'énergie libérée de la structure lors d'un accroissement d'aire de fissure, s'écrit :

$$G = K_I^2 \frac{1-\nu^2}{E} \quad (\text{en déformation plane : mode I}) \quad (\text{I-56})$$

$$G = \frac{K_I^2}{E} \quad (\text{en contrainte plane : mode I}) \quad (\text{I-57})$$

Dans le cas général on a :

$$G = \frac{1-\nu^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1-\nu}{E} K_{III}^2 \quad (\text{I-58})$$

Les deux grandeurs ( $K$ ) et ( $G$ ) sont utilisés pour définir les paramètres qui gouvernent la propagation des fissures.

### **I.3.6. Techniques de suivi des fissures**

Différentes techniques de mesure de longueur de fissure ont été utilisées par différents auteurs. On peut citer les observations optiques directes ou indirectes (répliques), les méthodes électriques et, bien que moins utilisées, les techniques d'émissions acoustique ou ultrasonore ou encore les méthodes électrochimiques.

### **a. Technique optiques et de répliques**

Ces techniques de suivi de fissure sont les plus utilisées à l'heure actuelle. Fine et col [10] utilisent une lunette à fort grossissement ( $G=800$ ) pour visualiser et photographier à l'aide d'une caméra, l'initiation de microfissures dans des éprouvettes, en acier et alliages d'aluminium. D'autres études s'inspirent de la même technique.

Morris et col [33] suivent sur un microscope électronique à balayage (M.E.B), l'évolution des microfissures dans des alliages d'aluminium et de titane.

D'autres auteurs également la propagation de fissures dans un M.E.B, font l'hypothèse d'un front circulaire. Les répliques observées au M.E.B ou au microscope optique à fort grossissement permettent de déterminer le nombre de cycles à l'apparition des premiers signes d'endommagement. Ces techniques, sont en outre difficiles d'emploi dans des environnements agressifs et à hautes températures.

## **I.4. TECHNIQUES DE POTENTIEL ELECTRIQUE**

Ces techniques, utilisant la variation de résistance électrique liée à l'avancée de la fissure dans une éprouvette traversée par un courant continu ou alternatif, présentent l'avantage d'être opérationnelles sous environnement agressif ou à haute température.

Gangloff [35] mesure ainsi la croissance de petits défauts émanant d'entailles usinées par électroérosion ou fraisage.

D'autres techniques sont actuellement en développement, les longueurs mesurables varient du micron au millimètre. Resh et col utilisent des techniques d'émission acoustique pour évaluer la profondeur de fissure et la fermeture pour des défauts microscopiques de surfaces.

Baxter propose des méthodes électro - chimiques de détection des microfissures avec une précision de  $10 \mu\text{m}$ .

## **I.5. MODELES DECRIVANT LA PROPAGATION D'UNE FISSURE**

Pour d'écrire, le plus correctement possible, la propagation d'une fissure et l'effet de certains paramètres sur l'évolution de la vitesse de propagation dans un matériau donné, plusieurs modèles existent et sont proposés en deux grandes classes.

### **I.5.1. Modèles Empiriques**

Ce sont des modèles basés sur des approches et des lois empiriques, pour décrire les variations constatées expérimentalement en fonction d'un certain nombre de paramètres.

- **Loi de Paris et Erdogan**

En 1963 Paris et Erdogan [12] ont proposé l'expression qui permet de déterminer la vitesse de fissuration dans le domaine (II) de la figure I.16.

$$\text{Soit : } \frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (\text{I-59})$$

C : est une constante dépendant du rapport de charge R, du matériau et de l'environnement.

$\Delta K$  : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte en [  $MPa\sqrt{m}$  ]

m : appelé exposant de Paris, il est généralement compris entre 2 et 4.

Dans leurs investigations, Paris et ses collaborateurs trouvèrent  $m \cong 4$  pour l'alliage (2024 T3 et 7075 T6), et pour des aciers les valeurs qui s'échelonnent de 2 à 8.

L'expression (I-59) a été constaté par plusieurs auteurs, mais l'inconvénient principale c'est qu'elle est inadaptée pour décrire le comportement de la fissure près de la rupture, car elle ne tient pas compte du facteur métallurgique (composition chimique - structure métallographique - défauts - structure cristallographique), ni du rapport de charge R.

- **Loi de FORMAN**

Différents formulations ont été proposées pour pallier les manquements de la relation (I-60).

La plus connu est la loi Forman [18] donné par la relation suivante :

$$\frac{da}{dN} = \frac{A \Delta K^m}{(1-R)(K_c - K_{\max})} \quad (\text{I-60})$$

Avec A : est une constante du matériau.

m : est de l'ordre de 4 pour plusieurs matériaux.

Cette relation tient compte de l'augmentation asymptotique de la vitesse de fissuration quand  $K_{\max}$  tend vers  $K_c$ . (Domaine II) de la courbe, figure I.16, et ne tient pas compte de l'existence d'un seuil de fissuration du moment que cette condition fait en sorte que  $(da/dN)$  tend vers l'infini.

- **Loi de Petit et Col**

Pour décrire l'évolution de la vitesse de propagation de fissure près du seuil, Petit et Col [36] ont formulé l'expression (I-61) suivante :

$$\frac{da}{dN} = C(\alpha, R) \left[ \left( 1 - \frac{K_{th}}{K_{\max}} \right)^\alpha \frac{K_{\max}}{K_{th}} \right]^n \quad (\text{I-61})$$

Avec  $C(\alpha, R)$  : est déterminé expérimentalement.

$\alpha$  : dépend de l'environnement.

Cette expression est utilisée dans le domaine  $10^{-8} < \frac{da}{dN} < 10^{-4} \text{ mn / cycle}$ .

## I.5.2. Modèles théoriques

### I-4-2-1- Modèles basés sur la fermeture de fissure

- **Loi d'Elber**

Elber [8], considère qu'une fissure, en mode I, ne peut avancer que lorsqu'elle est complètement ouverte, et a montré que l'existence des contraintes résiduelles de compression dans le sillage plastique en amont de la pointe de la fissure fait en sorte que la fissure reste fermée pendant une partie du cycle, même s'il est en traction. Ainsi la relation qu'il a proposé est donné par :

$$\frac{da}{dN} = C' \Delta K_{eff}^n. \quad (I-62)$$

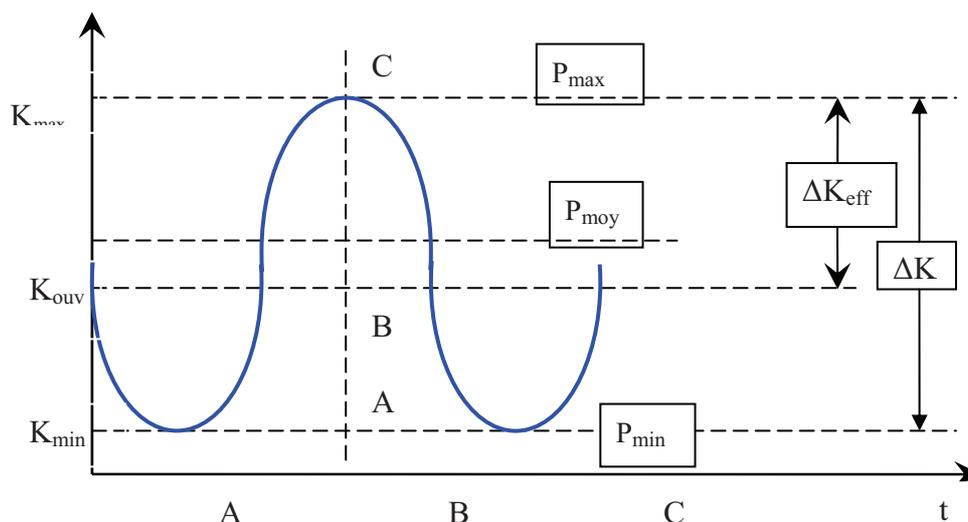
$\Delta K_{eff}$  : ce facteur représente la partie du cycle pendant laquelle la fissure est entièrement ouverte, il est donné par :

$$\Delta K_{eff} = \alpha \Delta K = K_{max} - K_{ouv}. \quad (I-63)$$

$\alpha$  : Facteur dépend du rapport de charge R, du matériau et de l'environnement . Il est donné par la relation (I-64).

$$\alpha = \frac{K_{max} - K_{ouv}}{K_{max} - K_{min}} \quad (I-64)$$

$K_{ouv}$  : Facteur d'intensité de contrainte minimum nécessaire pour ouvrir totalement la pointe de fissure qui est représenté dans la figure I.21.



**Figure I.21 :** Représentation schématique du facteur d'intensité de contrainte Efficace en fonction de l'ouverture au fond de fissure

Le mécanisme de fermeture d'une fissure au cours d'un cycle de fatigue se traduit physiquement par :

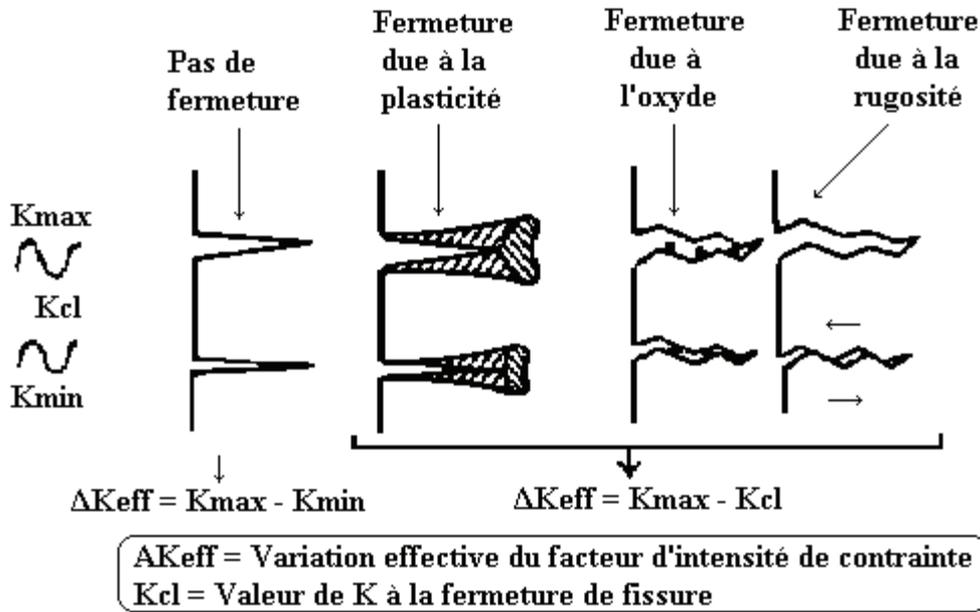
- La mise en contact de deux parties rompues de la pièce.
- Le développement de forces de contact qui empêchent la transmission des efforts appliqués à la pointe de la fissure.

L'étude du phénomène de fermeture envisagé par Elber a eu pour objectifs essentiels :

- La détermination de loi intrinsèque de fissuration par fatigue qui dépend du matériau et de l'environnement.
- La détermination des causes physiques du phénomène de fermeture, pour quantifier le sillage du matériau le long de surfaces rompues.

#### • Loi de Petit et Col

Petit et Col [36], ont constaté que lorsque l'ouverture se fait dans le second mode, et en présence des rugosités accentuées au niveau des surfaces, il peut y avoir contact localisé près de la charge maximale. L'ouverture en mode II augmentant avec la charge, ce modèle est schématisé par la figure I.22 :



**Figure I.22 :** L’effet des rugosités sur l’ouverture d’une fissure en mode II (Selon Petit et Col)

• **Loi de DAVIDSON**

Davidson et Lankford [9], ont observé que l’ouverture de la fissure s’effectuait en mode mixte (I+II) au voisinage de  $\Delta K_{seuil}$ , même si le chargement global est en mode I.

Ainsi Buck et Col [37] montrent à leur tour que l’effet du mode II est plus important sous vide. En tenant compte de ces deux observations, Petit et Col [36] ont proposé la relation suivante :

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K_{eff})^m \tag{I-65}$$

Avec  $\Delta K_{eff} = K_v - K_{ouv}$  (sous vide) en  $[MPa\sqrt{m}]$ .

$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv}$  (Sous air) en  $[MPa]$ .

$K_v$  : Facteur d’intensité de contrainte correspondant a  $P_v$ .

$P_v$  : charge correspondant au maximum de variation de potentiel.

L’exposant (m) déterminé par Petit [19] est de 4 sous vide et 3,3 a l’air.

**1.5.2.1. Modèles basés sur l’ouverture à fond de fissure (CTOD)**

Dans ces modèles, on suppose que la propagation s’effectue par glissement en pointe de fissure dans des directions orientées à 45° par rapport au plan de fissuration. En ce sens que cette modélisation est cohérente avec le mécanisme de formation de stries proposé par

Pellaux. L'avancement de la fissure est égale à la moitié de l'ouverture à fond de fissure, Si l'écartement cyclique des lèvres à fond de fissure en déformation plane est donné par :

$$\delta c = \frac{\Delta K^2}{4 \cdot E \cdot Re} \quad (\text{En déformation plane}). \quad (\text{I-66})$$

Avec  $\delta c$  : écartement cyclique à fond de fissure.

$E$  : module de Young en [MPa].

$Re$  : limité d'élasticité du matériau en [MPa].

Par conséquent si 
$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{2} \delta c$$

On obtient 
$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{8} \frac{\Delta K^2}{E \cdot Re}. \quad (\text{I-67})$$

Ce type de modèle paraît donc particulièrement adapté à la propagation dans le régime de propagation à stries, puisque l'inter-strie vérifiée expérimentalement se corrèle bien avec  $\Delta K^2$ .

#### ***1.5.2.2. Modèles basés sur le cumul de dommages***

En décrivant les conditions d'équilibre à chaque cycle on en déduit la valeur du déplacement en pointe de fissure, Weertman [21] suppose alors que l'avancée de la fissure se produit lorsque le déplacement cumulé atteint une valeur critique. On aboutit à :

$$\frac{da}{dN} = A \frac{\Delta K^4}{\mu \sigma_0^2 U}. \quad (\text{I-68})$$

$U$  : représente l'énergie nécessaire pour faire progresser la fissure.

#### ***1.5.2.3. Modèles basés sur les propriétés cycliques***

Mc. Clintock [3] considère que la déformation plastique ( $\varepsilon_p$ ) varie inversement par rapport à la distance de la tête de fissure qui est située à une distance ( $r$ ) de la pointe de fissure.

Soit : 
$$\varepsilon_p = \varepsilon_e \left[ \frac{R_p}{r} - 1 \right] \quad (\text{I-69})$$

Avec  $R_p$  : rayon de la zone plastifiée.

#### ***1.5.2.4. Modèles basés sur l'approche énergétique***

Dans le cas d'un chargement cyclique, l'avancée de la fissure se produira si le déplacement cumulé en pointe de la fissure atteint une valeur critique  $D_{cr}$  défini par :

$$U = \sigma_0 \cdot D_{cr} \quad (\text{I-70})$$

$U$  : désigne l'énergie dissipée nécessaire à l'avancée.

- **Loi de Weertman**

Weertman [21], a calculé d'abord le nombre de cycles nécessaire pour amorcer une fissure de fatigue, c'est à dire atteindre un dommage critique ( $D_{cr}$ ) sur une distance ( $\delta a$ ). Il suppose que, dès le cycle suivant, le dommage critique ( $D_{cr}$ ) sera atteint sur cette distance. Il aboutit ainsi à la relation suivante :

$$\delta a = 0,4 \frac{\alpha^2 \cdot \sigma^4}{\mu \cdot \sigma_0 \cdot U} \quad (\text{I-71})$$

Soit :

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \frac{\Delta K^4}{\mu \cdot \sigma_0^2 \cdot U} \quad (\text{I-72})$$

Ranganathan [22], a déterminé expérimentalement l'énergie dissipée nécessaire à l'avancée au cours d'un cycle (U). Et en incorporant les valeurs de (U) dans la relation (I-72), il montre que le modèle de Weertman décrit le comportement en fissuration de l'alliage (2024 T351) dans une large gamme de vitesse.

#### ***1.5.2.5. Modèle basé sur l'approche numérique***

Le but d'Anquez [23] était de dépasser le paradoxe qui consiste à étudier un phénomène lié à la croissance de fissure à l'aide d'un paramètre purement élastique ( $\Delta K$ ). Tout en développant une analyse élasto-plastique de la propagation des fissures de fatigue par la méthode des éléments finis. Anquez [23], en analysant les énergies dissipées à chaque instant au cours d'un cycle de sollicitation déduit une loi de propagation théorique de la forme :

$$\frac{da}{dN} = H(C) \frac{E \cdot G_C}{\sigma_0^2} \left[ \frac{K_{\max} - K_{ouv}}{K_c} \right]^4 \quad (\text{I-73})$$

Avec : H(C) : coefficient dimensionnel dépendant du coefficient d'écrouissage.

E : module de Young en [MPa].

$\sigma_0$  : Limite élastique en [MPa].

$G_C$  : taux de restitution d'énergie critique.

**Chapitre II**

**Comportement en fatigue  
des joints soudés**

## II.1. MECANIQUE ELASTO-PLASTIQUE DE LA RUPTURE

### II.1.1. Ouverture en front de fissure (CTOD)

Le comportement d'une fissure peut être décrit par l'écartement des deux surfaces en fond de fissure (CTOD / Crack Tip Opening Displacement). Il a été montré qu'il existait des relations entre les valeurs du CTOD et les valeurs critiques du facteur d'intensité de contraintes  $K_{IC}$ . Comme la mesure du CTOD peut être effectuée également lorsque la zone plastique au front de la fissure est importante, il est possible d'utiliser ce concept pour un dimensionnement lorsque le comportement du détail est plastique.

Utilisant le modèle de plastification en front de fissure proposé par Dugdale, il est possible d'exprimer le CTOD en fonction de la contrainte appliquée, de la limite d'élasticité et de la longueur de la fissure. Il s'agit ici du cas de base d'une fissure traversante de largeur  $2a$  dans une plaque fine et infiniment large.

$$CTOD = 8 \frac{f_y a}{\pi E} \ln \left[ \sec \left( \frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right) \right] \quad (II-1)$$

$$\text{avec } \sec(x) = \frac{1}{\cos(x)} \quad (II-2)$$

$a$  : demi-longueur de la fissure

$f_y$  : limite d'élasticité du matériau

$E$  : module d'élasticité du matériau

$\sigma_0$  : contrainte nominale de traction appliquée dans le plan de la plaque

La relation peut être transformée en une série entière :

$$CTOD = 8 \frac{f_y a}{\pi E} \left[ \frac{1}{2} \left( \frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^2 + \frac{1}{12} \left( \frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^4 + \frac{1}{45} \left( \frac{\pi \sigma_0}{2 f_y} \right)^6 + \dots \right] \quad (II-3)$$

Pour les cas où la contrainte nominale  $\sigma_0$  est inférieure à  $0,75 \cdot f_y$ , on peut ne prendre en compte que le premier terme de la série et négliger les autres termes, ce qui nous donne :

$$CTOD = \frac{\pi \sigma_0^2 a}{E f_y} \quad (II-4)$$

La relation nous donne, pour une fissure traversante, soumise à une contrainte nominale de traction (mode I de rupture), dans une plaque infiniment large et infiniment fine,

$K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$ . On a ainsi la relation suivante entre le CTOD et  $K_I$  :

1 0

$$CTOD = \frac{K_I^2}{\lambda E f_y} \quad (II-5)$$

$\lambda$ : facteur de correction tenant compte entre autres de la position exacte où le CTOD est déterminé.

La relation est valable en état plan de contrainte. En état plan de déformation, on aura :

$$CTOD = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{\lambda E f_y} \quad (II-6)$$

### II.1.2. Valeur critique de l'ouverture en front de fissure CTOD<sub>c</sub>

Le but de cet essai est de mesurer la valeur critique de l'ouverture en front de fissure CTOD. (Également parfois appelé  $\delta_c$ ). En général, les essais sont réalisés sur des éprouvettes de flexion en trois points (SENB) ou compactes de traction (CT) pré-fissurées, du même type que celles qui sont utilisées pour les essais  $K_{IC}$  ou  $J_{IC}$ . L'essai se déroule sensiblement de la même manière que l'essai  $K_{IC}$  ou l'essai  $J_{IC}$ , mais un paramètre différent est mesuré. Cet essai a été initialement développé par les normes anglaises (British Standards). Il a été repris dans les recommandations de l'ASTM.

Il faut, pour cet essai, estimer la valeur du CTOD à partir d'une mesure du COD (ouverture de la fissure). L'idée est la suivante : on admet qu'il existe un centre de rotation de l'éprouvette de flexion mise sous charge. Si on connaît la position de ce centre de rotation ainsi que l'ouverture de la fissure en un point (COD), on arrive à connaître l'ouverture en fond de fissure (CTOD). La figure II.1 en explique le principe. L'écartement que l'on peut connaître est le COD ; il peut être mesuré au moyen d'un extensomètre à lames. Le centre de rotation est situé à une distance  $r(W - a)$  du fond de la fissure, ( $W$ ) étant la hauteur de l'éprouvette et  $a$  la longueur de la fissure. On arrive ainsi facilement à la relation suivante pour le CTOD :

$$CTOD = \frac{COD \cdot r(W - a)}{a + r(W - a)} \quad (II-7)$$

Les recommandations ASTM préconisent  $r = 0,44$ . Des essais ont montré que  $r$  variait en fonction du COD, pour une éprouvette identique. De plus amples détails sont donnés par exemple dans.

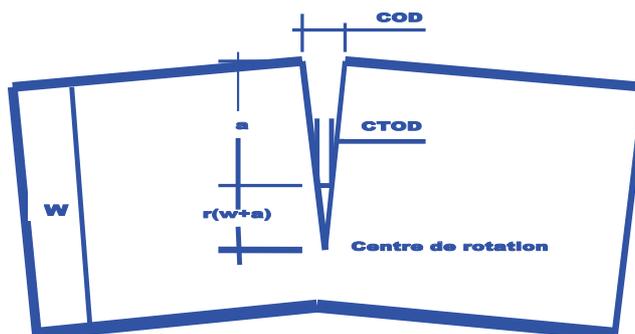


Figure II.1 : Schéma d'une rotule plastique

La valeur critique du CTOD, le  $CTOD_c$ , est déterminée suivant la forme de la courbe COD - Force enregistrée au cours de l'essai. Le point qui est déterminant correspond au début de la fissuration stable. La valeur du  $CTOD_c$  peut être utilisée pour estimer la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte  $K_{IC}$ , ceci à l'aide des relations, déterminées à partir de :

$$K_I^2 = CTOD \cdot \frac{\lambda E f_y}{1 - \nu^2} \quad \text{État plan de déformation} \quad (II-8)$$

$$K_I^2 = CTOD \cdot \lambda E f_y \quad \text{État plan de contrainte} \quad (II-9)$$

### II.1.3. Concept de l'intégrale J

#### II.1.3.1. Concepts théoriques

A l'instar de la méthode du CTOD, l'intégrale J permet de déterminer les caractéristiques du matériau à la rupture lorsque les effets de la plasticité ne sont pas négligeables. Cette intégrale curviligne, proposée par Rice [4] en 1968, quantifier l'énergie liée à une fissure dans un matériau élastique linéaire ou non linéaire par l'intégrale de contour suivante :

$$J = \int_{\Gamma} \left( w dy - T \cdot \frac{\partial u}{\partial x} \cdot ds \right) \quad (II-10)$$

$$W = W(x, y) = W(\epsilon) = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad (II-11)$$

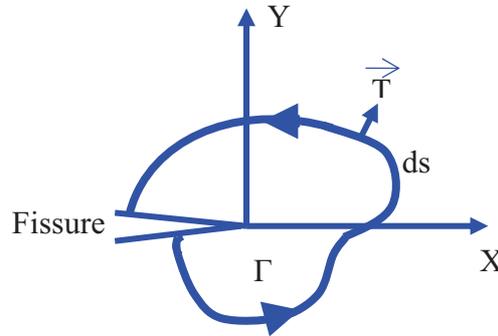
$\Gamma$ : chemin d'intégration entourant le front de la fissure, défini dans le sens contraire des aiguilles d'une montre

$W$ : densité d'énergie de déformation, définie par la relation

$$w = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad (II-12)$$

$T$ : vecteur de traction, perpendiculaire à  $\Gamma$ , dirigé contre l'extérieur du chemin d'intégration

- $\vec{u}$ : Vecteur déplacement à la position ds
- ds: élément d'arc du chemin d'intégration  $\Gamma$
- $\varepsilon_{ij}$ : tenseur des déformations



**Figure II.2 :** Intégrale curviligne J et système d'axes

L'intégrale est indépendante du chemin d'intégration choisi pour un matériau ayant un comportement non linéaire élastique. Dans le cas d'un comportement linéaire élastique, l'intégrale J est identique à G figure II.2, l'énergie libérée par la relaxation des contraintes (energy release rate), est présentée par les relations suivantes entre  $K_I$  et J :

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{État plan de contrainte} \quad \text{(II-13)}$$

$$J = \frac{K_I^2}{E} (1 - \nu^2) \quad \text{État plan de déformation} \quad \text{(II-14)}$$

Cette intégrale présente de nombreuses caractéristiques intéressantes :

- D'une part, cette intégrale est indépendante du choix du contour d'intégration F. En effet, en prenant deux contours d'intégrations distinctes, on montre que la différence des expressions de J correspondantes est nulle.
  - Rice a montré que J est égal au travail d'ouverture des lèvres lors d'une extension de fissure.
  - De même, J est égal à la variation d'énergie potentielle  $\Pi$  lors de l'extension de fissure.
- Considérons un corps fissuré quelconque  $\Omega$ , bidimensionnel, dont le contour extérieur est noté  $\Gamma_0$  et  $\Gamma_{0,F}$  la partie de  $\Gamma_0$  où sont imposés des efforts extérieurs. L'énergie potentielle totale s'écrit :

$$\Pi = \int_{\Omega} w \cdot d\Omega - \oint_{\Gamma_{0,F}} T_i u_i ds \quad \text{(II-15)}$$

Pour un matériau élastique non linéaire, cette définition de J est équivalente à celle du taux de restitution d'énergie G, correspondant à la variation d'énergie élastique liée à une extension de

fissure . Cette propriété est illustrée dans le cas d'un solide soumis à un déplacement imposé, figure II.3.a ou un effort imposé, figure II.3.b.

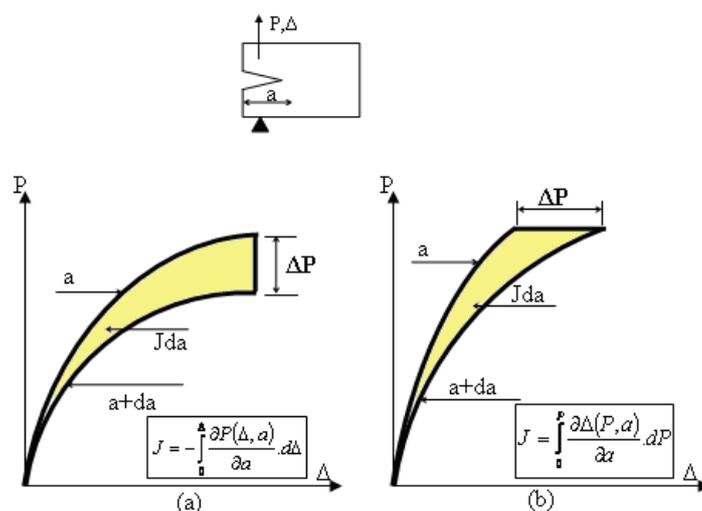


Figure II.3 : Interprétation de l'intégrale J

### II.1.3.2. Valeur critique de l'intégrale J ( $J_{IC}$ )

Le problème majeur pour la détermination de  $J_{IC}$  consiste à connaître le déplacement critique  $d_c$  qui correspond au début de la fissuration lente. Différentes méthodes d'essai, standardisées dans les recommandations de l'ASTM sont utilisées pour déterminer la valeur critique de l'intégrale J au début de la propagation de la fissure.

Les méthodes d'essai prescrites dans les recommandations ASTM (deux techniques d'essai sont décrites) doivent permettre d'estimer la valeur de l'intégrale J lorsque la fissure d'une éprouvette préfissurée soumise à un chargement en mode I a augmenté de 0.2 mm. Les éprouvettes utilisées sont du même type que pour l'essai  $K_{IC}$  décrit ci-dessus (CT ou SENB préfissurée).

Une des deux méthodes décrites dans utilise plusieurs éprouvettes (« Multiple-Specimen Technique »). Cette méthode, basée en partie sur, et surtout, requiert environ cinq éprouvettes pour déterminer  $J_{IC}$ . Chaque éprouvette doit être chargée à un niveau différent et après chaque test, il faut marquer la fissure (par chauffage ou par sollicitations de fatigue). Pour chacun des tests, on calcule J par la relation suivante :

$$J = \frac{A}{Bb} \cdot f(a_0 / W) \quad (II-16)$$

A : aire sous la courbe charge déplacement

B : épaisseur de l'éprouvette

$a_0$  : longueur initiale de la fissure effective

b : ligament initial non fissuré ( $W - a_0$ )

$f(a_0 / W) = 2.0$  pour une éprouvette SENB /  $= 2.2$  pour une éprouvette CT

L'autre méthode utilise *une seule éprouvette* "Single-Specimen Technique"; elle nécessite de charger et de décharger partiellement l'éprouvette à plusieurs reprises au cours de l'augmentation de la charge.

Lors de ces essais, on mesure le travail effectué sur l'éprouvette. Pour connaître ce travail de manière précise, il faut mesurer le déplacement à l'endroit où la charge est appliquée. La surface sous la courbe charge - déplacement représente alors ce travail.

On trace ensuite la courbe  $J - \Delta a$  sur laquelle on effectue une régression linéaire. L'intersection de cette courbe avec la courbe donnée par l'équation qui correspond à la zone étirée « blunting line », décalée de 0.2 mm, correspond à la valeur critique de J, appelée  $J_{IC}$

$$J = 2f_y \Delta a \quad (\text{II-17})$$

Les recommandations ASTM préconisent le respect des dimensions suivantes pour les éprouvettes servant à mesurer  $J_{IC}$  :

$$\text{Betb} \geq 25 \frac{J_{IC}}{f_y} \quad (\text{II-18})$$

L'avantage de l'essai  $J_{IC}$  est de permettre l'utilisation d'éprouvettes de dimensions inférieures à celles qui sont utilisées pour l'essai  $K_{IC}$ , par contre, son exécution et l'interprétation des résultats sont plus compliquées que pour cet essai.

La valeur de  $J_{IC}$  pourrait, idéalement, être utilisée comme critère de rupture. Toutefois, elle est le plus communément utilisée pour estimer la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte  $K_{IC}$ , ceci à l'aide de la relation, déduite de, permettant l'utilisation de la théorie de la mécanique de la rupture, en particulier des valeurs des facteurs d'intensité de contrainte dont une importante base de données existe dans la littérature.

$$K_{IC}^2 = \frac{J_{IC} E}{(1 - \nu^2)} \quad (\text{II-19})$$

### II.1.3.3. Détermination expérimentale du paramètre énergétique J

Sous l'application d'un chargement et dans un matériau ductile, la pointe de fissure va subir une déformation plastique importante. La taille du défaut va augmenter sans que la déchirure proprement dite ne soit amorcée. Il y a alors émoussement en fond de fissure. Lors de cet émoussement, J suit une loi de type :

$$J = \alpha \cdot \Delta a \quad (\text{II-20})$$

Avec  $\alpha$  constante dépendant des caractéristiques de traction du matériau.

La forme de la courbe  $J-\Delta a$  au cours du chargement est celle donnée à la figure II.4. L'instant auquel la propagation démarre étant difficile à déterminer expérimentalement, figure II.5, les normes et préconisent de prendre pour valeur de  $J$  à l'amorçage la valeur obtenue à  $\Delta a = 0.2$  mm, noté  $J_{0.2}$ . Mais cette valeur dépend de la courbe  $J-\Delta a$  et ne constitue donc pas un paramètre intrinsèque au matériau.

Macroscopiquement l'avancée de cette fissure est caractérisée 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.

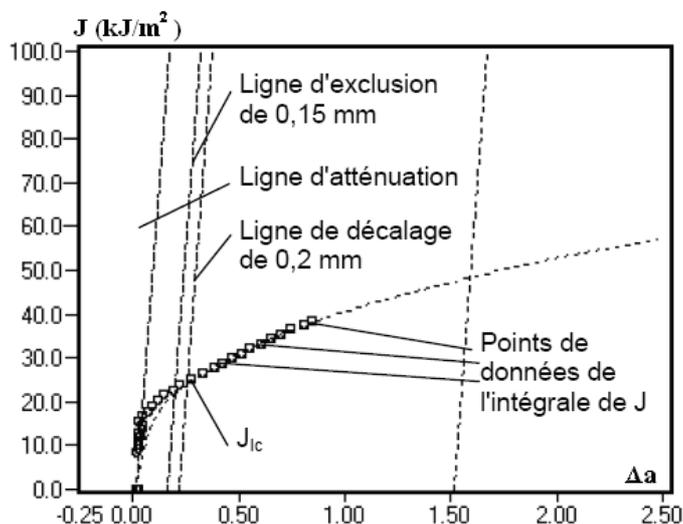


Figure II.4 : Évaluation de  $J_{0.2}$

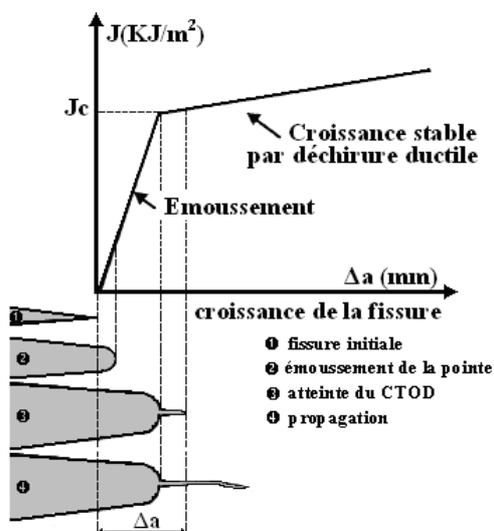


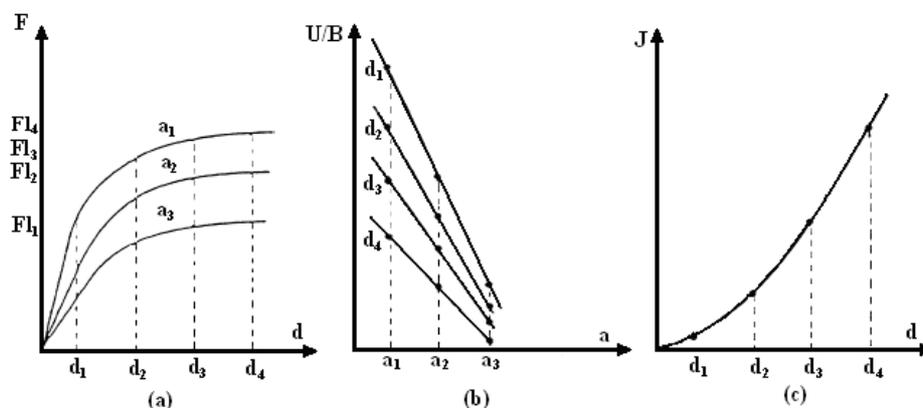
Figure II.5 : Schématisation du processus de la déchirure ductile

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

### (1) Technique à plusieurs échantillons

Cette méthode expérimentale proposée par BEGLEY et LANDES [38], nécessite l'utilisation de plusieurs éprouvettes identiques contenant des fissures de longueurs différentes pour déterminer ce paramètre  $J$ . Cette technique passe par les étapes suivantes :

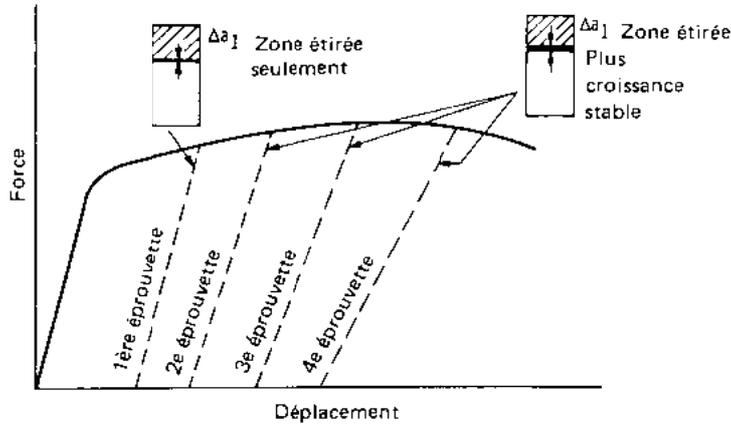
- Détermination pour chacune des éprouvettes contenant une fissure de longueur  $a_i$ , à partir de l'air sous courbe (force - déplacement des points d'application de la charge) les énergies par unité d'épaisseur ( $U/B$ ) figure II.6.a.
- Pour plusieurs valeurs de déplacement  $d_i$ , ces énergies sont d'une part reportées en fonction de la longueur de la fissure, et d'autre part ajusté en fonction de  $a$  grâce à une fonction de lissage comme indiquée sur la figure II.6.b.
- L'évolution de  $J$  en fonction des déplacements est déduite directement par la dérivation de la fonction utilisée par l'approximation, figure II.6.c.



**Figure II.6 :** Détermination expérimentale de la courbe ( $J$ - $d$ ) selon la méthode de BEGLEY et LANDES

LANDES et BEGLEY tracent alors les courbes  $F$ - $d$  ces éprouvettes mais en interrompant les essais à différentes valeurs au déplacement  $d$ , figure II.7. Après décharge, les éprouvettes sont portées dans un four à 300 °C pendant 10 minutes, ce qui a pour effet de bleuir la fissure totale (fissure de fatigue = éventuelle déchirure lente). Après rupture de l'éprouvette, et mesure de la longueur de la fissure totale, on peut alors associer à chaque déplacement  $d$  un accroissement  $\Delta a$  de la longueur de la fissure due à la fissuration stable.

En réalité, BEGLEY et LANDES ont constaté que l'accroissement  $\Delta a$  pouvait être due à deux causes : la zone étirée "stretch zone", à l'ouverture de la fissure et la fissuration stable elle-même.



**Figure II.7 :** Courbe schématique "charge – déplacement" montrant les points de décharge obtenus avec différentes éprouvettes

**(2) Méthode des fissures profondes**

Cette technique se base sur la détermination du paramètre  $J$  à partir de l'énergie dépensée  $U$  (air sous la courbe charge - déplacement) par la relation suivante :

$$J = \eta \frac{U}{B(W - a_0)} \tag{II-21}$$

$\eta$  : Facteur de proportionnalité dépendant de  $a_0/W$  et du type d'éprouvette.

$B$  : Épaisseur de l'éprouvette.

$B(W - a_0)$  : Air du ligament initial.

$a$  : Longueur initiale de la fissure de fatigue

Le facteur de proportionnalité  $\eta$  peut s'écrire sous la forme suivante, recommandation ASTM:

$$\eta = 2 + 0,522 \left( 1 - \frac{a_0}{W} \right) \tag{II-22}$$

SUMPTER [39] a exprimé dans le cas des matériaux à comportement élastoplastique, le paramètre  $J$  sous la forme additive d'une composante élastique  $J_{e1}$  et d'une composante plastique  $J_{p1}$ .

$$J = J_{e1} + J_{p1} \tag{II-23}$$

La composante élastique  $J_{el}$  est identique au taux de restitution d'énergie  $G$ , ce qui permet de calculer cette composante directement à partir du facteur d'intensité de contrainte  $K$  par la relation :

$$J_{el} = G = \frac{K_1^2}{E} \quad (\text{II-24})$$

Par contre le calcul de la composante plastique  $J_{pl}$  peut s'effectuer suivant la méthode proposée par la norme ASTM :

$$J_{pl} = \eta_{pl} \frac{U_{pl}}{B(W - a_0)} \quad (\text{II-25})$$

Les procédures de teste ASTM recommandent, en déformations planes et pour un matériau ductile, la condition de validité suivante :

$$B, b_0 \geq 25 \frac{J}{\sigma_y} \quad (\text{II-26})$$

$b_0$  : Longueur du ligament initial

#### **II.1.3.4. Mesure de l'émoussement et de la croissance de la fissure**

Les Méthodes de mesure de l'émoussement et de la croissance de la fissure peuvent être classées en deux catégories :

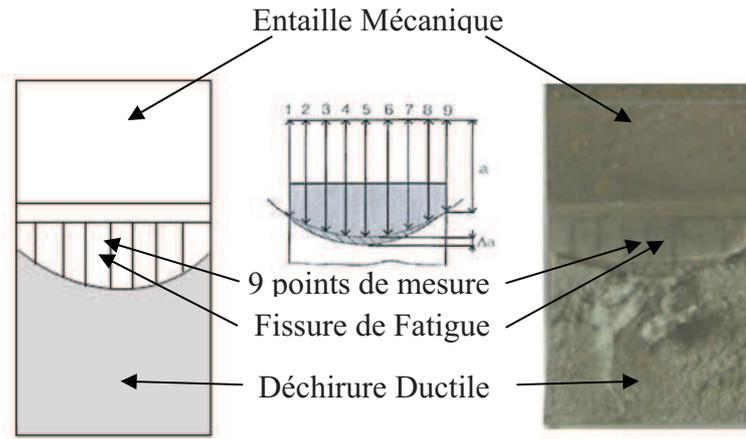
- méthode directe (méthode du chargement interrompu)
- méthode indirecte (méthode de complaisance, méthode électrique)

##### **(1) 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. Le principe de cette méthode consiste à soumettre ces éprouvettes à des chargements conduisant à des longueurs finales de fissure progressives.

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 :

Les mesures s'effectuent, à partir de la ligne de chargement, sur neuf points répartis dans l'épaisseur de l'éprouvette, figure II.8. La différence entre l'une des neuf valeurs et la valeur moyenne de  $a_0$  ne doit pas excéder 7 %.



**Figure II.8 :** Mesure de la profondeur de la fissure

### (2) Méthode des décharges partielles (méthode complaisance)

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

$$\frac{a}{w} = 1.000196 - 4.06319\mu + 11.242\mu^2 - 106.04\mu^3 + 464.335\mu^4 - 650.677\mu^5 \quad (\text{II-27})$$

Avec :

$$\mu = \frac{1}{[EBC]_1^2 + 1} \quad (\text{II-28})$$

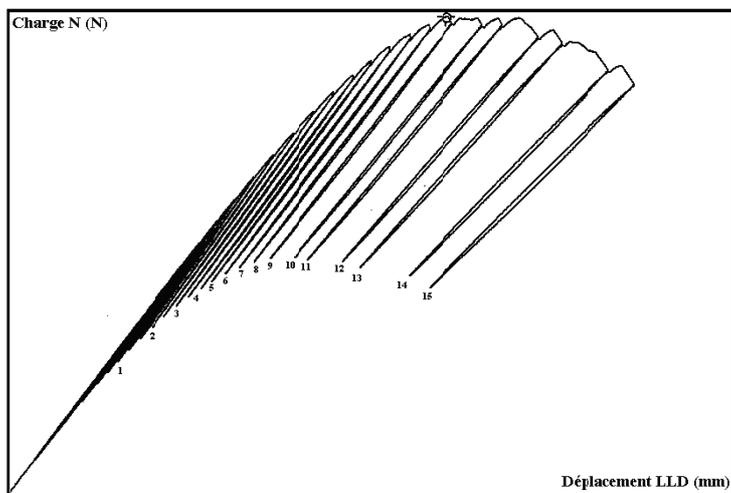
Où

- $C = \Delta d / \Delta P$  : 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 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  $\Delta a$ . 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 II.9 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 de la courbe et non la valeur initiale.



**Figure II.9 :** Principe de la méthode des décharges partielles  
(charge-déplacement)

## II.2. APPROCHE LOCALE DE LA DECHIRURE DUCTILE

### II.2.1. Introduction

La compréhension des mécanismes de ruine du matériau à l'échelle microscopique a permis de développer une approche prenant en compte l'endommagement calculé localement en pointe de fissure. Cette démarche, appelée approche locale, constitue une alternative totalement différente à d'autres approches puisqu'elle ne s'appuie pas sur une grandeur quantifiant l'énergie liée à la propagation mais cherche à modéliser la manière dont cette énergie est dissipée.

Cette approche, basée sur la connaissance des mécanismes microscopiques intervenant lors de la rupture nécessite le choix d'un modèle adéquat mettant en évidence les diverses phases de cette 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.

## II.2.2. Mécanisme de rupture par déchirure ductile

Les mécanismes d'endommagement sont habituellement divisés en trois étapes, figure II.10, qui sont :

- Amorçage de cavités à partir de la décohésion (la formation de cavités sur des particules).
- Croissance de ces cavités, contrôlée par la déformation plastique et la contrainte hydrostatique.
- Coalescence des cavités qui conduit à la rupture du matériau.

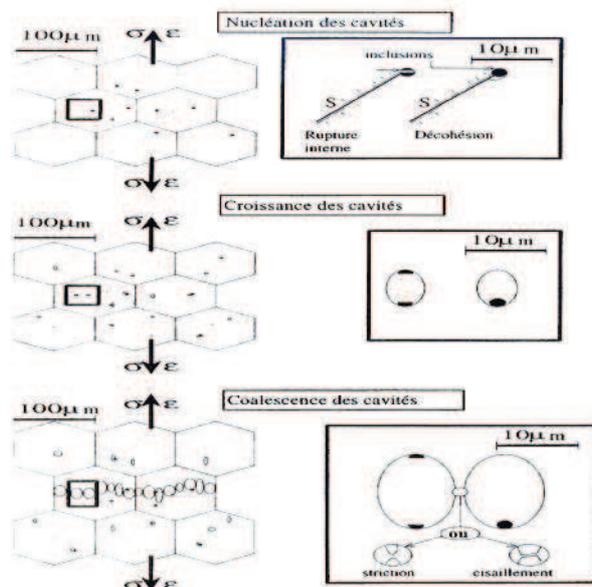


Figure II.10 : Mécanismes de la déchirure ductile

### II.2.2.1. Germination (nucléation) des cavités

Les inclusions et les particules de seconde phase sont en général à l'origine des cavités du fait de l'incompatibilité de déformation entre ces particules dures et la matrice métallique. L'amorçage est soit lié à la décohésion de l'interface entre ces particules et la matrice soit à la rupture de ces particules. DEVAUX et al [40] supposent que la contrainte interfaciale pour une particule cylindrique est à peu près égale à la somme de la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  et de la contrainte hydrostatique  $\sigma_m$ . La décohésion intervient lorsque celle-ci atteint une valeur critique  $\sigma_c$  :

$$\sigma_c = \sigma_m + \sigma_{eq} = \left( \frac{\sigma_{kk}}{3} \right) + \left( \frac{3}{2} S_{ij} S_{ij} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (II-29)$$

D'autres modèles existent, en particulier à partir de la modélisation de l'interaction dislocations-inclusions. Cependant, en général pour les matériaux qui nous intéressent (aciers de construction et inoxydables), cette phase est *négligée* dans les modélisations parce que

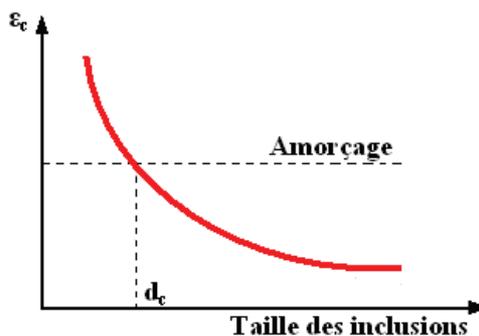
considérée comme étant instantanée. Dans le même matériau, cette phase dépend de la nature, de la forme et de la taille des inclusions.

Plusieurs critères ont été élaboration par des conditions de formation de cupules à partir de particules. Ces critères sont basés, soit sur la notion de contrainte critique soit sur le critère énergétique. F. Mudry [41] à récapitulé ces différents critères dans le tableau II.1.

Type de critère	Auteur	Formulation
Critère Énergétique	Brown et Stobbs	$\epsilon_{eq} > 3\gamma_{af} / \mu B$
	Tanaka Mori Nakamura	$\epsilon_{eq} \geq (B/r)^{1/2}$
Contrainte critique	Tanaka Mori Nakamura	$\sigma_c = \sigma_m + (E\epsilon_{eq}^{pl} / \delta)$
	Argon, Safoglu	$\sigma_c = \sigma_m + \sigma_{eq}$
	Argon	$\sigma_c = \sigma_m + k\sigma_{eq}$
	Brown et Stobbs	$\sigma_c = \sigma_m + \alpha\mu\sqrt{30b\epsilon_{eq} / r}$

**Tableau II.1 :** Différents critères germination des cavités

Les cavités prennent généralement naissance sur des inclusions. La germination est alors le résultat soit de la rupture de ces inclusions par clivage, soit de leur décohésion avec la matrice. En écrivant qu'à la germination la contrainte locale doit être au moins égale à la contrainte de rupture de l'inclusion et l'énergie libérée égale à l'énergie de rupture de l'inclusion, on obtient une déformation critique décroissante lorsque la taille des inclusions augmente, figure II.11.



**Figure II.11 :** Évolution de la déformation critique à l'amorçage de cavités

Dans la pratique, la taille critique  $d_c$  est de l'ordre de quelques microns, de telle sorte que pour la majorité des inclusions qui ont une taille supérieure, il suffit de se préoccuper du critère associé à la contrainte dans l'inclusion et à l'interface, égale à la contrainte de rupture. La condition d'amorçage s'écrit alors :

$$\sigma_d = \sigma_1 + \lambda(\sigma_{eq} - \sigma_Y) \tag{II-30}$$

$\sigma_1$  La plus grande contrainte principale

$\sigma_Y$	Limite d'élasticité
$\sigma_{eq}$	Contrainte équivalente au sens de Von Mises
$\lambda$	Facteur de forme

### II.2.2.2. Croissance des cavités

Cette étape correspond au phénomène d'augmentation de la taille des cavités sous l'action d'un écoulement plastique intense, accompagné parfois d'un amorçage des nouvelles cavités plus petites.

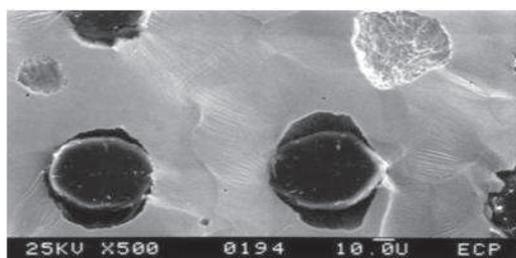
On peut distinguer deux mécanismes de croissance des cavités.

1. une phase de croissance qui commence par l'augmentation volumique de gros vides, dits de première population, provoquer par la déformation plastique, la forte concentration de contrainte, qui s'étend dans la matrice, atteint les petites inclusions voisines et provoque l'amorçage de nouvelles cavités plus petites dites de second population.

Catégorie	Dimension	Exemples
1 <sup>ère</sup> population	$\approx 100\mu\text{m}$ $\approx 10\mu\text{m}$	Sulfures de manganèse Oxydes d'aluminium
2 <sup>ème</sup> population	$\approx 1\mu\text{m}$	Carbures, précipités

**Tableau II.2 :** Catégories de cavités selon leur taille

2. Le deuxième mécanisme considère que la croissance des cavités est seulement piloté par l'écoulement plastique de la matrice métallique autour des grosses inclusions, et le vide conserve une forme sphéroïdale ou ellipsoïdale afin de minimiser l'énergie locale plastique figure II.12.



**Figure II.12 :** Croissance des cavités (Fonte GS GGG40, Dong, 1997)

### II.2.3. Modélisation de la déchirure ductile

Dans le domaine de transition fragile-ductile, l'évolution de la ténacité en fonction de la température et la dispersion de la ténacité n'est pas correctement prédite avec les modèles locaux de description du clivage.

En particulier les valeurs expérimentales basses sont sous estimées par les modèles. Des effets de la déchirure ductile, de la déformation plastique ou encore de la température sont invoqués pour expliquer les insuffisances des modèles de rupture par clivage.

Deux types de modèles locaux sont utilisés pour simuler le comportement à rupture du matériau dans le domaine de la transition fragile-ductile : les modèles couplés qui décrivent simultanément l'endommagement ductile et l'endommagement par clivage et les modèles non couplés qui reposent sur les modèles de clivage « aménagés ».

#### II.2.3.1. Modèles de croissance des cavités

##### (1) Modèle de croissance de cavités de Rice et Tracey

Rice et Tracey [5] considèrent une cavité sphérique de rayon  $R$  dans un massif infini, de comportement rigide parfaitement plastique sous un chargement axisymétrique obéissant au critère de plasticité de Von Mises, figure II.13. Ces auteurs proposent une relation entre la taille de cette cavité (via un rayon moyen) et les champs de contraintes et de déformations de la forme :

$$\frac{dR}{R} = 0,283 \cdot \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) \cdot d\varepsilon_{eq} \quad (\text{II-31})$$

La rupture est supposée intervenir lorsque la cavité atteint un rayon critique  $R_c$  défini par Beremin [42], et dans le cas du modèle de Rice et Tracey étendu à un matériau écrouissable, on obtient :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_{\varepsilon_{décohésion}^P}^{\varepsilon_{eq}^P} 0,283 \cdot \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^P \quad (\text{II-32})$$

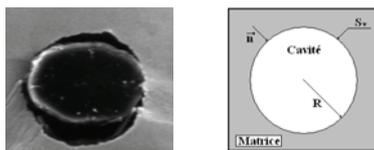


Figure II.13 : Cavité sphérique isolée

La triaxialité joue ici un rôle prédominant. Cette approche est dite « découplée » car le comportement mécanique du matériau n'est pas affecté par l'endommagement, qui peut être évalué en post-traitement des calculs numériques.

La coalescence apparaît lorsque le rapport  $R/R_0$  atteint une valeur critique  $(R/R_0)_c$ . Une relation similaire est proposée par Huang [53] pour les forts taux de triaxialité (à la constante  $x$  près, qui vaut 0.427). Pour un taux de triaxialité inférieur à 1, il propose une relation menant à des déformations à la rupture plus importantes que le modèle de Rice et Tracey :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon} 0,427 \left(\frac{|\sigma_m|}{\sigma_{eq}}\right)^{\frac{1}{4}} \exp\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^p \quad (II-33)$$

## (2) 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 [57, 58 et 59]. Cette méthodologie a été appliquée par :

- Marini et al [43], dans le cas des aciers contenant des particules d'alumine de différents diamètres, servant à initier les cavités ( $f_0 = 5 \cdot 10^{-3}$  et  $3 \cdot 10^{-2}$ ).
- Mudry [41] sur l'acier A 508 Cl 3 (fraction volumique d'inclusions de sulfures de manganèse  $f_0 = 3 \cdot 10^{-4}$ ).

La figure II.3, 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 :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \alpha \varepsilon_{eq}^p \exp\left(\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad (II-34)$$

La valeur  $\beta=1.5$  donnée par Rice - Tracey semble en bon accord avec les résultats expérimentaux de divers auteurs sur une plage de porosité allant de  $3 \cdot 10^{-4}$  à  $3 \cdot 10^{-2}$ . Par contre le coefficient  $\alpha$  dépend fortement de la fraction volumique initiale de vides : plus la fraction volumique est grande, plus la valeur de  $\alpha$  est importante \$ 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 [44] ont trouvé une valeur de 0.5 environ correspondant aux très faibles porosités. La différence constatée entre les valeurs expérimentales et théoriques du

coefficient a est attribuée à l'effet des interactions entre inclusions voisines et à la formation d'une seconde population de micro-cavités.

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 prises en considération.

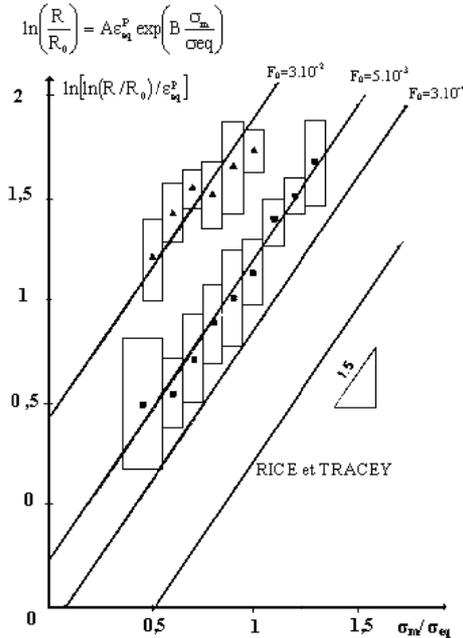


Figure II.14 : Dépendance de A vis-à-vis de la fraction volumique initiale de cavités

**(3) 2-3-1-3- Modèle de croissance de cavités de Mc Clintock**

Mc Clintock [3] calcule la croissance de cavités cylindriques dans un matériau parfaitement plastique non linéaire, 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 :

$$\frac{\dot{R}}{\varepsilon_{eq} R} = -\frac{1}{2} + \frac{\sqrt{3}}{2} \sinh \frac{\sigma_m \sqrt{3}}{\sigma_{eq}} \tag{II-35}$$

Cette loi a été étendue au cas d’une cavité ellipsoïdale dans un milieu tridimensionnel sous la forme:

$$\frac{\dot{R}}{R} = \frac{\varepsilon_{eq}^p \sqrt{3}}{2(1-n)} \sinh \frac{(1-n)\sigma_m \sqrt{3}}{\sigma_{eq}} \tag{II-36}$$

Où

n : le coefficient d’écrouissage du matériau

R : le rayon moyen de la cavité

### II.2.3.2. Modèles de décohésion locale

#### (1) Modèle de décohésion de Rousselier

Dans le cadre d'une approche thermodynamique des matériaux standards généralisés, Rousselier a développé une théorie en considérant l'endommagement comme une variable interne. Le modèle repose sur deux hypothèses principales :

- les variables d'écroutissage  $p$  et d'endommagement  $\beta$  sont des scalaires (hypothèse d'isotropie) ; les « forces » associées à  $p$  et  $\beta$  sont notées respectivement  $P$  et  $B$ ,
- le potentiel plastique  $F$  est de la forme :  $F = \sigma_{eq} / \rho + P(p) + B(\beta)g(\sigma_m)$

Avec  $\rho$  : rapport de la masse volumique actuelle sur la masse volumique initiale.

L'expression du potentiel plastique est alors la suivante :

$$F = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} - R(p) + \frac{\sigma_1 f_0 \exp(\beta)}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta)} D \exp\left(\frac{\sigma_m}{\rho \sigma_1}\right) = 0 \quad (\text{II-37})$$

(écroutissage)                      (endommagement)

Avec

$R(p)$  : contrainte d'écoulement du matériau non endommagé

$\beta$  : paramètre d'endommagement,  $\beta = p \exp(\sigma_m / \rho \sigma_1)$

$D$  : constante d'intégration comprise entre 1,5 et 2. Elle est considérée indépendante du matériau, du moins pour une faible porosité initiale,  $f_0 < 10^{-3}$ .

$\sigma_1$  : résistance de la matrice à la déchirure ductile. Généralement la contrainte  $\sigma_1$  est environ égale au 2/3 de la contrainte d'écoulement soit  $\sigma_1 = (R_{p0,2} + R_m)/3$ .

Ce potentiel est identique à celui de Von Mises lorsque la fraction volumique est nulle ( $f_0 = 0$ ). Le matériau perd toute résistance pour une porosité égale à 1. Pour accélérer la rupture, Howard et al. [45] ont défini une valeur de paramètre d'endommagement critique  $\beta_c$ , qui correspond à une valeur de porosité critique ( $f_c$ ) pour laquelle le matériau perdait toute résistance :

$$f^c = \frac{f_0 \exp(\beta^c)}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta^c)} \quad (\text{II-38})$$

En définitive, les paramètres du modèle sont au nombre de quatre: la constante d'intégration  $D$ , la résistance de la matrice à la déchirure ductile  $\sigma_1$ , la fraction volumique initiale de cavités  $f_0$  et la taille de maille qui représente le volume élémentaire représentatif. La taille de maille vaut usuellement (500  $\mu\text{m}$ ).

**(2) Modèle de décohésion de Gurson**

Gurson [54] à partir d'un modèle microstructural définit pour différentes géométries de microcavités des potentiels plastiques. Dans son approche, la matrice est rigide et parfaitement plastique. Pour des cavités sphériques il montre que le potentiel plastique ( $\phi$ ) a pour expression :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cdot \cosh\left[\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right] - [1 + f^2] = 0 \quad (\text{II-39})$$

Avec

$f$  : fraction volumique de cavité

$\sigma_0$  : contrainte d'écoulement de la matrice

Pour une porosité nulle ( $f=0$ ), le potentiel se réduit au potentiel de Von Mises. Pratiquement, ce modèle surévalue la ductilité, ce qui est attribué au fait que l'interaction entre les cavités n'est pas prise en compte. Pour tenir compte de cette interaction, Tvergaard [56] estime qu'une meilleure représentation est obtenue si on introduit dans le potentiel de Gurson trois paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cdot q_1 \cdot \cosh\left[\frac{3}{2} \cdot \frac{q_2 \sigma_m}{\sigma_0}\right] - [1 + q_3 f^2] = 0 \quad (\text{II-40})$$

Avec l'appui de calculs par éléments finis, Tvergaard aboutit aux valeurs suivantes des paramètres  $s$  :  $q_1 = 1,5$  ;  $q_2 = 1$  et  $q_3 = q_1^2$  ce qui revient à multiplier la proportion des cavités par  $q_1$ . Récemment Perrin et Leblond [55] ont montré que le paramètre  $q_1$  est fonction de la porosité  $f$ . Pour une porosité tendant vers 0, le paramètre  $q_1$  est égal à  $4/e$ .

Mais si ce modèle décrit convenablement le comportement global, il ne peut rendre compte de l'accélération de la déformation qui se produit juste avant la coalescence des cavités. Tvergaard et Needleman [47] introduisent ainsi une fraction volumique effective:

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f^* \cdot q_1 \cdot \cosh\left[\frac{3}{2} \cdot \frac{q_2 \sigma_m}{\sigma_0}\right] - [1 + q_3 f^{*2}] = 0 \quad (\text{II-41})$$

La fonction  $e$  veut représenter l'étape de la coalescence des cavités pour des matériaux avec des fractions volumiques faibles :

$$f^* = \left\{ \begin{array}{ll} f^* = f & f \leq f_c \\ f^* = f_c + \delta(f - f_c) & f > f_c \end{array} \right\} \quad \text{avec } \delta = \frac{f_u - f_c}{f_F - f_c} \quad (\text{II-42})$$

$\delta$  représente la pente « d'accélération » de la croissance de porosité.  $f_c$  est la valeur du début de la coalescence,  $f_F$  correspond à la porosité pour laquelle le matériau perd toute résistance. Pour  $f^*$  égale à  $1/q_1$ , on montre que la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  est nulle.

Les paramètres du modèle de Gurson sont au nombre de cinq : la porosité initiale ( $f_0$ ),  $\delta$ ,  $q_1$ ,  $q_2$ , et la taille de maille qui définit le volume élémentaire représentatif.

Avec les modèles couplés, comme ceux de Rousselier et de Gurson, il n'est pas nécessaire de définir une valeur critique de la variable d'endommagement pour obtenir l'amorçage et ensuite la propagation de la fissure. L'amorçage et la propagation se produisent naturellement lorsque l'adoucissement dû à la croissance des cavités l'emporte sur l'écrouissage du matériau. Il en résulte une instabilité mécanique qui se traduit notamment par un effondrement des contraintes transmises par la zone fortement endommagée.

## **Chapitre III**

# **Étude expérimentale**

### III.1. INTRODUCTION

Plusieurs travaux récents, ont montré que Les joints soudés sont toujours des zones privilégiées pour l'apparition des défauts et l'exigence en termes de sécurité, pour ce type d'installations, rend donc indispensable l'étude de la rupture dans ces composants. Les concepts de la mécanique de la rupture et plus particulièrement les approches globales telle que l'intégrale J de Rice, sont utilisées pour analysé la nocivité des défauts dans les assemblages soudés.

Le but de ce travail est d'étudier les différents paramètres (liés aux caractéristiques mécaniques des matériaux, à la géométrie du joint soudé et à la géométrie de l'éprouvette) qui interviennent en même temps, pour expliquer les phénomènes de la déchirure ductile et apporter une contribution à l'étude de cette déchirure dans un joint soudé afin de développer une méthode d'analyse adaptée à ce type de jonction. Pour une meilleure compréhension des processus conduisant à la déchirure ductile des structures soudées, nous avons entamé deux axes :

- l'étude des différents paramètres pour expliquer l'influence du phénomène de mis-matching sur la ténacité du joint soudé. Cette partie va permettre de déterminer expérimentalement les caractéristiques mécaniques, ainsi que les résistances à la fatigue à la température ambiante, du métal de base et du métal fondu prélevés à partir d'un joint soudé réalisé dans des conditions représentatives des fabrications industrielles.

Pour les différentes parties des essais mécaniques permettant la caractérisation des matériaux (essais de traction) ont été réalisés. Ces essais ont pour objectif la détermination des lois de comportement pour chaque configuration.

- la vérification de deux approches de la mécanique de la rupture : une approche globale (J, CTOD) et une approche locale (R/R0). Trois aspects ont été abordés : une étude bibliographique, une étude expérimentale et une simulation numérique. L'étude expérimentale va permettre de déterminer les caractéristiques mécaniques, ainsi que les résistances à la déchirure ductile à la température ambiante, 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. 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 permet de vérifier :

- L'influence des caractéristiques mécaniques du métal de base, dans le cas d'un taux d'overmatching important, sur le comportement global de ce type de structures (les évolutions de la charge, de l'intégrale J, du CTOD, des zones plastiques, ...).
- La sensibilité du taux de croissance des cavités R/R0 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.

## III.2. ÉTUDE EXPERIMENTALE

Nôtre étude porte sur l'acier A48AP utilisé pour la fabrication des citernes à gaz et les circuits vapeur vive principal VVP. Les procédés de soudage utilisés sont, le soudage manuel à l'électrode enrobée (EE) et le soudage automatique à l'arc (FF).

### III.2.1. Essais de traction

Les essais de traction ont été conduits au laboratoire LML (Laboratoire de Mécanique de Lille), pour la détermination des caractéristiques conventionnelles et rationnelles de traction dans les trois zones constituant le joint soudé (MB - ZAT - MF), les essais ont été effectués à température ambiante, sur des éprouvettes prélevées conformément aux normes AFNOR A03-151 et A03-351. De manière à pouvoir réaliser des essais en pleine épaisseur dans la ZAT, il était nécessaire de réaliser des joints en K en plus des joints en X. Les tôles sont découpées et positionnées de façon à ce que la soudure soit perpendiculaire au sens du laminage.

➤ Éprouvettes cylindriques de section droite circulaire de diamètre:

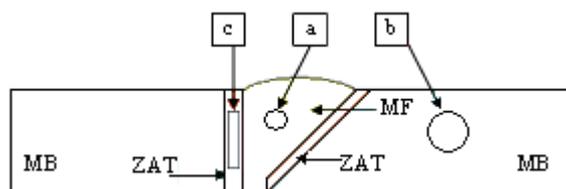
6mm pour (Métal Fondu MF)

10mm pour (Métal de Base MB)

➤ Eprouvettes prismatiques dans la (Zone Affectée Thermiquement ZAT), figure III.1.

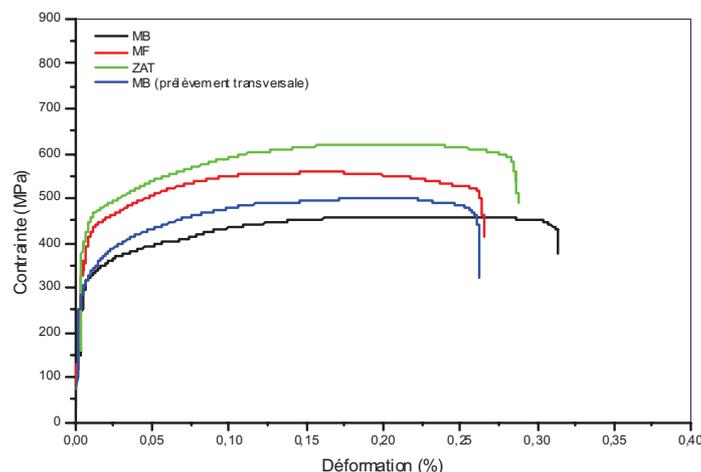
Ces essais ont été conduits sur une machine universelle d'essai électro-hydraulique asservie IBERTEST de capacité 4000 daN en statique et 3300 daN en dynamique.

- 12 mm/s pour la détermination de R0,2 (contrôle déformation)
- 0,5 mm/min pour la courbe rationnelle
- 25 mm/min pour la détermination de Rm (contrôle déplacement)

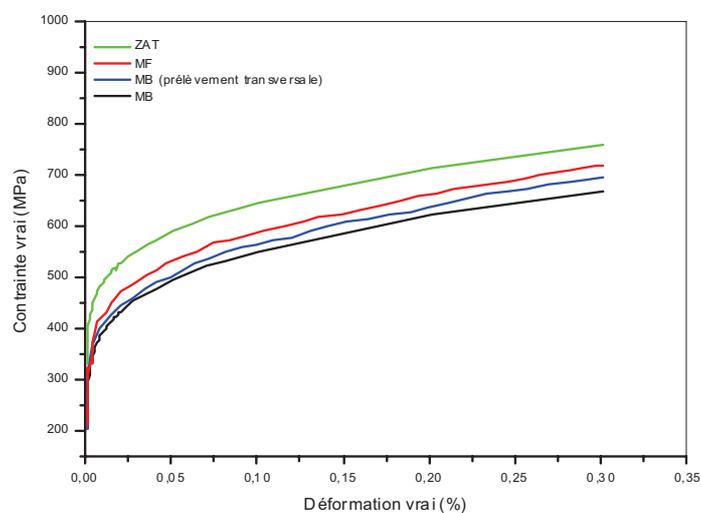


**Figure III.1 :** Schéma du sens de prélèvement des éprouvettes

Pour éviter la dispersion sur les mesures de la limite conventionnelles d'élasticité, les essais n'ont pas été conduits en contrôle automatique de la vitesse d'allongement mais en contrôle manuel du déplacement du vérin de la machine d'essai. Les résultats de ces essais sont donnés dans le tableau III.1 et les figures III.2 et III.3. La limite d'élasticité dans la ZAT est nettement supérieure à la limite d'élasticité dans les autres zones du joint de soudure. En ce qui concerne la résistance à la traction du métal de base elle est plus faible que dans les deux autres zones.



**Figure III.2 :** Courbe conventionnelles de traction des différentes éprouvettes



**Figure III.3 :** Courbe rationnelle de traction des différentes éprouvettes

Matériaux	Propriétés mécaniques				
	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	k	n
Métal de Base (MB)	325	660	30	980	0,401
Zone Affectée Thermiquement (ZAT)	445	760	40	836	0,302
Métal Fondu (MF)	420	720	35	1009	0,508

**Tableau III.1** : Propriétés mécaniques des trois zones

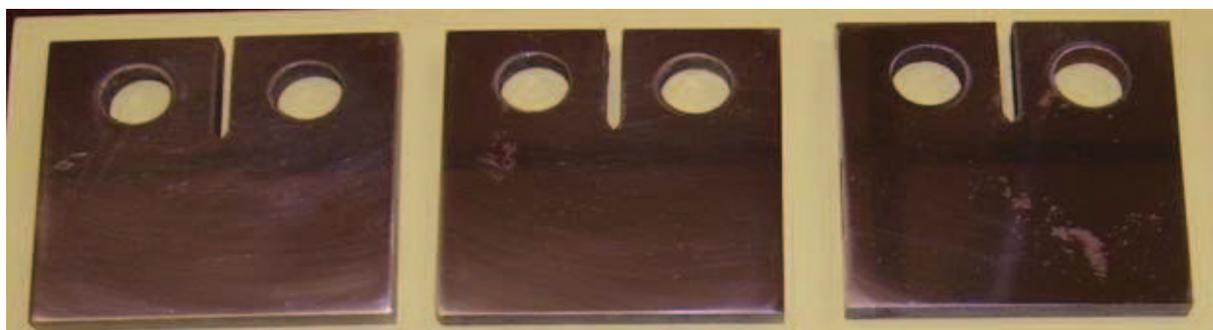
Nous constatons que toutes les valeurs de la limite apparente d'élasticité et de la résistance à la traction sont supérieures aux valeurs minimales garanties (données constructeur). On observe généralement une limite conventionnelle et rationnelle d'élasticité, supérieur dans la ZAT à celle du métal de base MF qui est supérieur à celle du métal de base.

### III.2.2. Essais de fatigue

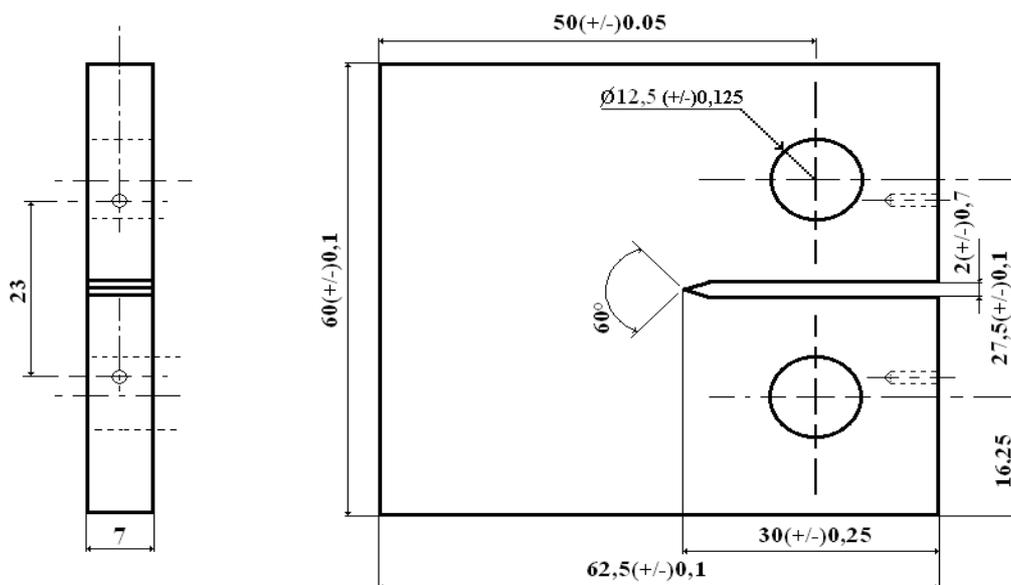
#### III.2.2.1. Expérimentation

##### a- Éprouvettes utilisées

Les essais de fissuration ont été effectués sur des éprouvettes CT50 d'épaisseur 07 mm, figure III-4, conformes à la norme ASTM-E-647, dont les dimensions sont données par la figure III.5.



**Figure III.4** : Éprouvettes CT50 utilisés pour les essais de fissuration



**Figure III.5 :** Schéma et dimensions des l'éprouvettes CT50

### b - Conditions des essais et instrumentation

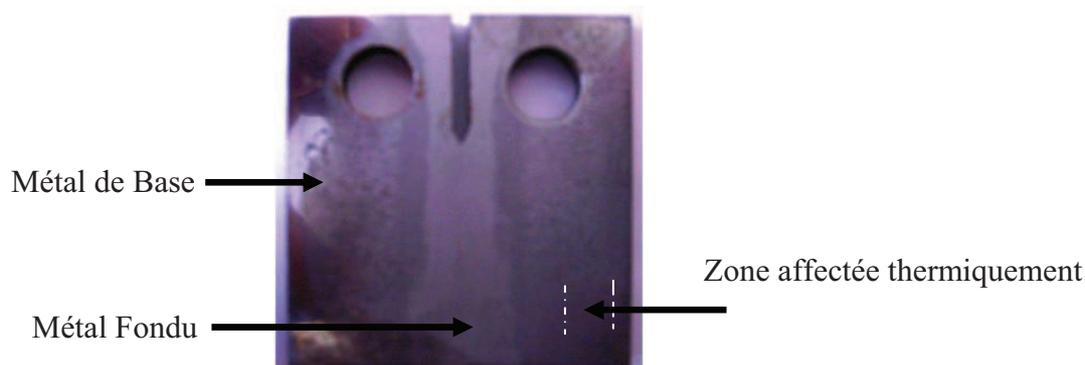
Les essais de fissuration ont été effectués à l'université de Sidi Bel Abbés, sur une machine électro-hydraulique asservie INSTRON de capacité 100 KN en statique et en dynamique, figure III.6.



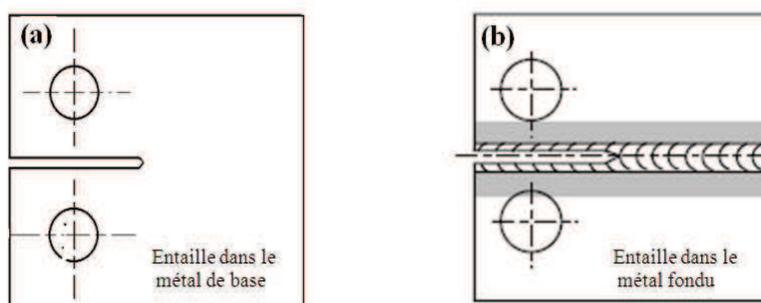
**Figure III.6 :** Vue d'ensemble du système d'essai de mesure et d'acquisition

Les essais ont été conduits à l'air ambiant et pour une même valeur de rapport de charge  $R$  à une fréquence nominale de 25 Hz sur des éprouvettes contenant les trois zones (III-7 et8).

Les éprouvettes utilisées ont été polies mécaniquement au papier et sollicitées dans le sens TL.



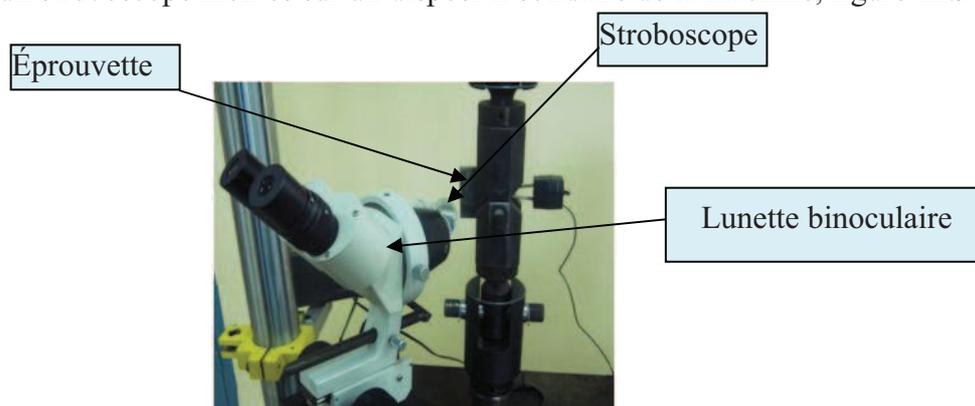
**Figure III.7 :** Morphologie des différentes zones d'un cordon de soudure



**Figure III.8 :** Représentation Schématique des entaillages

**c - Suivi de la fissure**

La mesure de la longueur de fissure a été effectuée à l'aide d'une lunette binoculaire optique grossissante et un stroboscope montés sur un dispositif solide de la machine, figure III.9.



**Figure III.9 :** Système (Loupe binoculaire – Stroboscope) utilisé pour le suivi de fissure

**d - Méthode de calcul de la vitesse de fissuration**

Pour traiter les données expérimentales, nous avons mis en œuvre un programme faisant intervenir un lissage de la courbe  $a = f(N)$  en se basant sur une méthode polynomiale

incrémentale utilisant le lissage d'une série de points successifs par un polynôme dont la croissance est monotone dans cet intervalle. L'équation de la courbe lissée est de la forme :

$$a_i = b_0 + b_1 \left( \frac{N_i - C_1}{C_2} \right) + b_2 \left( \frac{N_i - C_1}{C_2} \right)^2 \quad (\text{III-3})$$

$b_0$ ,  $b_1$  et  $b_2$  : Paramètres de régression déterminés par la méthode des moindres carrés dans un intervalle de sept points.

Les paramètres  $C_1$  et  $C_2$  sont utilisés pour normaliser les données.

$$C_1 = \frac{1}{2} (N_{i-3} + N_{i+3}) \quad (\text{III-4})$$

$$C_2 = \frac{1}{2} (N_{i+3} - N_{i-3}) \quad (\text{III-5})$$

La vitesse de fissuration au point  $a_1$  est obtenue à partir de la dérivée de la première expression.

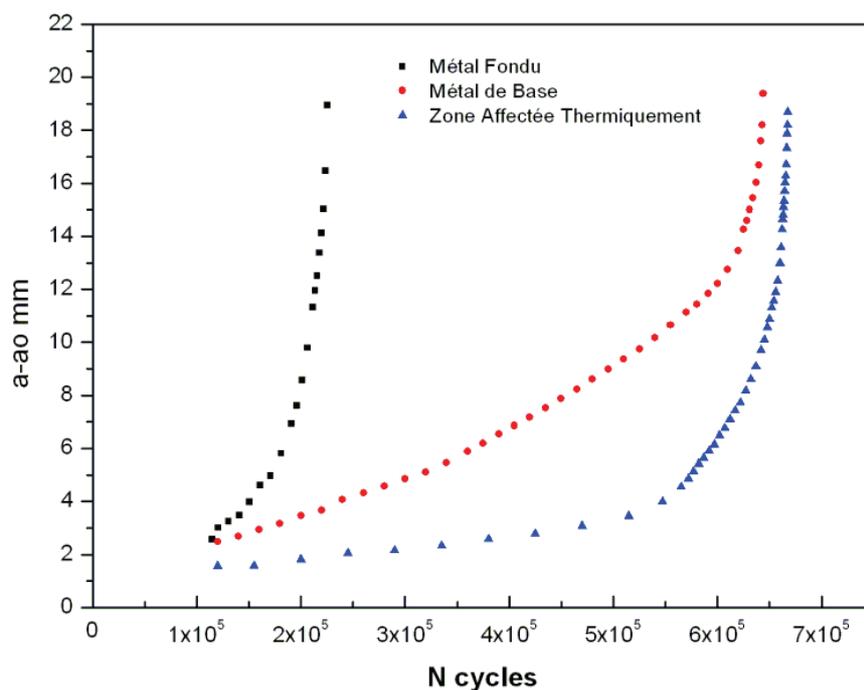
$$\frac{da}{dN} = \frac{b_1}{C_2} + 2b_2 \left( \frac{N_i - C_1}{C_2} \right) \quad (\text{III-6})$$

### III.2.3. Résultats et discussions

#### III.2.3.1. Avancée de fissures

Les résultats obtenus pour les différentes éprouvettes possédant une entaille mécanique traversant l'épaisseur de la tôle et située dans les trois zones, à savoir le Métal Fondu (MF), le Métal de Base (MB) et la Zone Affectée Thermiquement (ZAT), sont représentés sur la figure (III-10).

Nous observons que la Zone Affectée Thermiquement est plus résistante et atteint une valeur critique au delà de  $4.5 \times 10^5$  cycles, que le Métal Fondu ne présente aucune résistance et atteint une valeur critique juste après son amorçage et que le Métal de Base présente un comportement intermédiaire.



**Figure III.10 :** Évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les trois zones étudiées

### III.2.3.2. Vitesses de propagation

Les essais de fissuration ont été effectués pour le matériau dans les trois zones, dans le domaine des vitesses comprises entre  $10^{-5}$  et  $10^{-3}$  mm/cycle à l'air ambiant et avec un rapport de charge,  $R=0,1$ . Les valeurs de  $\Delta K$  varient de :

- 17 à 48 MPavm dans le Métal Fondu (MF)
- 16 à 46 MPavm dans le Métal de Base (MB)
- 21 à 52 MPavm dans la zone Affectée Thermiquement (ZAT)

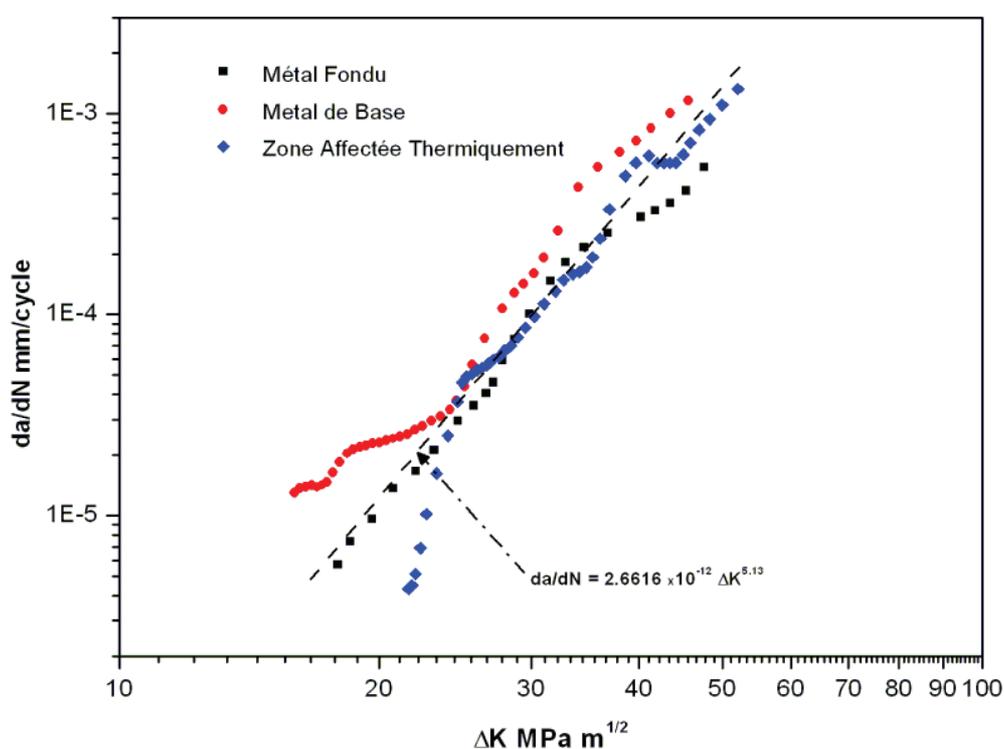
Les données expérimentales ont été traitées par la méthode polynomiale incrémentale utilisant le lissage d'une série de points successifs par un polynôme dont la croissance est monotone dans cet intervalle (Norme ASTM). Afin de comparer plus clairement et de manière plus systématique l'évolution de la vitesse de fissuration dans les trois zones, nous avons choisi de les représenter  $\text{Log}(da/dN) = f(\text{Log}(\Delta K))$  par leurs droites de régression linéaire en utilisant la méthode des sept points car la méthode de la sécante donne beaucoup de dispersions de points.

Nous remarquons que les courbes présentent une allure quasi rectiligne sur une grande partie du domaine exploré, pouvant être présentée par une loi de PARIS de la forme :

$m$ , l'exposant de Paris est de l'ordre de 5,13 pour les 3 zones.

Sur la figure (III-11), nous remarquons qu'à même niveau de  $\Delta K$ , on observe généralement une vitesse de fissuration  $da/dN$  inférieure dans la ZAT à celle du métal fondu qui est à son tour inférieure à celle du métal de base. Nous constatons aussi que l'écart entre ces vitesses diminue lorsque  $\Delta K$  augmente. Ce même phénomène est rencontré dans le cas des aciers austénitiques et des aciers ferritiques. Pour ces deux types d'aciers cette réduction de vitesse s'accompagne généralement d'une déviation de la fissure de son plan initial vers le métal de base.

Pour notre acier au carbone A48AP aucune déviation de la fissure de son axe de propagation n'est remarquée, ce qui nous incite à croire que la soudure a été soignée et le choix du métal d'apport qui présente une limite d'élasticité inférieure à celle du métal de base était adéquat.



**Figure III.11 :** Évolution de la vitesse de fissuration en fonction de  $\Delta K$  pour les cas étudiés

### III.2.3.3. Évolution des paramètres énergétiques

#### Évolution de l'énergie Q en fonction de $\Delta K$

À différents niveaux de  $\Delta K$ , la fréquence d'essai est réduite à 0.05 Hz et nous représentons l'ouverture de fissure  $d$  en fonction de la charge  $P$ . La figure(III-12) représente l'évolution de l'énergie hystérétique  $Q$  dissipée pendant un cycle en fonction de  $\Delta K$  pour un rapport de charge  $R=0,1$  et dans les trois zones étudiées (MB – ZAT – MF). Cette énergie est déterminée par une intégration numérique des cycles ( $P$ -  $d$ ) de la figure(III-13), son expression est

obtenue en calculant l'aire de cette boucle obtenue par acquisition et traitement à l'aide d'un programme écrit sous LABVIEW. L'avantage de ce programme est de pouvoir faire l'estimation de cette énergie hystérétique pour les faibles valeurs de  $\Delta K$ . Nous remarquons que Q augmente quand  $\Delta K$  augmente pour les trois zones étudiées.

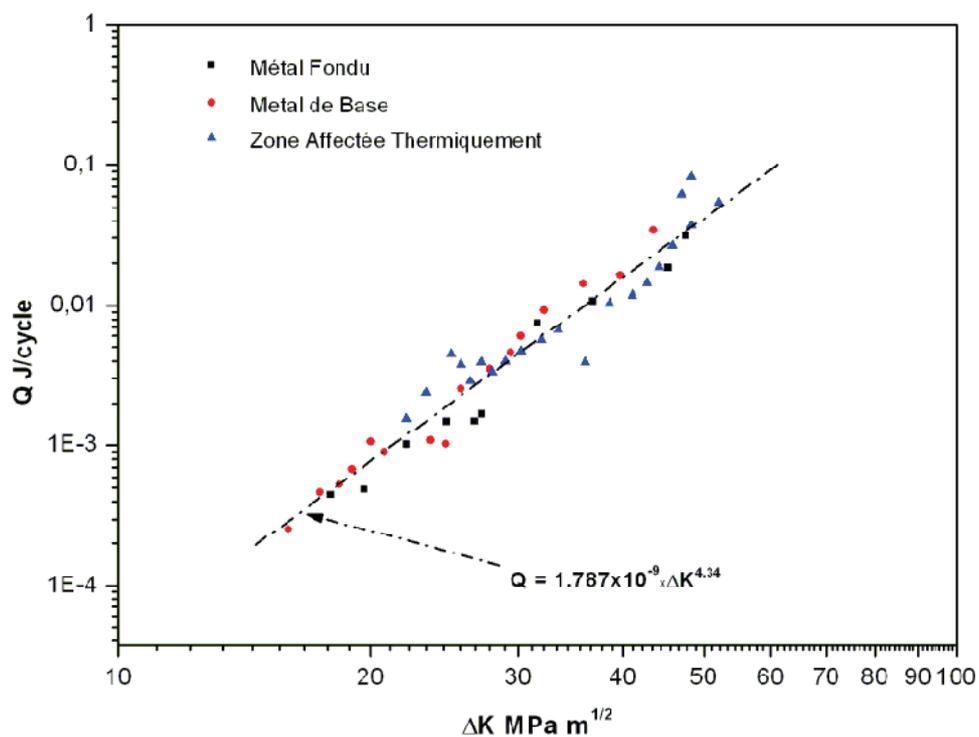


Figure III.12 : Évolution de l'énergie hystérétique en fonction de  $\Delta K$

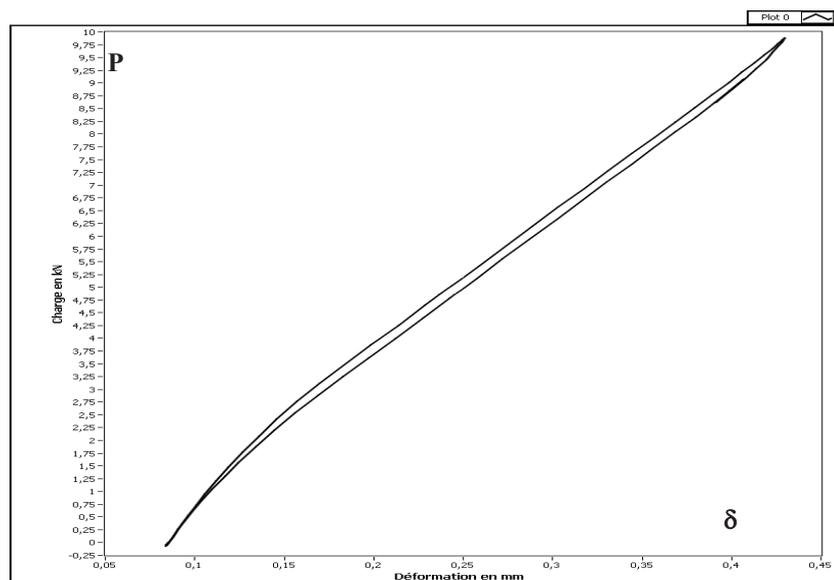
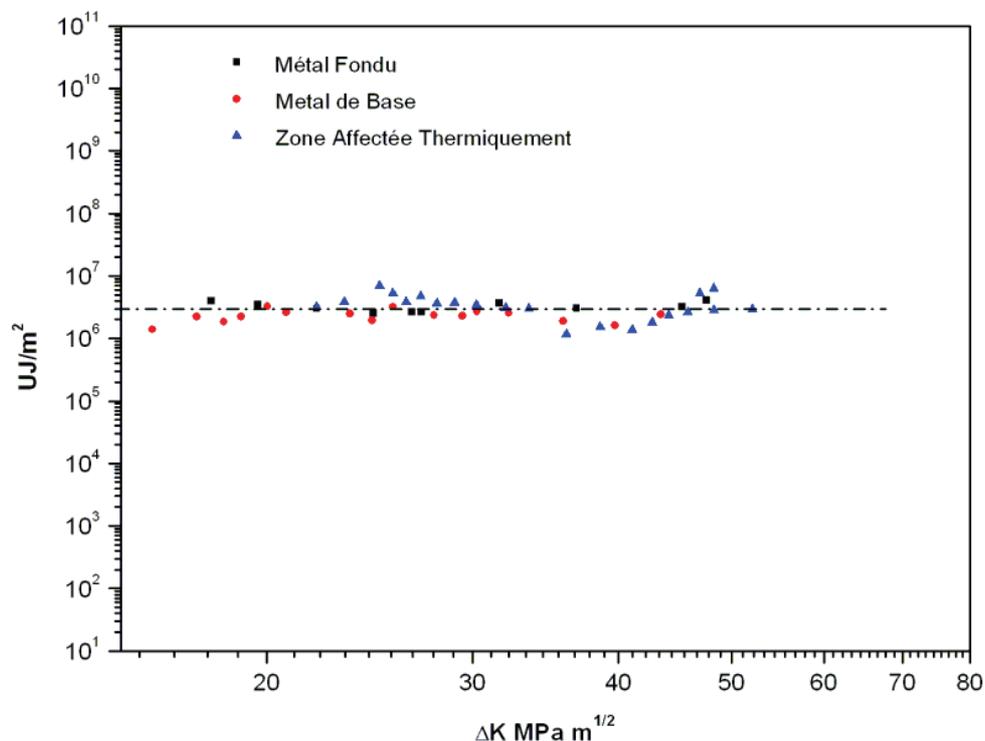


Figure III.13 : Boucle d'hystérésis pour la mesure de l'énergie

### Énergie spécifique U en fonction de $\Delta K$

La figure (III-14) représente l'évolution de l'énergie spécifique U, dépensée par cycle, en fonction de  $\Delta K$  pour un rapport de charge  $R=0,1$ , dans les trois zones étudiées (MB – ZAT – MF). Cette énergie est donnée par :



**Figure III.14 :** Évolution de l'énergie spécifique en fonction de  $\Delta K$

Nous constatons que cette énergie spécifique U est constante par rapport à  $\Delta K$  pour les différentes zones du joint de soudure étudié avec une valeur moyenne de :  $3 \times 10^6$  J/m<sup>2</sup>. Ces résultats sont en accord avec les travaux de Kikukawa [24], Ranganathan [22], et Benguediab [48] où ils considèrent que le travail hystérique est essentiellement dissipé dans la zone plastifiée et que dans le cas où les phénomènes de fermeture sont importants, il est envisageable qu'une partie de l'énergie U est dissipée dans la zone située dans le sillage plastifié le long du front de fissure. Ils ont constaté aussi qu'au delà d'une valeur de  $\Delta K$  appelée  $\Delta K_{cr}$ , la valeur de U est constante est indépendante du rapport R et de l'environnement.

#### *III.2.3.4. Essais de résistance à la déchirure ductile*

Les essais de la déchirure ductile sont réalisés sur une machine d'essai servohydraulique ayant une capacité maximal de 400 kN, piloté en asservissement de position figure III.15. Ces essais ont été effectués à l'air ambiant dans les trois zones constituant le joint de soudure (MB, ZAT et MB), sur des éprouvettes prélevées dans l'orientation TL du joint. La géométrie

d'éprouvette utilisée pour ces essais et du type SENB50 (flexion trois points de section Bx2B), figure III.16.



Figure III.15 : Machine d'essai servohydraulique (Instron)

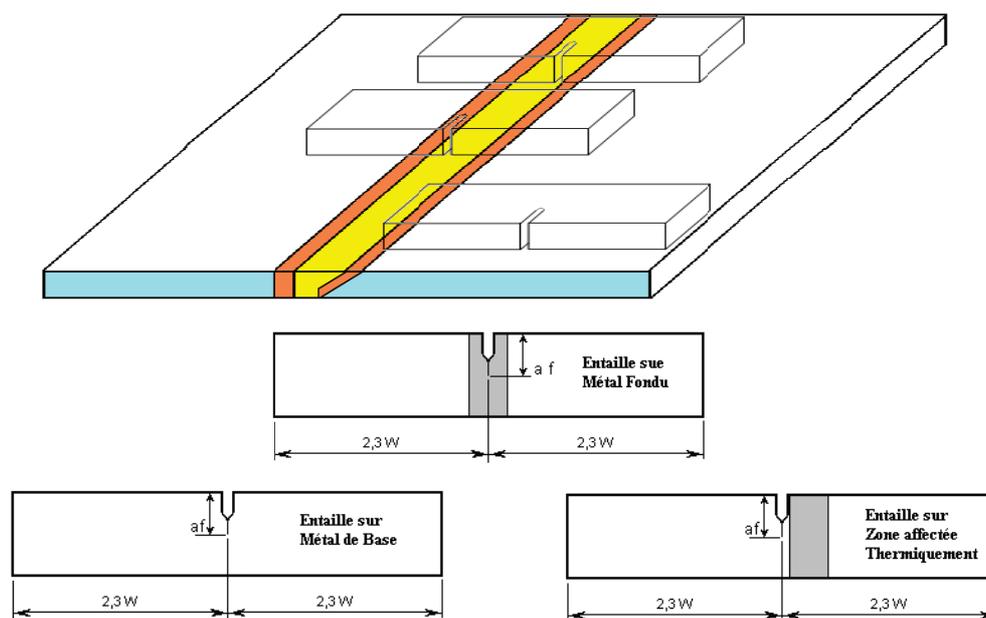


Figure III.16 : Schéma du sens de prélèvement des éprouvettes SENB

Les éprouvettes sont préalablement fissurées par fatigue à la température ambiante jusqu'à ce que la profondeur relative de la fissure atteigne la valeur ( $a_0/W$ ) comprise entre 0,45 et 0,75. En raison des difficultés rencontrées pour obtenir un front de pré-fissurée rectiligne sur les éprouvettes (présentant l'entaille sur le métal fondu MF), du fait de présence des contraintes résiduelles de soudage, certaines de ces éprouvettes ont été précomprimées. Aucune difficulté

de ce type n'a été rencontrée lors de la préfissuration des éprouvettes prélevées dans le métal de base (MB) et la (ZAT).

Les essais de mesure de la résistance à la déchirure ductile ont été effectués selon la méthode des déchargements partiels, conformément à la procédure décrite dans la recommandation . Les éprouvettes sont soumises à un effort de traction contrôlé par un extensomètre à bras, qui impose une vitesse constante d'ouverture d'entaille de 0,4 mm/min.

La figure III.17 présente les séquences de chargement/déchargement de la charge (F) sur l'éprouvette par rapport au déplacement du point de la charge (LPD), mesuré par la jauge de déplacement d'ouverture de fissure (COD).

Les remarques que l'on peut faire à l'examen de ces courbes sont les suivantes :

- ✓ Une instabilité plastique limitée se produisant après le maximum de la courbe de chargement pour le cas de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT).
- ✓ Absence du palier ductile d'où l'existence d'une forte hétérogénéité structurale, ce qui conduit à des caractéristiques de rupture fragile.
- ✓ Présence d'une ductilité, noter la présence d'un palier ductile d'où l'existence d'une homogénéisation structurale, ce qui conduit à des caractéristiques de rupture ductile dans le (MF).
- ✓ Présence de «pop-in» à la charge maximale dans le Métal Fondu, et cela après l'opération de pré compression de la pointe de fissure pour éliminer les contraintes résiduelles.
- ✓ Dans le Métal de Base, il faut noter que les charges maximales atteintes, dans les différents essais, sont pratiquement identiques et les courbes présentent la même allure générale. Le palier ductile à la charge maximale est faible, d'où l'existence d'une homogénéisation structurale.

La figure III.18 illustre L'évolution de l'intégrale de J par rapport à l'extension de la fissure ( $J-\Delta a$ ). Les points de données sont tracés depuis le début de l'essai, mais seuls les points de données situés entre les lignes d'exclusion de 0,2 mm et 1,5 mm sont considérés être valides. JIC est déterminé au point où la courbe de loi à puissance coupe la ligne de décalage de 0,2 mm (norme E318 de l'ASTM). Les remarques que l'on peut faire à l'examen de ces courbes sont les suivantes :

- ✓ Les valeurs les plus faibles du paramètre  $J_{0.2}$  obtenues sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en ZAT. Par contre les valeurs les plus élevées sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en métal fondu.
- ✓ On constate alors que la ténacité est trois fois plus importante que dans le cas de la ZAT.

✓ Le métal de base présente une ténacité, exprimée par  $J_{0,2}$  d'environ 80 kJ/m<sup>2</sup>. Dans une étude antérieure réalisée sur le même acier, mais à une température élevée environ 300°C, Al RASSIS [49] trouve une valeur de 40 kJ/m<sup>2</sup> environ, donc pratiquement la moitié.

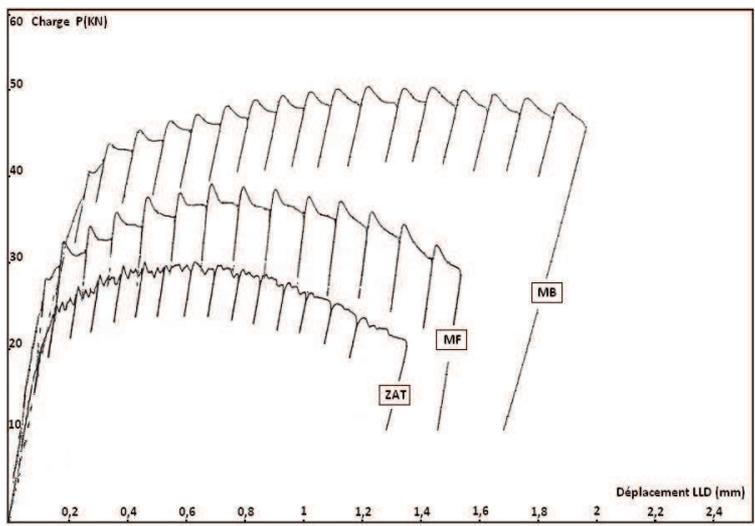


Figure III.17 : Courbe Force - Déplacement pour les trois zones étudiées

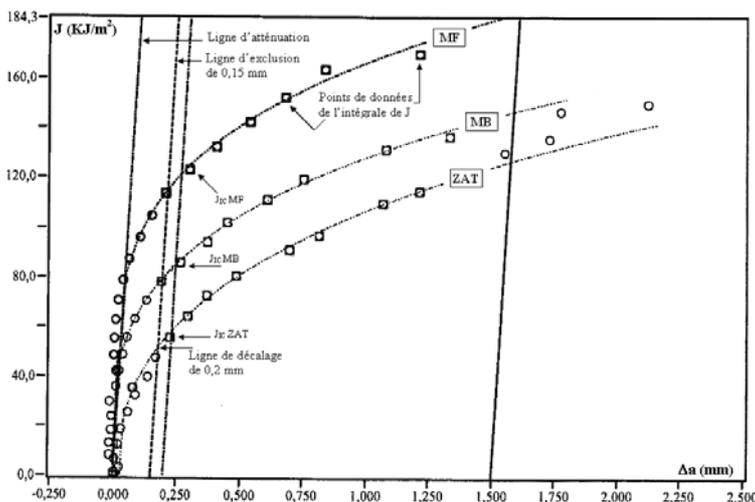


Figure III.18 : Courbe J- $\Delta a$  pour les trois zones étudiées

## **Chapitre VI**

# **Modélisation numérique**

## IV.1. INTRODUCTION

Dans cette partie, une approche numérique a été réalisée dans le but de simuler les essais de déchirure ductile d'un matériau et de prédire la direction probable d'une fissure. Nous allons également évaluer numériquement l'intégrale J de manière à la comparer aux évaluations expérimentales du paramètre J.

Cette partie est consacrée à la modélisation de la rupture de l'acier (A48 AP), en utilisant le modèle découplé de Rice – Tracey, qui est actuellement le plus employé dans la littérature et il constitue un panel assez représentatif de l'ensemble des modèles existants.

## IV.2. HYPOTHESES DE TRAVAIL

Les simulations des essais de rupture mis en œuvre expérimentalement ont été réalisées à l'aide du code éléments finis "ANSYS V.11". L'analyse est faite en déformations planes, nous avons choisi de mener une première approche numérique en introduisant une loi de comportement élastoplastique. Par conséquent, de manière à simuler un essai de déchirure mené à une vitesse d'étirement donnée, nous introduisons la relation contrainte vraie – déformation vraie obtenue lors des essais de traction.

## IV.3. EVALUATION NUMERIQUE DE L'INTEGRALE J

### IV.3.1. Détermination de J par l'intégration de surface

Dans le code éléments finis ANSYS, le paramètre J est évalué en utilisant l'intégrale de surface dérivée de l'intégrale de contour de Rice. L'intégrale J de contour peut s'exprimer de la manière suivante :

$$J = \int_{\Gamma} \left( W n_s - \sigma_{ij} n_i \frac{\partial u_j}{\partial x_s} \right) v_s ds \quad \text{IV.1)}$$

Où  $v_s$  est un vecteur unitaire dans la direction d'avancée de fissure,

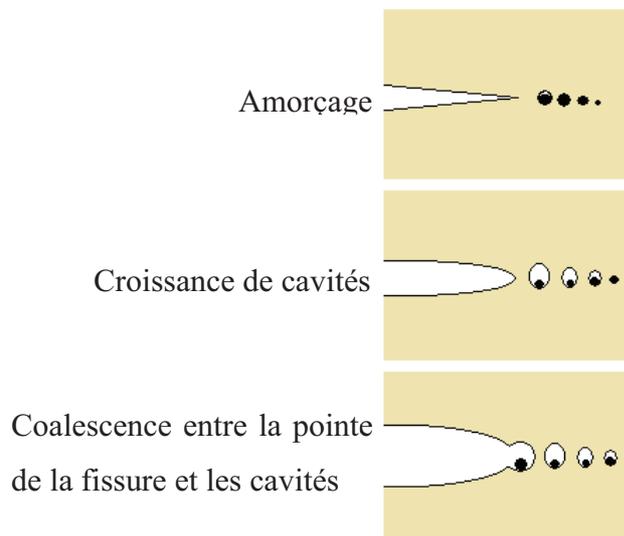
$n_i$  Est la normale à  $\Gamma$ ,

$W$  est la densité d'énergie de déformation.

## IV.4. CALCUL DU TAUX DE CROISSANCE DES CAVITÉS (R/R<sub>0</sub>)

Schématiquement, la propagation de fissure correspond à la coalescence de cavités successives comme le propose la figure IV.1. D'où l'idée d'utiliser ces modèles de croissance

de cavités pour simuler la propagation de fissure. Pour ce faire, il a fallu lier la taille de maille à la distribution inter-inclusionnaire. La distance moyenne entre 2 points de Gauss doit correspondre à la distance inter-inclusionnaire. Cette condition fait de la taille de maille  $\lambda$  un dernier paramètre à déterminer pour utiliser ces modèles d'approche locale.



**Figure IV.1 :** Mécanisme de la propagation en déchirure ductile

De nombreux travaux de ce type sont proposés dans la littérature à partir du modèle de Rice et Tracey. Parmi les précurseurs dans ce domaine, D'Escatha et Devaux [50] proposent un critère de rupture prenant en compte la taille des cavités (via leur rayon  $R$ ) et la distance entre deux cavités voisines. Soit  $R_0$  et  $l_0$  les valeurs initiales de ces deux paramètres.  $R$  évolue au cours du chargement suivant la relation de Rice et Tracey et  $l$  est donné par la relation :

$$l = \min_i (l_0 \cdot e^{\varepsilon_i}) \quad (\text{IV -2})$$

En définissant  $\alpha$  par le rapport  $(R/l)$ , les auteurs décrivent la rupture (amorçage et propagation) à partir d'une valeur critique  $\alpha_c$ . Les grandeurs caractéristiques sont moyennées dans le premier élément devant la pointe de fissure dont les dimensions sont liées à la distribution inclusionnaire.

Le critère peut être simplifié de manière à n'utiliser que la valeur critique du rapport  $(R/R_0)$ , en négligeant la variation de la distance entre deux cavités voisines. Cette approche fut utilisée avec succès par :

- ✓ Devaux et al [40] dans le cas d'éprouvettes CT et de Traction fissurées en acier type A508,
- ✓ Delmotte et al [51] dans le cas d'une plaque en traction avec une fissure centrale en alliage d'aluminium.

Le calcul du taux de croissance des cavités est effectué par intégration de la loi de croissance de cavités de Rice Tracey, supposées contenues dans un volume élémentaire du matériau. Cette évolution est obtenue à partir des contraintes et des déformations calculées à chaque incrément aux quatre points de Gauss de l'élément en pointe de fissure. L'élément considéré peut être une maille ou un groupe de mailles.

La vitesse de croissance de cavités établie selon Rice – Tracey [5] est donné par :

$$d\left(\text{Log}\left(\frac{R}{R_0}\right)\right) = 0,283 \exp\left(B \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq} \quad (\text{IV -3})$$

Où

- R : est le rayon actuel des cavités,
- $R_0$  : le rayon initial,
- $\sigma_m$ : contrainte normale moyenne,
- $\sigma_{eq}$  : contrainte équivalente selon Von Misès,
- $d\varepsilon_{eq}$  : accroissement de la déformation plastique équivalente,
- B : coefficient associé à la triaxialité, par défaut B=1.5.

La détermination de R/R0 à une étape de chargement donnée n, est donné par intégration de l'équation (III-13) entre les deux bornes de chargement 0 à n.

$$\text{Log}\left(\frac{R}{R_0}\right)_n = \sum_0^n d\left(\frac{\text{Log}R}{R_0}\right) \quad (\text{IV -4})$$

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

$$\text{Soit : } \text{Log}\left(\frac{R}{R_0}\right)_n = \text{Log}\left(\frac{R}{R_0}\right)_{n-1} + d\left(\text{Log}\left(\frac{R}{R_0}\right)\right) \quad (\text{IV -5})$$

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

$$d\varepsilon_{eq}^{(n)} = \sqrt{\frac{2}{3} d\varepsilon_{ij}^{(n)} d\varepsilon_{ij}^{(n)}} \quad (\text{IV -6})$$

Où

$$d\varepsilon_{ij}^{(n)} = d\varepsilon_{ij}^{(n)} - \frac{d\varepsilon_{kk}^{(n)}}{3} \delta_{ij} \quad (\text{IV -7})$$

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

$$d\varepsilon_{ij}^{(n)} = \varepsilon_{ij}^{(n)} - \varepsilon_{ij}^{(n-1)} \quad (\text{IV -8})$$

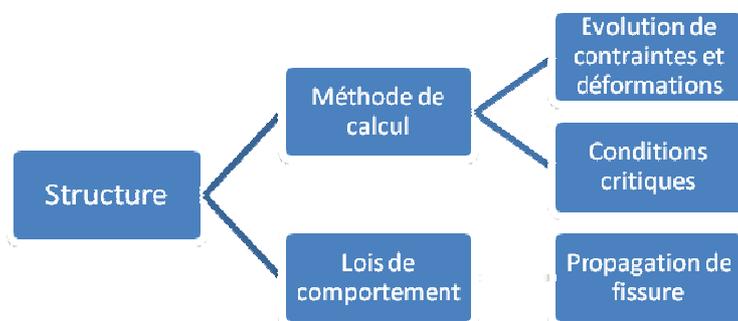
Ce dernier calcul est effectué en utilisant les déformations plastiques en chaque point de Gauss à partir de la différence  $(\varepsilon_{ij}^t - \varepsilon_{ij}^e)$ ,

Avec :

- $\varepsilon_{ij}^t$  : déformations totales en moyenne,
- $\varepsilon_{ij}^e$  : déformations élastiques déterminées à partir de  $(\sigma_{ij})$  moyen.

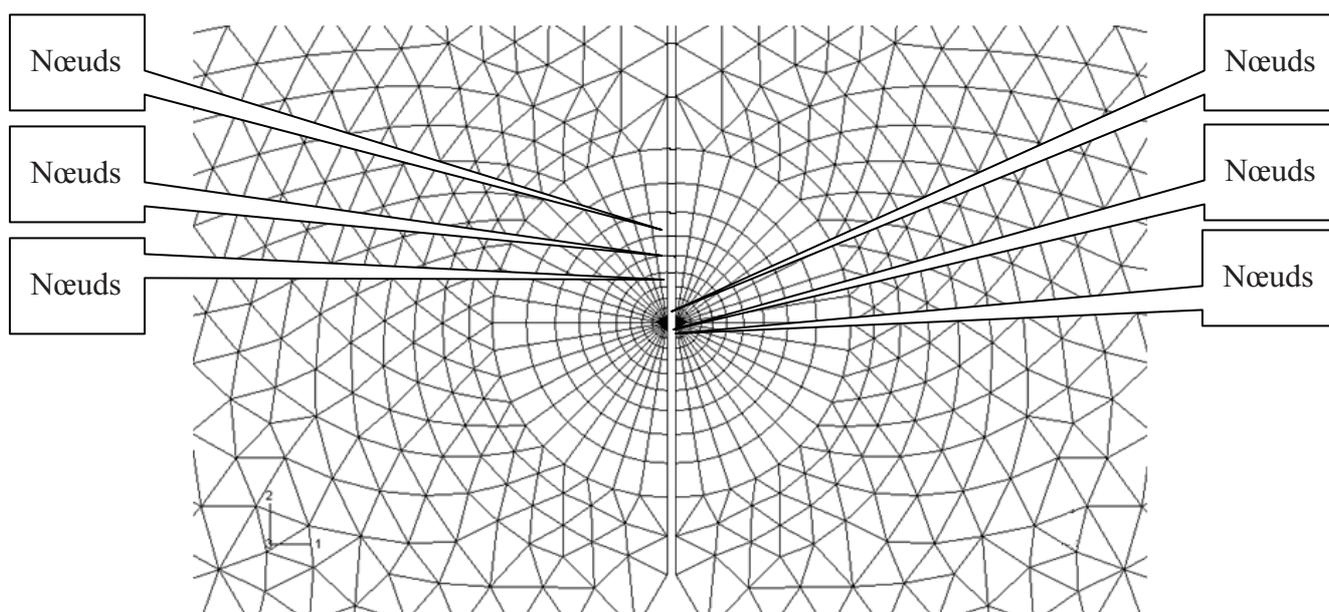
#### IV.5. MODÉLISATION NUMÉRIQUE DE LA DECHIRURE DUCTILE (technique de relâchement des nœuds)

Le modèle par rupture des éléments (Rice - Tracey) est basé sur la détermination de l'endommagement au cours du calcul, au même titre que les contraintes ou les déformations. Il donne ainsi directement l'étendue de la propagation. La simulation numérique de la propagation élémentaire de la fissure  $\Delta a$  s'effectue par relâchement de nœuds à chaque fois que le critère d'endommagement (rupture) est atteint dans l'élément en pointe de fissures. Cette méthode nécessite une discrétisation spéciale, car le chemin de la fissure doit être connu préalablement (ou postulé) et le maillage doit donc en tenir compte. L'organigramme du calcul est illustré par la figure IV.2.



**Figure IV.2 :** Organigramme de calcul

Le maillage doit tenir compte du trajet de la fissure supposé ici connu. Les nœuds de la fissure (à faire progresser) doivent être "doubles" pour que la fissure puisse s'ouvrir. Ces nœuds doivent être solidaires avant que le critère de rupture soit atteint. Afin de maintenir la fissure fermée, la liaison entre les nœuds du maillage situés de part et d'autre du chemin présumé de la fissure 1 et 1' est réalisée par des mailles spéciales à 2 nœuds type 1602, figure IV.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 nœuds se fait simplement par des liaisons rigides, figure IV.3.b.



**Figure IV.3 :** Discretisation le long du chemin de fissuration

En général, le relâchement des nœuds doit s'effectuer quand  $(R/R_0)$  atteint sa valeur critique  $(R/R_0)_c$ , au fond de fissure. J. DELMOTTE [51] 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 ( $Le_3 = 200$  pm,  $Le_4 = 100$  pm,  $Le_5 = 30$  pm). La figure IV.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 nœuds quand  $(R/R_0)$  atteint une valeur notée  $(R/R_0)_{dc}$ , à une distance 'd' du fond de la fissure, figure IV.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 nœuds se fait à sollicitation (déplacement ou charge) constante en supprimant les caractéristiques de raideur des mailles (1-1' et 2-2') concernées et en ajoutant les forces de réaction que produisent ces mailles sur la structure, figure IV.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. Si on, il faudra procéder à une augmentation du chargement pour recommencer l'opération. A chaque relâchement, l'avancée  $\Delta a$  de fissure correspond à la taille  $l_e$  de l'élément en tenant compte de la déformation que celui-ci subit.

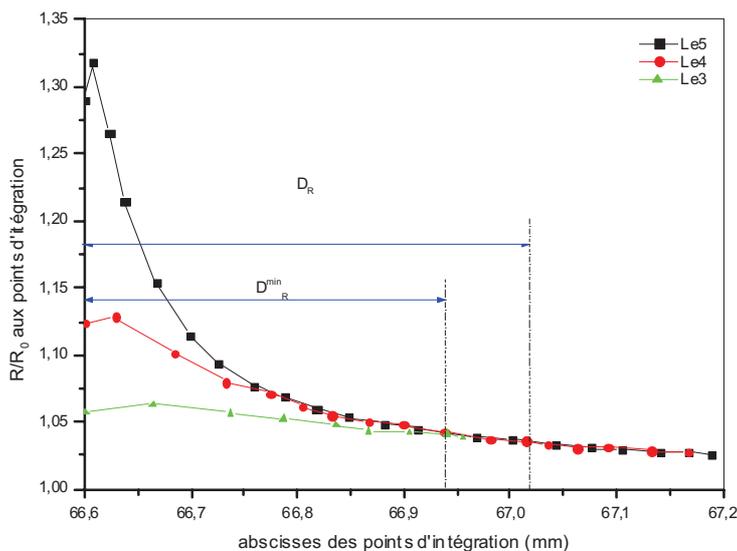


Figure IV.4 : Détermination de la distance  $d_R$

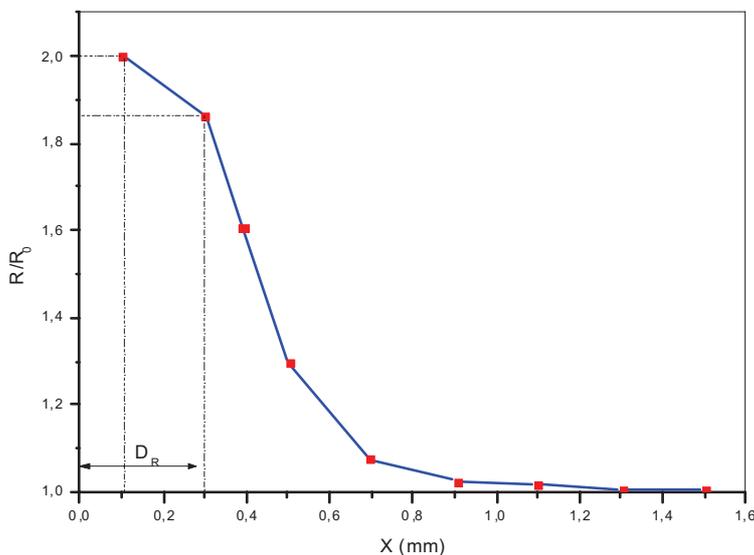


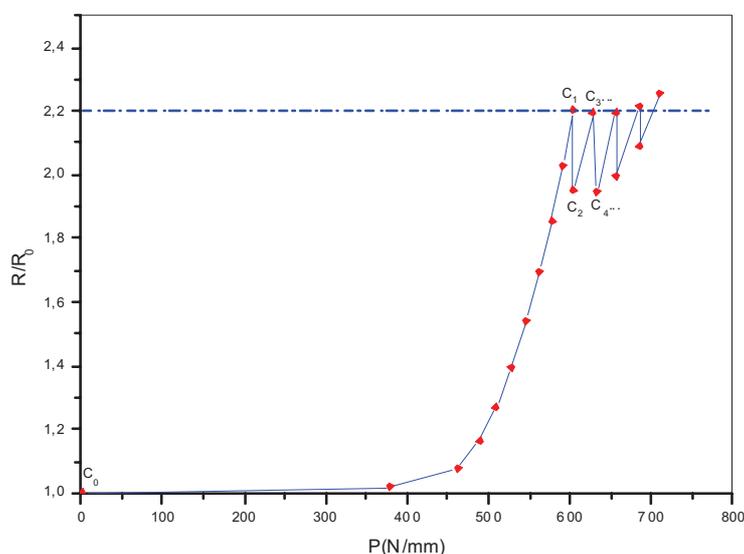
Figure IV.5 : Détermination de  $(R/R_0)_{dc}$

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 IV.6, 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 nœuds :

- Les pas de charge sont appliqués jusqu'à ce que le critère choisi atteigne sa valeur critique correspondant à une charge  $P_1$ , (trajet  $C_0 - C_1$ ). Ainsi, le premier nœud étant relâché, la valeur de  $(R/R_0)$  dans l'élément au fond actuel de la fissure diminue (trajet  $C_1 - C_2$ ).

- La technique permettant l'estimation de la charge  $P_2$ , (correspondant au point de relâchement du nœud suivant), consiste à reporter la même pente que celle obtenue juste avant le point  $C_1$  : (trajet  $C_2 - C_3$ ) . Cette procédure est reproduite entre chaque déboutonnage.



**Figure IV.6 :** Estimation de l'incrément de chargement

#### IV.6. TYPES D'ÉPROUVETTES UTILISÉES ET CONDITIONS AUX LIMITES

Dans cette partie, nous avons recherché à dégager l'influence des paramètres locaux sur les courbes de déchirure «  $J-\Delta a$  », notamment sur la ténacité à l'amorçage  $J_{IC}$  ou  $J_{0,2}$  et sur la résistance à la déchirure  $dJ/da$  dans le cas des joints soudés. 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.

##### IV.6.1. Cas de l'acier A48AP

Dans cette partie, l'étude numérique est effectuée en utilisant un joint soudé présentant des zones ayant des caractéristiques mécaniques différentes. Nous avons comparé les résultats

issus de deux analyses, l'intégrale J de Rice et le modèle de croissance de cavités de Rice-Tracey dans le métal de base et le métal fondu.

#### IV.6.1.1. Maillage utilisé

Le maillage de l'éprouvette SENB (25x50) est réalisé à l'aide des mailles quadrilatérales à 8 nœuds qui permettent de considérer l'état de contraintes planes (CPS8). Dans le fond de fissure, il est particulièrement affiné pour la modélisation en approche locale. L'évaluation de l'intégrale J s'effectuera sur 6 contours, telle que  $a/w = 0,5$ . Enfin, les régressions de maillage sont régulières afin d'éviter tout changement brusque de taille de maille ainsi que les éléments trop distordus. Nous avons modélisé l'éprouvettes et nous avons imposé un déplacement nul aux nœuds situés sur la partie correspondant au ligament va permettre d'introduire la longueur de fissure initiale, figure IV.7.

Le maillage des éprouvettes est constitué de mailles quadratiques à 8 nœuds sous-intégrés. Le maillage en pointe de fissure est particulièrement affiné pour la modélisation en approche locale.

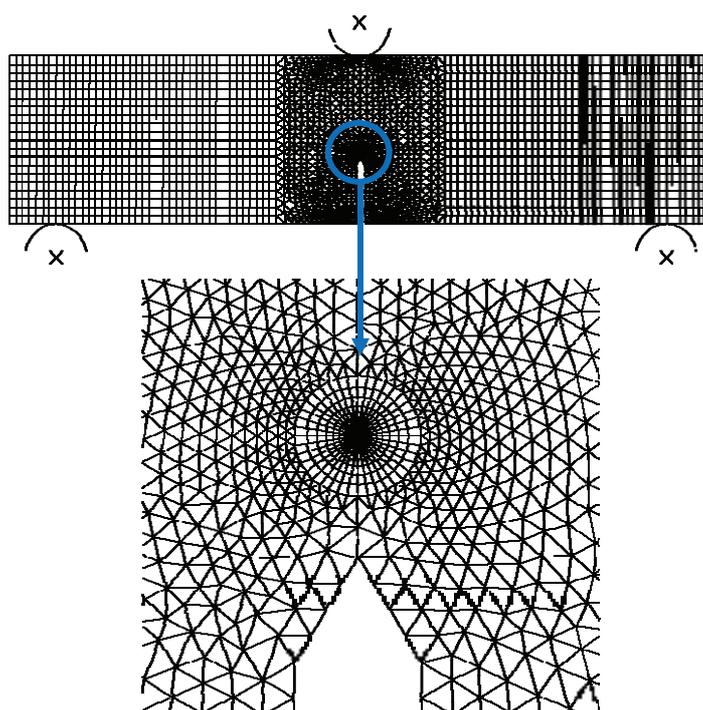


Figure IV.7 : Maillage cas de l'éprouvette SENB entière

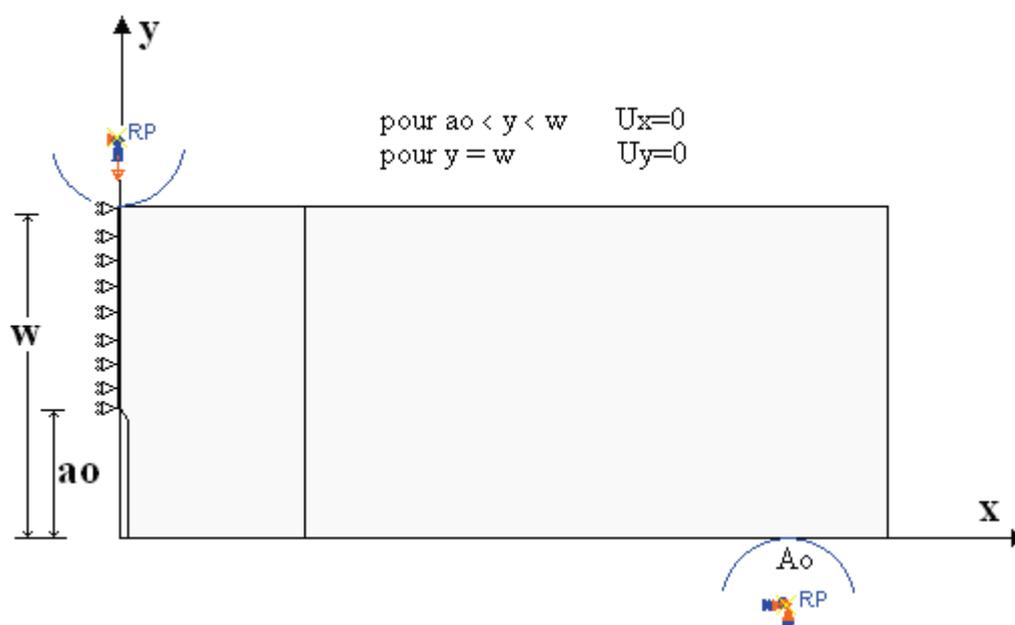
#### IV.6.1.2. Les conditions aux limites

##### a) configuration du métal de base (demi éprouvette monométal)

Par analogie avec l'expérience, le chargement est modélisé par un déplacement imposé des du nœud  $A_0$  suivant l'axe Y, ce qui correspond pour les éprouvettes SENB à l'ouverture de

l'entaille suivant l'axe X. Ce déplacement est imposé de manière incrémentale, par pas de 0,2 mm et jusqu'à obtention d'un déplacement total de 2 mm. Ce déplacement imposé sur la moitié de la géométrie correspond à un déplacement de 4 mm sur la totalité de l'éprouvette. Pour éviter une concentration de contrainte purement numérique autour des nœuds, nous considérons le point de contact comme parfaitement élastique avec un module d'Young égal à celui du métal réel. Le chargement est simulé en imposant un déplacement aux nœuds situés à l'extrémité de la demi-éprouvette, dans le sens de sollicitation.

Les nœuds de l'axe de symétrie qui se trouvent dans le ligament de l'éprouvette sont astreints à un déplacement  $U_x$  nul (par symétrie), figure IV.8. L'un d'entre eux est également astreint à un déplacement  $U_y$  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 IV.8 :** Conditions aux limites (demi éprouvette)

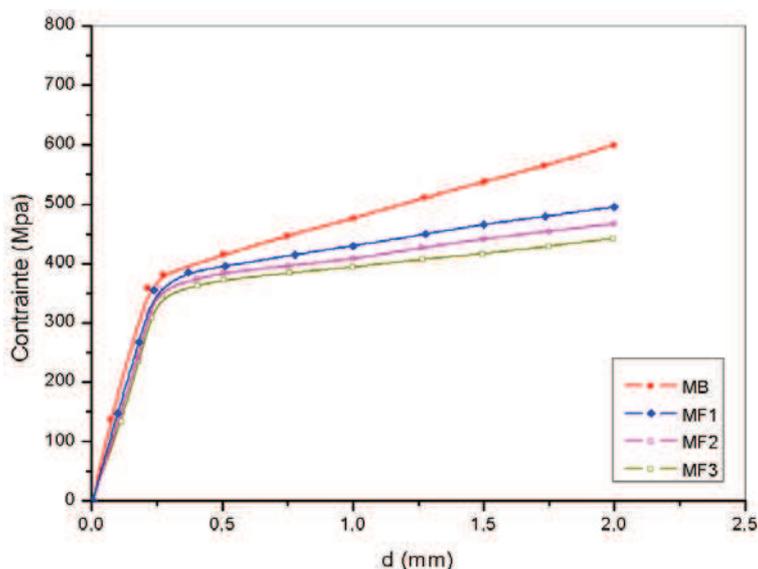
#### IV.7. RESULTATS ET DISCUSSIONS

L'évolution numérique et expérimentale de la charge en fonction du déplacement imposé pour les différentes configurations est illustrée par la figure IV.9, nous en tirons les enseignements suivants :

- Un bon accord entre les résultats numériques et expérimentaux est remarqué dans la partie élastique de ces courbes, La différence se manifeste au delà du domaine élastique, ce

phénomène est liée principalement aux différences des lois de comportement de ces matériaux.

- L'écart entre les calculs numériques et les résultats expérimentaux demeure très faible dans le cas du métal de base (monométal MB). Ce qui valide nos hypothèses de calcul.
- L'écart relatif entre la courbe du bimétal et celle du monométal (MB) est faible (environ 12 % pour  $d = 2$  mm). Par contre, pour la courbe du trimétal et celle du monométal (MB), il est important (environ 30 % pour la même avancée). Le MB qui présente une faible limite élastique semble donc gouverner le comportement global du bimétal et trimétal.
- les deux configurations, bimétal et trimétal, présentent une divergence pour les grands déplacements (ex :  $d=2$ mm), la différence relative entre les deux charges dépasse 25 %. Pour les faibles déplacements ces deux configurations présentent des comportements similaires, se traduit par une différence relative faible ne dépassent pas 4%.
- On constate que le rapport de la charge limite  $P$ , de MF sur celle de MB est approximativement égal au taux de mismatching  $M$ , donné par le rapport  $(Re_{MF}) / Re_{MB}$  (dans notre cas  $M = 1,5$ ).



**Figure IV.9 :** Évolution de la charge en fonction du déplacement

#### IV.7.1. Zones de déformations

L'évolution des zones plastifiées en fonction des déplacements imposés pour les deux configurations sont présentées par les figures IV.10 et IV.11. En ce qui concerne le cas d'over-matching, nous retrouvons bien la forme classique dite "en ailes de papillon". Par contre, dans le cas d'under-matching, une forte dissymétrie est mise en évidence :

- dans le premier cas, la plastification se développe d'une manière confinée dans le MF, 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 (over-matching).
- dans le deuxième cas du bimétal, la fissure se trouvant à l'interface, la zone plastique prend naissance et se développe essentiellement du côté du MB.



Figure IV.10 : Évolution de la de déformation en fonction du déplacement imposé (MF1)

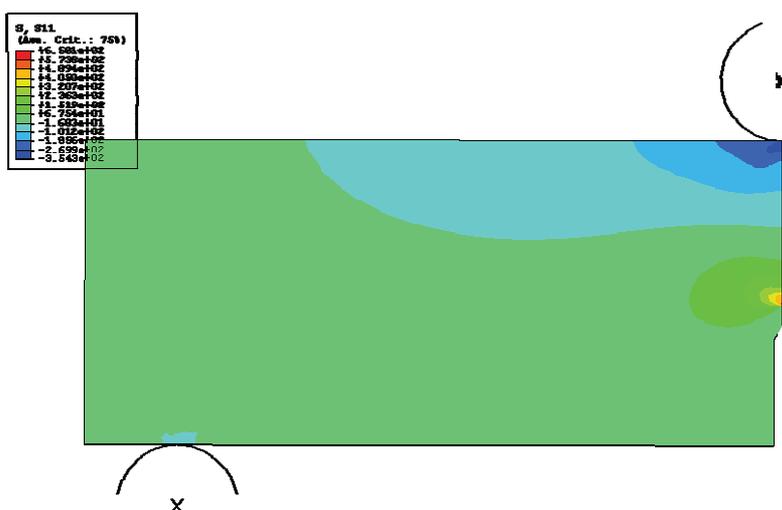


Figure IV.11 : Évolution de la zone plastique en fonction du déplacement imposé (MF2)

### IV.7.2. Ouverture au fond de la fissure (CTOD)

La figure IV.12, présentant l'évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé  $d$ , montre que l'ouverture au fond de la fissure présente la même allure.

Ces ouvertures dépendent du niveau de la résistance de chacun des matériaux adjacents à l'entaille (niveau de mis-matching). C'est pourquoi l'ouverture se développe d'une manière plus importante du côté du métal dont la résistance est la plus faible (MB).

L'évolution du paramètre CTOD est plus importante dans le cas d'under-matching, et diminue dans le cas contraire (cas d'over-matching).

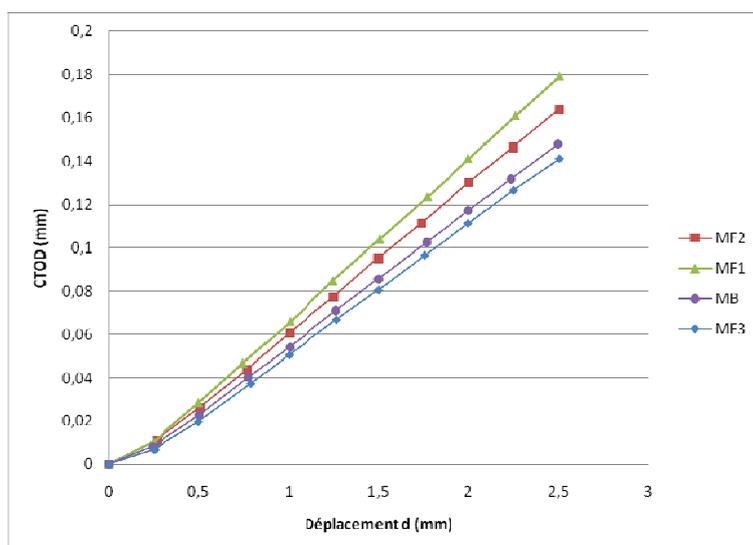


Figure IV.12 : Évolution du CTOD en fonction du déplacement imposé

### IV.7.3. 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. La figure IV.13) présente l'évolution de la valeur de l'intégrale J en fonction du choix du contour d'intégration. Les résultats obtenus montrent l'existence de trois domaines :

- Lorsque le contour d'intégration englobe la totalité de la zone de propagation (type  $\Gamma_3$ ), la valeur obtenue est la valeur globale J.
- Lorsque le contour d'intégration traverse la zone de décharge (type  $\Gamma_2$ ), correspondant à la zone plastique existante avant l'extension de fissure, les résultats obtenus divergent, puisque ce domaine correspond à une zone de décharge.
- Enfin, si le contour d'intégration passe entre les deux pointes de fissures successives, sans traverser la zone de décharge (type  $\Gamma_1$ ), les résultats donnent une valeur indépendante du choix de ce contour, plus faible que la valeur obtenue pour J.

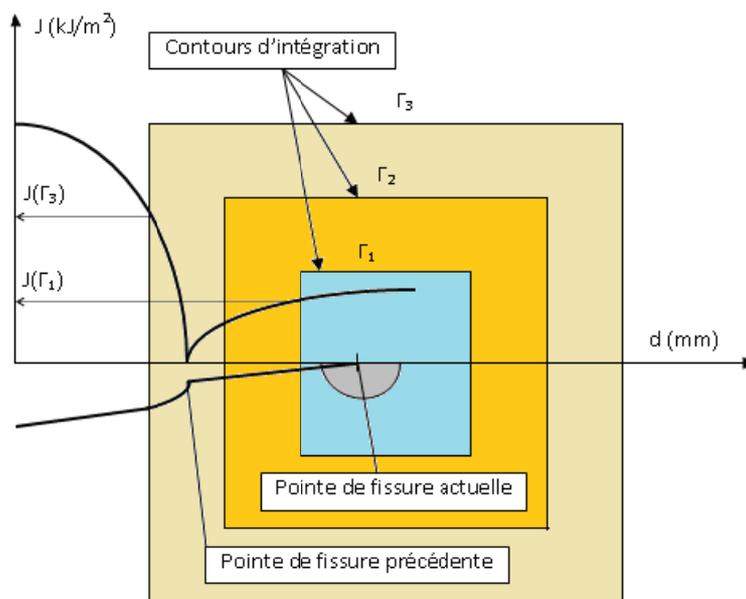


Figure IV.13 : Évolution de l'intégrale J vis à vis des contours d'intégration

L'évolution de l'intégrale J pour les différentes configurations, calculées suivant le contour  $\Gamma_1$  est présentée par la figure IV.14. On remarque qu'il ya une ténacité à l'amorçage identique pour des faibles valeurs des déplacements, et une évolution relative pour des déplacements plus importantes. L'intégrale de contour J se développe de la même manière que pour le CTOD, et le même écart est remarqué entre les différentes configurations. L'évolution du paramètre J est plus importante dans le cas d'under-matching, et diminue dans le cas contraire (cas d'over-matching).

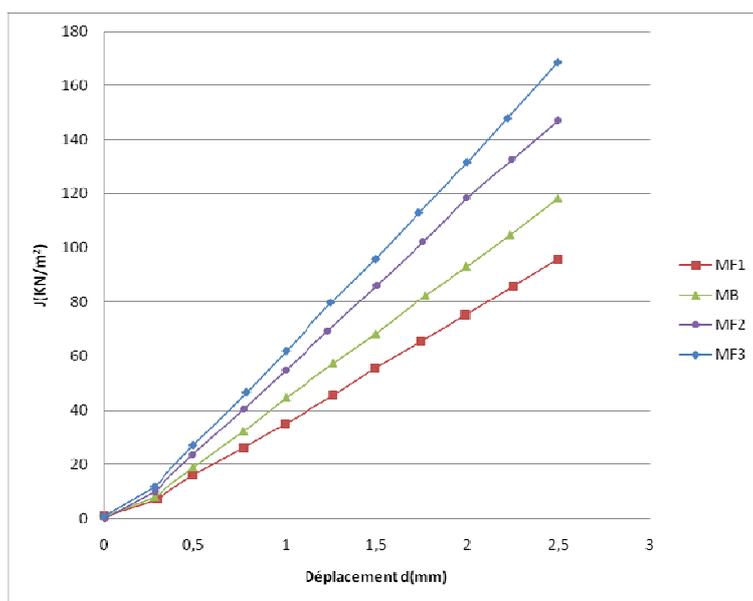


Figure IV.14 : Évolution de J en fonction du déplacement imposé

# Conclusion

Cette étude, sur la déchirure de l'acier au carbone manganèse A48-AP, qui repose sur une grande base de données expérimentales, a permis d'obtenir des résultats intéressants aussi bien en expérimentation qu'en modélisation.

**L'étude expérimentale** nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques, ainsi que les résistances à la déchirure ductile à la température ambiante, du métal de base (MB), du 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 :

### ***1<sup>er</sup> Partie : Déchirure ductile***

✓ Les valeurs les plus faibles du paramètre  $J_{0,2}$  obtenues sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en ZAT,  $38 \text{ kJ/m}^2$ . Par contre les valeurs les plus élevées sont observées pour les éprouvettes dont la fissure est en métal fondu MF,  $125 \text{ kJ/m}^2$ . On constate alors que la ténacité est trois fois plus importante que dans le cas de la ZAT. Le métal de base présente une ténacité, exprimée par  $J_{0,2}$  d'environ  $80 \text{ kJ/m}^2$ .

✓ Une instabilité plastique limitée se produisant après le maximum de la courbe de chargement pour le cas de la zone affectée thermiquement (ZAT) ce qui justifier l'absence du palier ductile d'ou l'existence d'une forte hétérogénéité structurale, ce qui conduit à des caractéristiques de rupture fragile.

### ***2<sup>ème</sup> Partie : Fatigue de la structure soudée***

Dans cette partie nous avons montré que la résistance à la fatigue des joints soudés ne dépend pas seulement des propriétés du métal de base et du métal d'apport employé, mais aussi de la présence de défauts géométriques de surface ou de défauts internes (soufflures, manques de pénétration). Nous avons constaté qu'à partir de ces propriétés le stade d'amorçage de la fissure de fatigue peut être réduit et qu'en conséquence une grande partie de la vie des assemblages soudés sollicités en fatigue se déroule en propagation.

A même niveau de  $\Delta K$ , on observe généralement une vitesse de fissuration  $da/dN$ , inférieur dans la ZAT à celle du métal de base MB qui est inférieur à celle du métal fondu. Cependant, l'écart entre ces vitesses diminue lorsque  $\Delta K$  augmente. Aucune déviation de la fissure de son axe de propagation n'est remarquée. L'évolution de l'énergie hystérétique  $Q$  dissipée pendant un cycle en fonction de  $\Delta K$  pour un rapport de charge  $R=0,1$  et dans les trois zones étudiées (MB – ZAT – MF). Cette énergie  $Q$  augmente quand  $\Delta K$  augmente pour les trois zones

étudiées. Et l'évolution de l'énergie spécifique dépensée par cycle  $U$  en fonction de  $\Delta K$  pour le même rapport de charge est constante par rapport à  $\Delta K$  pour les différentes zones du joint de soudure étudié avec une valeur moyenne de :  $3 \times 10^6 \text{ J/m}^2$ .

**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 :

- ✓ Les caractéristiques mécaniques du métal de base, dans le cas d'un taux d'overmatching 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, ...).
- ✓ 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 bimétal et trimétal, ce qui conduit à la prédiction de la direction de propagation de la fissure.

# Références bibliographiques

- [1] **IRWIN .G.R**, «Structural aspects of brittle fracture», Applied Materials Research, pp. 65-81, (Avril 1964).
- [2] **H.M. WESTERGAARD**, Prediction of crack initiation and growth under thermal fatigue, in : Thermomechanical fatigue and fracture Chapter 3, Wit Press Editor, M. H. Aliabadi, J. Appl. Mech, A, p.49, 1939
- [3] **F.A. Mc CLINTOCK, et G.R. IRWIN**, *Microstructurally short fatigue crack initiation and growth in Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al*, Materials Science and Engineering A, Vol. 278, No 1-2, ASTM. STP. 381, p.84, 1965
- [4] **RICE, J.R.**, "A Path Independant Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks", *Journal of Applied Mechanics*, Transactions of the ASME, June 1968, pp. 379-386.
- [5] **RICE .J.R** and **TRACEY .D.M**, «*On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*», J. Mech. Phys. Solids, 17, PP. 20 1-2 17, (1969).
- [6] **DUGDALE .J.C**, G. MOTTET, P. BALLADON and A PELLISSIER-TANON, (( Calibration of the parameters of a ductile fracture damage model on an austenitic-femtic duplex welded joint », Nuclear Engineering and Design, Vol. 105, PP. 13 1-138, (1987).
- [7] **C.E. INGLIS**, Stresses in a plate to the presence of crach and Charp corners, Trans. Inst. Nav Archit, 60, 219-241, 1913
- [8] **W. ELBER**, Fatigue crack closure and cyclic tensun, Eng. Fracture Meck., 2, 37, 1970
- [9] **D.L. DAVIDSON et J. LANKFORD**, Proc. Symp. Env. Sens-Frac. of Eng. Matls., TMS ASME, Warrendale, P.A., USA, P.59, (1980).
- [10] **Y. IZUMI et M.E. FINE**. Predicting and Evaluating Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Castings, Stainless Steel Castings,Eng ; Fract. Mech. 11, p.791, 1979.
- [11] **SANSOZ F.**, *Propagation des petites fissures par fatigue dans les zones de concentration de contraintes dans le superalliage N18*, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2000.
- [12] **P.C. PARIS & F. ERDOGAN**, A critical analysis of crack propagation laws, Trans ASME serie D.J. of Bas Enp., 85, p.528, 1963
- [13] **G.P. GIBSON, S.G. DRUCE, C.E. TURNER**, « Effect of specirnen size and geometq on ductile crack growth resistance in a C-Mn steel », Internat. J. of Fracture 32, pp. 219-240, (1987).
- [14] **GRIFFITH .A.A**, The phenomena of rupture and flow in solids Transactions Royal Soc. London, Série A, p.163-198, 1920.
- [15] **DUBOIS, V.**, *Fatigue de détails soudés traités sous sollicitations d'amplitude variable*, thèse N° 1260, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne,1994.
- [16] **SCHWALBE K.H.** and NEALE. B, « A procedure for determining the fracture behaviour of materialsthe unified fracture mechanics test method EFAM GTP 94 », Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 18, No. 4.p.p, 413-424, (1995).
- [17] **F. ERDOGAN and J.P. BAILON**, The behaviour of short fatigue cracks, EGF pub.1 Mech. Eng. Pub. London, p.133? 1986.
- [18] **R.G. FORMAN et Col.**, Constitution Diagram for Stainless Steel Castings, Metal Progress, J. of Bas. Eng., p.459,1967.
- [19] **J. PETIT et A. ZEGHLOUL.**, Scripta Metal, 16, p.1011, 1984.
- [20] **D.L. DAVIDSON et J. LANKFORD**, J. of Eng. Matls. And tech., 98, p.24, 1976

- [21] **J. WEERTMAN**, Rate of growth of fatigue cracks calculates from the theory of infinitesimal Dislocations distributed on a plane, *int. J. Fract.Mech.* Vol.2, p.460, 1966.
- [22] **RANGANATHAN.N**, Contribution au développement d'une approche énergétique à la propagation d'une fissure de fatigue ; Thèse de docteur ès sciences, (1985).
- [23] **L. ANQUEZ.**, Improving the engineering properties of austenite-ferritic stainless steels, *Met. Eng. Q.* 11 (2) (1971) 41-47. 2, p.95, (1983).
- [24] **M. KIKUKAWA et Col.**, *J. of Mat, Sc.*, 26, p.1964, (1977).
- [25] **IKEDA L.S**, Wieser P.F., Pollard W.J., Schoefer E.A., Ferrite Measurement and Control in Cast Duplex Stainless Steels, *Stainless Steel Castings*, ASTM STP 756, Behal V.G. and Melilli A.S., 1982, pp. 126-164.
- [26] **R. LIAW, U.E. KEARN, R.M. ENGLE**, Numerical analysis of crack propagation in cycled loaded structures, *J. of Bas. Eng.*, 89, p.459-469, 1967.
- [27] **LUDWICK J.C**, F. Mudry, A. Pineau et G. Rousselier, 'Experimental and numerical validation of a ductile fracture local criterion based on a simulation of cavity growth', *Nonlinear Fracture Mechanics : Seventeenth Volume, ASTM STP 995*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Vol . 2, 1989, pp .7-23.
- [28] **B. BOUCHOUICHA** Thèse « contribution a l'étude de la déchirure ductile et de la propagation des fissures en fatigue dans les joints soudés » 2007
- [29] **NOIZAT, DURAND** « Circuit secondaire principal. Lignes VVP et ARE. Produit d'apport. Dépouillemnt des procès-verbaux des recettes des qualifications de mode opératoire de soudage et coupons témoins E-SCF-87106A ».
- [30] **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).
- [31] **BUGAT S.**, *Comportement et endommagement des aciers austéno-ferritiques vieillis : une approche micromécanique*, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2000.
- [32] **LE ROUX J.C.**, *Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'un acier inoxydable austéno-ferritique moulé vieilli*, Thèse de Doctorat, Ecole centrale de Paris, 2000.
- [33] **DELOBELLE P.**, *Synthesis of the elastoviscoplastic behavior and modelization of an austenitic stainless steel over a large temperature range, under uniaxial and biaxal loadings, Part I : Behavior*, *International Journal of Plasticity*, Vol. 9, 1993, pp. 65-85.
- [34] **MUDRY .F**, « Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés », thèse, Université de Technologie de Compiègne, (1982).
- [35] **AUBREY L.S**, Wieser P.F., Pollard W.J., Schoefer E.A., Ferrite Measurement and Control in Cast Duplex Stainless Steels, *Stainless Steel Castings*, ASTM STP 756, Behal V.G. and Melilli A.S., 1982, pp. 126-164.