

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE MINISTRE DE  
L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
UNIVERSITE MOULOD MAMMERI DE TIZI-OUZOU  
FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION  
DEPARTEMENT DE GENIE-MECANIQUE



## Mémoire De Fin D'études

SPECIALITE : GENIE MECANIQUE

OPTION : FABRICATION MECANIQUE ET PRODUCTIQUE

### THEME

Evaluation Numérique De La  
Ténacité  $J_{IC}$  Pour Un Acier A508  
AISI (16MND9)

Proposé et dirigé par :

- Mr. M.ALMANSBA
- Mr.R.BENSAADA

Réalisé par :

–Mr .MBENCHERIF

2017/2018

## ***Remerciements.***

*Je tiens à exprimer toute ma reconnaissance à mon Directeur de mémoire, Monsieur M.ALMANDSBA. Je le remercie de m'avoir encadré, orienté, aidé et conseillé.*

*Je remercie infiniment, pour son aide et son soutien,  
Monsieur R.BENSAADA*

*J'adresse mes sincères remerciements à tous les professeurs, intervenants et toutes les personnes qui par leurs paroles, leurs écrits, leurs conseils et leurs critiques ont guidé mes réflexions et ont accepté de me rencontrer et de répondre à mes questions durant mes recherches.*

*Je tiens aussi à remercier Monsieur R.FERHOUM et  
Monsieur ZIANI*

*Et enfin je remercie tout le personnel du département génie mécanique de l'UMMTO et spécialement le personnel du hall de technologie à Oued Aissi*

*À tous, je vous présente mes remerciements, mon respect et ma gratitude.*

## *Dédicaces*

*Je tien a dédier ce travail*

*Tout d'abord mes chers parents, pour tous leurs sacrifices, leur amour, leur tendresse, leur soutien et leurs prières tout au long de mes études,*

*A ma chère sœur Samah et à mon cher cousin Fateh pour leurs encouragements permanents et leur soutien moral,*

*A mon oncle Saïd paix à son âme, qui fut et restera ma motivation durant mon parcours dans le domaine de la mécanique*

*A mes chers amis qui ont toujours cru en moi, pour leurs appuis et leurs encouragements,*

*A toute ma famille pour leur soutien tout au long de mon parcours universitaire,*

*Que ce travail soit l'accomplissement de vos vœux tant allégués, et le fruit de votre soutien infailible,*

*Merci d'être toujours là pour moi.*

*Mokhtar*

# Sommaire

I	Mécanique de la rupture : .....	2
I.1	INTRODUCTION : .....	2
I.2	APPROCHE GLOBALE POUR LA RUPTURE : .....	3
I.2.1	MECANIQUE LINEAIRE ELASTIQUE DE LA RUPTURE : .....	4
I.2.2	DEFINITION : .....	5
I.2.3	MODE DE RUPTURES : .....	5
I.2.4	APPROCHE DE GRIFFITH : .....	7
I.2.5	APPROCHE D'IRWIN : .....	12
I.3	LIMITATIONS : .....	20
I.3.1	MECANIQUE DE LA RUPTURE ELASTO-PLASTIQUE [2]: .....	21
I.3.2	Les courbes J-R du matériau : .....	27
I.4	APPROCHE LOCALE DE LA RUPTURE : .....	30
I.4.1	Rice and Tracy model (RT model) : .....	30
I.4.2	Modèles d'endommagement : .....	32
I.4.3	Approche par éléments fines pour l'analyse de rupture : .....	35
II	Généralités sur les aciers .....	38
II.1	Définition .....	39
II.2	Composition .....	40
II.3	Eléments d'alliage .....	40
II.4	Classifications .....	42
II.5	Acier 16MND9 (A508 CL3).....	43
II.5.1	Caractéristiques mécaniques .....	44
II.6	Essai de micro-dureté VICKERS .....	44
II.7	Essai de dureté KNOOP : .....	45
III	Modélisations et calculs .....	46
III.1	Introduction.....	47
III.2	Approche de J.Wange al.....	47
III.3	Géométries d'éprouvettes utilisées.....	49
III.4	Analyse et modélisations part éléments finis (ABAQUS) .....	49
III.4.1	Modélisation .....	50
III.4.2	Analyse des resultats .....	53
IV	Conclusion.....	58

## Liste des figures :

Figure I-1 : propagation en mode I.....	5
Figure I-2 : propagation en mode II .....	6
Figure I-3 : propagation en mode III .....	6
Figure I-4 système de coordonnées pour l'analyse du champ de contrainte en pointe de fissure .....	15
Figure I-5 : variation du FIC .....	16
Figure II-1 :diagramme binaire de phase fer-carbone, permettant de visualiser les conditions d'existence des formes d'acier, en absence d'éléments gammagènes et de trempe .....	39
Figure II-2 : désignation aciers .....	42
Figure II-3 étapes de réalisation de produit finis dans une aciérie.....	43
Figure II-4 étapes de réalisation d'une virole pour une cuve.....	44
Figure II-5 : caractéristiques mécaniques 16MND9 .....	44
Figure II-6 : principe de l'essai de dureté Vickers [19].....	45
Figure II-7 : empreinte de l'essai KNOOP [ACCESSOIRE 15] .....	45
Figure III-10 : répartition des contraintes au fond de fissure $a/W=0.3$ .....	54
Figure III-11 : répartition de la déformation plastique au fond de fissure $a/W=0.3$ .....	55
Figure III-12 : répartition des contraintes au fond de fissure $a/W=0.5$ .....	55
Figure III-13 : répartition de la déformation plastique au fond de fissure $a/W=0.5$ .....	56
Figure III-14 : répartition des contraintes au fond de fissure $a/W=0.7$ .....	56
Figure III-15 : répartition de la déformation plastique au fond de fissure $a/W=0.7$ .....	57

## Liste des Tableaux

<b>Tableau III-1 mesures des éprouvettes CT, SENT, CCT.....</b>	<b>49</b>
<b>Tableau III-2 : paramètres d'endommagement ductile .....</b>	<b>51</b>

# **I. Analyse Bibliographique**

## I.1 INTRODUCTION :

Toutes les pièces mécaniques présentent des fissures, même si elles ne se voient pas à l'œil nu. Ces fissures peuvent se développer lentement ou brutalement, le dernier cas de figure étant synonyme de rupture. La prévision de ces phénomènes est très importante pour le dimensionnement des structures. La branche de la mécanique qui permet d'étudier la fissuration s'appelle la mécanique de la rupture.

Cette dernière joue de nos jours un rôle imminent dans la prédiction de fissures dues à des défauts présents dans les matériaux (inclusions, microfissures...), et leur propagation au sein de structures simples ou plus au moins complexe.

Ce domaine a été initié par l'ingénieur anglais **Alan Arnold Griffith** et a été surtout reconnu pour ces travaux sur la rupture fragile des matériaux par fatigue et aussi pour sa théorie sur le champ de contrainte élastique autour des fissures, et son application à la fissuration progressive des métaux en 1920. Mais les travaux de Griffith ont été ignorés par la communauté car certes, dans le cas de matériaux fragiles tels que le verre et la céramique, les résultats théoriques de Griffith s'appliquaient aux résultats expérimentaux, mais dans le cas de matériaux ductiles, ces résultats n'étaient plus valables.

Durant la seconde guerre mondiale, une équipe de recherche de la US NAVAL RESEARCH LABORATORY dirigée par le Dr. **George Rankin Irwin** s'est tournée sur la théorie de Griffith et ont remarqué qu'elle ne s'appliquait pas aux matériaux développant un comportement élastoplastique. Cette observation a permis de modifier la théorie de Griffith en lui incorporant un travail de fracture plastique en plus de l'énergie de surface classique de la formation de fissures. Dans le cadre de ce travail, Irwin a défini le concept fondamental d'un facteur d'intensité de contrainte et le facteur d'intensité de contrainte critique (FIC) qui est une propriété du matériau.

Bien d'autres chercheurs après se sont penchés sur le sujet de la mécanique de la rupture, et ont conduits de nombreux travaux tels que :

- **F. Erdogan** sur les fissures dans les structures à paroi mince.
- **A. A. Wells** du British Welding Institute sur la caractérisation des fractures dans les structures en acier normalement ductiles
- **F. A. McClintock**, Institut de technologie du Massachusetts et **John W. Hutchinson**, Université Harvard, sur le développement des procédures de la mécanique de la rupture en présence d'une ductilité substantielle.
- **James R. Rice**, Université Harvard, sur le développement de l'approche intégrale de J pour caractériser le début de la croissance des fissures dans les matériaux ductiles.
- **L. B. Freund**, Université Brown, et **M. F. Kanninen**, Institut de recherche du Sud-ouest, sur la dynamique de la propagation et de l'arrêt des fissures limitées par l'inertie.

Nous présentons ici quelques concepts tels que les notions de facteurs d'intensité de contraintes, de taux de restitution d'énergie et de notion de ténacité qui caractérise la résistance d'un matériau à l'avancement des fissures et peut être mesurée pas des essais de fissuration.

## **I.2 APPROCHE GLOBALE POUR LA RUPTURE :**

Le comportement des défauts dans le composant d'ingénierie est évalué de manière conventionnelle en utilisant les principes de la mécanique de la rupture qui peuvent être classés en trois types en fonction du comportement du matériau près du fond de la fissure. Le premier type est la mécanique de fracture élastique linéaire (LEFM). Il est basé sur la théorie de l'élasticité et est utilisé tant que la déformation non linéaire est limitée à une petite région entourant le fond de fissure. LEFM convient aux matériaux fragiles, tels que le verre, la céramique et les aciers à haute résistance. La deuxième approche est la mécanique de rupture élasto-plastique (EPFM) qui peut être appliquée à des matériaux présentant un comportement non linéaire, par ex. aciers de résistance moyenne. EPFM est basé sur des concepts qui supposent que la courbe contrainte-déformation du matériau est non linéaire. Un autre type de mécanique de la rupture est la mécanique de la rupture en fonction du temps (TDFM).

Il est appliqué lorsque le comportement de déformation dépend du temps, comme dans le fluage. Chaque type de mécanique de la rupture fournit certains paramètres, par ex. K et J, qui représentent la force motrice pour la propagation de la fissure et l'initiation de la fissure, devraient se produire lorsque la valeur de ces paramètres dépasse la résistance du matériau à la rupture. Cette section présente les principes de LEFM et EPFM, en se concentrant sur ces deux paramètres K et J, et montre comment utiliser ces paramètres pour prévoir les défaillances des structures et des composants d'ingénierie.

### **I.2.1 MECANIQUE LINEAIRE ELASTIQUE DE LA RUPTURE :**

Au fil du temps, l'homme a rencontré plusieurs problèmes et complications lors de la réalisation de structures plus au moins complexes, la rupture fut l'un des problèmes les plus courant mais aussi le plus difficile à prévoir. Actuellement, ce problème prend de plus en plus d'ampleur avec le développement technologique, ce qui nous conduit à prédire plus précisément l'apparition de ruptures et leur propagation au sein d'une structure. Mais depuis le milieu du 20<sup>e</sup> siècle, de nombreux travaux ont permis de mieux prévenir le risque de rupture.

Mais il reste quand même beaucoup de mécanismes de ruptures qui sont mal connus, particulièrement lors de l'utilisation de nouveaux matériaux, tels que les polymères et les matériaux composites, ou bien quand il s'agit de nouveaux procédés. Au cours des années 80, une étude économique a prouvé que les coûts dû à la rupture, représentait près de 4% du PNB dans les pays industriels. Ces coûts pourraient être réduits de 30% si les principes de mécanique de la rupture de façon conforme, et de 25% supplémentaires grâce au développement.

On arrive à classer les causes des ruptures en deux origines principales :

- Soit une erreur ou négligence lors de la conception.
- Soit dû à l'utilisation d'un nouveau matériau ou d'un nouveau procédé qui peuvent conduire à une rupture inattendue.

Dans le premier cas, c'est en partie dû aux erreurs de dimensionnement de la structures et des calculs des charges pouvant être absorbées ou bien un mauvais choix du matériau utilisé.

Dans le deuxième cas, c'est plus délicat de prévenir ce genre de ruptures, car lors de l'étude de conception pour de nouveaux matériaux ou de nouveaux procédés de fabrication,

Le concepteur se confronte a des facteurs qui ne maitrise pas assez bien, car l'utilisation de nouvelles techniques, conduit forcément a l'apparition de nouveaux problèmes.

L'exemple le plus rependu est celui des bateaux de liberté connu lors de la deuxième guerre mondiale. Ces derniers, dont la coque était réalisée par soudage au lieu du rivetage qui était le plus rependu pour la majorité des embarcations maritimes en ce temps là, coutaient moins chers et étaient fabriqués plus rapidement. Ce changement dans le procédé représentait un énorme progrès mais qui a conduit à des ruptures catastrophiques des coques qui étaient dus à la propagation de fissures dans le joint de soudure.

De nos jours ce risque de rupture a put être maitrisé grâce aux progrès apportés par la recherche qui nous a conduit à utiliser la soudure de doubles coques en acier plus adaptées.

### I.2.2 DEFINITION :

La rupture est un processus mécanique qui produit une discontinuité local au sein d'un matériau qui est aussi appelée fissure. On parle souvent d'initiation à la rupture et de propagation de la rupture. Par rapport au facteur temps, on distinguera deux types de rupture :

- Rupture fragile : elle est caractérisée par l'absence de déformation plastique macroscopique ce qui conduit a une rupture plus rapide et donc plus brutale (énergie de rupture faible).
- Rupture ductile : ce mode est principalement due a l'existence d'inclusions ou de précipités dans le matériaux. Il est caractérisé par une grande déformation plastique macroscopique (énergie de rupture importante).

### I.2.3 MODE DE RUPTURES :

Nous supposons ici que les fissures sont planes et se propagent sur leur plan. il est ainsi possible de montrer que la propagation se fait suivant trois modes suivant le déplacement des faces de la fissure dans un plan défini. Elle peut aussi être due à la combinaison de deux ou trois modes de ruptures. Les figures suivantes montre les trois modes de rupture. [1],[2]

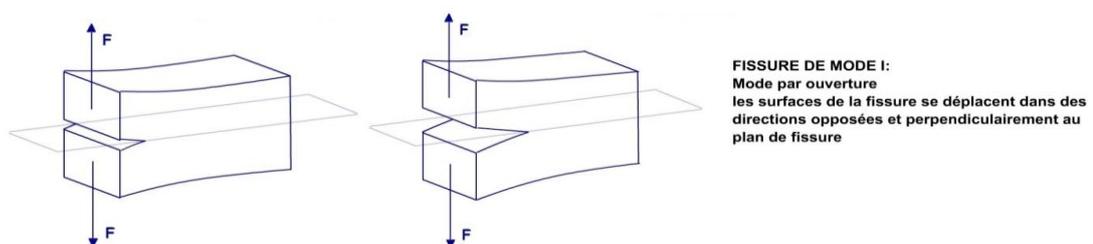


Figure 0-1 : propagation en mode I

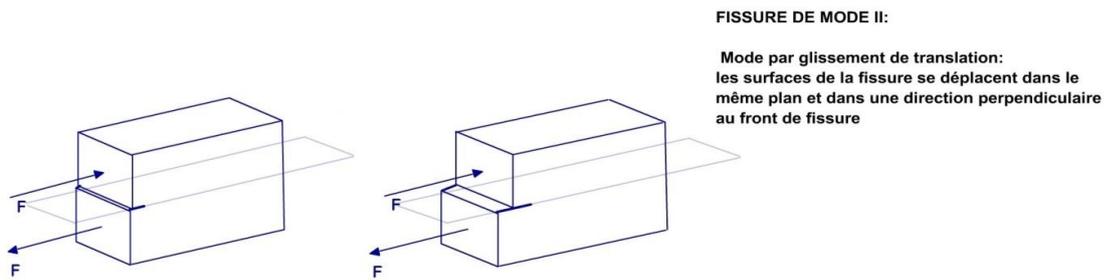


Figure 0-2 : propagation en mode II

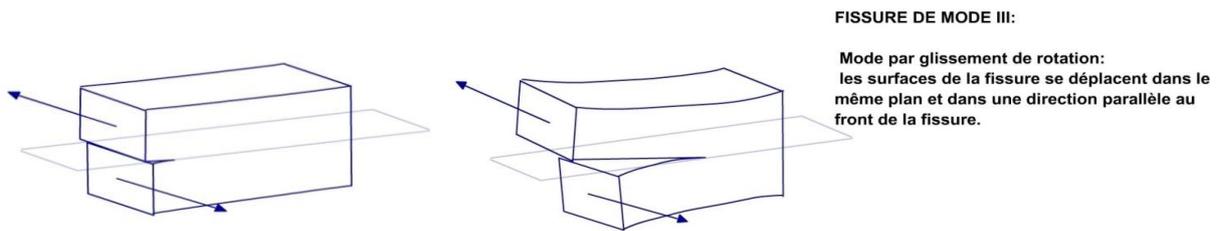


Figure 0-3 : propagation en mode III

- Mode I : les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement l'une par rapport à l'autre, c'est le mode par ouverture.
- Mode II : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan, et dans une direction perpendiculaire au front de fissure. Il est appelé aussi mode par glissement de translation.
- Mode III : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de fissure, c'est le mode de glissement de rotation.

Le mode I est souvent le plus critique et les études théoriques sont donc souvent limitées à ce mode de propagation.

## I.2.4 APPROCHE DE GRIFFITH :

La mécanique de la rupture fut développée durant la première guerre mondiale par l'ingénieur britannique en aéronautique, Alan. A. GRIFFITH, pour mieux expliquer la rupture des matériaux fragiles [10]. Les travaux de GRIFFITH étaient motivés par deux contradictions :

- La contrainte nécessaire pour rompre du verre est de près de 100MPa.
- La contrainte théorique nécessaire pour briser les liaisons atomiques du verre est approximativement de 10,000MPa.

Une théorie était nécessaire pour concilier ces deux observations contradictoires. De plus, des expériences sur les fibres de verres ont suggéré que la contrainte de rupture augmentait avec la force que le diamètre de la fibre diminuait. D'où la résistance à la traction uniaxiale, qui avait été largement utilisée pour prédire la rupture d'un matériau avant GRIFFITH, ne pouvait pas être une propriété matérielle indépendante de l'échantillon. GRIFFITH suggéra alors que la faible résistance à la rupture observée dans les expériences, ainsi que la dépendance de la résistance en fonction de la taille, étaient dues à la présence de défauts microscopiques dans le matériau.

Afin de vérifier l'hypothèse de défauts, GRIFFITH a introduit un défaut artificiel dans ses échantillons de verre expérimentaux. Le défaut artificiel était sous forme de surface fissure qui était beaucoup plus grande que les autres défauts dans l'échantillon. Les expériences ont montré que le produit de la racine carrée de la longueur du défaut ( $a$ ) et de la contrainte de rupture ( $\sigma_f$ ) était presque constant, ce qui peut être exprimé avec l'équation suivante :

$$\sigma_f \sqrt{a} \approx C \quad (1.1)$$

L'explication de cette équation en termes de théorie d'élasticité linéaire est problématique. La théorie d'élasticité linéaire prédit que la contrainte à la pointe de la fissure dans un matériau linéairement élastique est infinie. Afin d'éviter ce problème, GRIFFITH a développé une approche thermodynamique pour expliquer la relation qu'il a observé. La croissance d'une fissure, l'extension des surfaces de chaque côté de la fissure, nécessite une augmentation de l'énergie de surface. GRIFFITH a trouvé une expression de la constante  $C$  en termes d'énergie de surface de la fissure en résolvant le problème d'élasticité d'une fissure finie dans une plaque élastique. Brièvement l'approche était comme suit :

- Calculer l'énergie potentielle stockée dans un échantillon parfait sous une charge de traction uniaxiale.
- Fixer la limite de sorte que la charge appliquée ne fonctionne pas, puis introduire une fissure dans l'échantillon. La fissure détend la contrainte et réduit ainsi l'énergie élastique à proximité des faces de la fissure. D'autre part, la fissure augmente l'énergie de surface totale de l'échantillon.
- Calculer le changement de l'énergie libre (énergie de surface - énergie élastique) en fonction de la longueur de la fissure. Une défaillance se produit lorsque l'énergie libre atteint une valeur de crête à une longueur de fissure critique, au-delà de laquelle

L'énergie libre diminue à mesure que la longueur de la fissure augmente, c'est-à-dire en provoquant une rupture. En utilisant cette procédure, Griffith a trouvé que :

$$C = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi}} \quad (1.2)$$

Où  $E$  étant le module de YOUNG et  $\gamma$  la densité d'énergie surfacique du matériau. En supposant que  $E=62\text{GPa}$  et  $\gamma= 1\text{J/m}^2$ , cela permet d'avoir un accord entre la contrainte de rupture prédite par Griffith, et les résultats expérimentaux pour de verre.

Pour le cas d'une mince plaque rectangulaire avec une fissure perpendiculaire à la charge appliqué (Mode I), la théorie de Griffith devient alors :

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (1.3)$$

Où

$G$  est le taux de libération d'énergie de déformation ;

$\sigma$  est la contrainte appliquée ;

$a$  la longueur de la fissure ;

$E$  est le module de Young, qui dans le cas d'une déformation plane, devrait être divisé par le facteur de rigidité de la plaque ( $1-\nu^2$ ).

Le taux de libération d'énergie de déformation peut par ailleurs être défini comme étant la vitesse à laquelle l'énergie est absorbée par la croissance de la fissure.

Cependant nous avons aussi :

$$G_C = \frac{\pi \sigma_f^2 a}{E} \quad (1.4)$$

Si  $G > G_C$ , c'est le critère pour lequel la fissure va commencer à se propager.

Le critère de Griffith a été aussi utilisé par Johnson, Kendall et Roberts dans l'application pour les surfaces adhésives [4]. Récemment, il a été montré que l'application directe du critère de Griffith à une seule "cellule" numérique conduit à une formulation très robuste de la méthode des éléments de frontière [5].

#### 1.2.4.1 METHODE DES COMPLIANCES POUR LA MESURE DE $G_{IC}$ :

Pour un corps fissuré, le taux de restitution d'énergie par unité de surface est donné par :

$$G = \frac{dU}{dA} \quad (1.5)$$

Avec : U : énergie du système

A : surface de la fissure  $A = w \cdot a$

w : largeur de la fissure / a : longueur de la fissure

Ce qui donne alors :

$$G = \frac{1}{w} \frac{dU}{da} \quad (1.6)$$

Sur une série d'éprouvettes identiques et fissurées avec différentes longueurs de fissures on mesure l'évolution de la charge en fonction du déplacement.

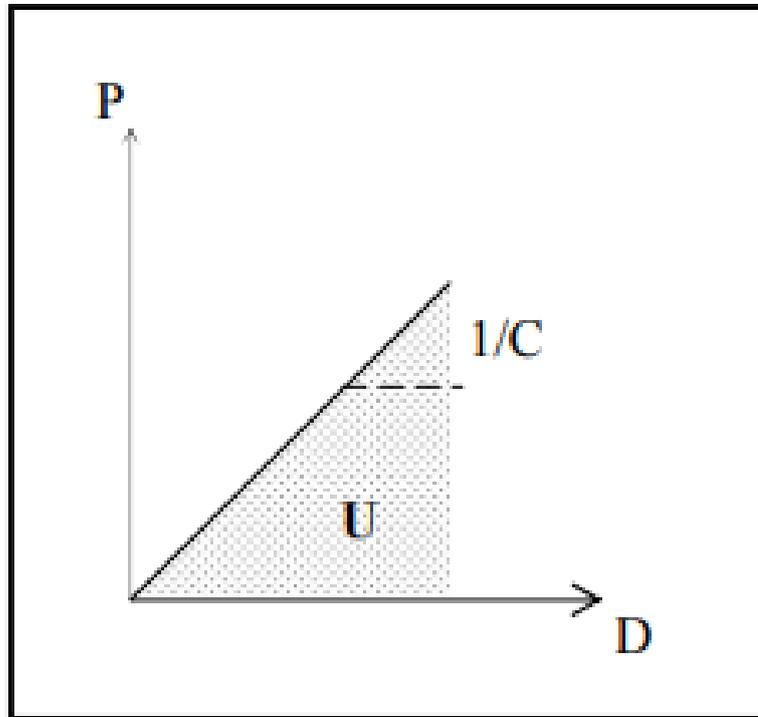


Figure I-3 : courbe typique charge déplacement

C étant la compliance du système,  $C = \frac{D}{P}$  (1.7)

Ce qui nous donne une méthode expérimentale basée sur la forme :

$$G = \frac{1}{2} \frac{P^2}{w} \frac{dC}{da} \quad (1.8)$$

Une fois les compliances de chaque éprouvette calculé, on trace la variation de  $C$  en fonction de  $a$ , figure

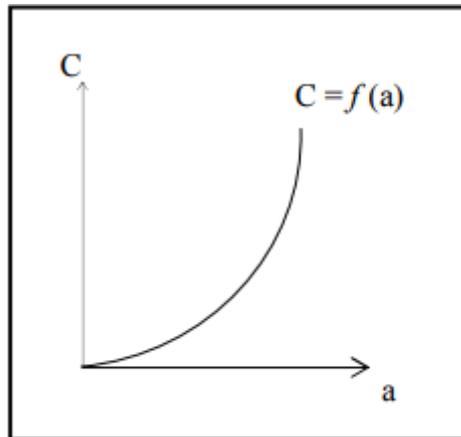
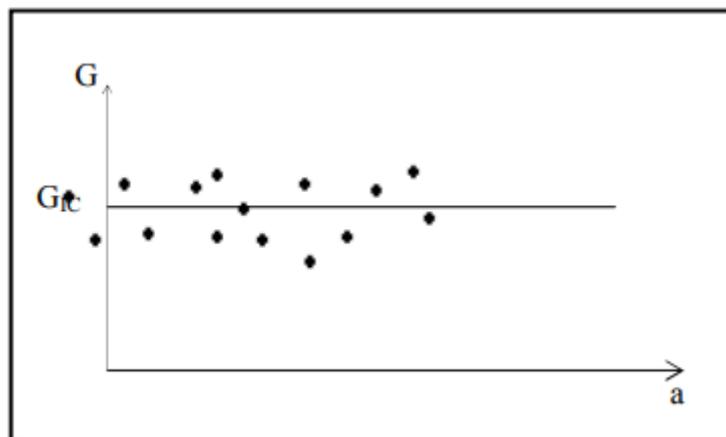


Figure I-4 : Evolution de la compliance en fonction de la longueur de fissure

On détermine par interpolation la relation  $C = F(a)$ , pour aboutir à relation de  $\frac{dC}{da}$  ainsi nous obtenons différentes valeurs de  $G$  ce qui vas permettre de tracer son évolution en fonction des différentes longueurs de fissures, figure



FigureI-5 : Evolution du taux de restitution d'énergie en fonction des longueur de fissure

### I.2.5 APPROCHE D'IRWIN :

Le travail de Griffith a été largement ignoré par la communauté des ingénieurs jusqu'au début des années 1950. Les raisons qui les ont poussées à faire çà sont :

- Dans les matériaux structurés réels, le niveau d'énergie nécessaire pour causer une rupture est considérablement supérieur à l'énergie de surface correspondante.
- Dans les matériaux structurés, il y a toujours des déformations plastiques autour du front de fissure, ce qui rend l'hypothèse du milieu élastique linéaire avec des contraintes infinies à la pointe de la fissure irréaliste. [11]

La théorie de Griffith procure un excellent accord avec les données expérimentales pour les matériaux fragiles tels que le verre. Pour les matériaux ductiles tel que l'acier, bien que la relation reste valable, l'énergie de surface ( $\gamma$ ) prédite par la théorie de Griffith reste généralement irréaliste.

Un groupe travaillant sous la direction de G. R Irwin [12] à la U.S. Naval Research Laboratory (NRL), pendant la deuxième guerre mondiale, a réalisé que la plasticité devait jouer un rôle essentiel dans la rupture des matériaux ductiles.

Dans les matériaux ductiles (ou même dans des matériaux donnant l'impression d'être fragiles), une zone plastique se développe aux alentours de l'extrémité de la fissure, cette zone grandit au fur et à mesure que la charge appliquée augmente jusqu'à ce que la fissure se développe et le matériau élastiquement contraint en dehors de la fissure se décharge. Ce cycle de charge et de décharge plastique conduit à une dissipation d'énergie sous forme de chaleur. Ce qui a conduit à ajouter un terme dissipatif à la relation d'équilibre énergétique conçu par Griffith pour les matériaux fragiles. En termes physiques, une énergie supplémentaire est nécessaire pour la croissance des fissures dans les matériaux ductiles contrairement aux matériaux fragiles.

L'idée d'Irwin était de partager l'énergie en deux partie :

- Energie de déformation élastique emmagasinée qui se dégage sous forme de fissure qui se développe. C'est la force motrice thermodynamique de la rupture.

- Energie dissipée qui inclut la dissipation plastique et l'énergie de surface (ainsi que toute autres énergie dissipative pouvant être a l'œuvre). Cette énergie fournit la résistance thermodynamique à la rupture. L'expression de l'énergie sera donc :

$$G = 2\gamma + G_p \quad (1.9)$$

Où

$\gamma$  représente l'énergie de surface,

$G_p$  est la dissipation plastique (et la dissipation venant d'autres sources) par unité de surface de la croissance des fissures.

Le critère de Griffith s'écrira alors : 
$$\sigma_f \sqrt{a} = \sqrt{\frac{EG}{\pi}} \quad (1.10)$$

Pour les matériaux fragiles, l'énergie de surface domine et donc  $G \approx 2\gamma = 2 \text{ J/m}^2$ .

Mais pour les matériaux ductiles tels que l'acier, la dissipation plastique est la plus présente

$$G \approx G_p = 1000 \text{ J/m}^2$$

Pour les polymers proches de la température de transition vitreuse, on a des valeurs entre 2 et 1000 J/m<sup>2</sup>.

Finalement, une modification de la théorie des solides de Griffith a émergé de ce travail; un terme appelé intensité de contrainte remplace le taux de libération d'énergie de déformation et un terme appelé ténacité à la rupture remplace l'énergie de faiblesse de surface. Ces deux termes sont simplement liés aux termes d'énergie utilisés par Griffith :

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.11.1)$$

Et

$$K_C = \sqrt{EG_C} \text{ (Pour les contraintes planes)} \quad (1.12)$$

$$K_C = \sqrt{\frac{EG_C}{1-\nu^2}} \text{ (Pour les déformations planes)} \quad (1.13)$$

Avec

$K_I$  étant le facteur d'intensité de contrainte,

$K_C$  la ténacité et  $\nu$  le coefficient de Poisson.

Il est important de noter que le paramètre de rupture  $K_C$  prend différentes valeurs quand il est mesuré sous contrainte plane et déformation plane.

La rupture se produit quand  $K_I \geq K_C$ . Dans le cas particulier de déformation plane,  $K_C$  devient  $K_{IC}$  et est considéré comme propriété propre au matériau. L'indice I réfère au Mode I qui est le mode de chargement qui permettra la propagation de la fissure.

Nous devons cependant noter que l'expression de  $K_I$  dans l'équation (1.11.1) sera différente pour les géométries autres que la plaque infinie fissurée au centre. Par conséquent, il est nécessaire d'introduire un facteur de correction sans dimension,  $Y$ , pour caractériser la géométrie. Nous avons donc:

$$K_{IC} = \sigma_c Y \sqrt{a} \quad (1.14)$$

$Y$  : Représente un coefficient de forme, c'est une fonction géométrique de l'éprouvette et de la longueur de fissure,

il est donné pour les principales pièces par des tables. Dans le cas de la flexion trois points :

$$Y = 1.93 - 3.07 \left(\frac{a}{w}\right) + 14.53 \left(\frac{a}{w}\right)^2 - 25.11 \left(\frac{a}{w}\right)^3 + 25.80 \left(\frac{a}{w}\right)^4 \quad (1.15)$$

### **I.2.5.1 DETERMINATION EXPERIMENTALE DE $K_{IC}$ :**

L'essai consiste à solliciter en traction ou en flexion des éprouvettes géométriquement identiques comprenant des fissures de longueurs différentes, les charges de rupture relevées serviront au calcul de  $K_{IC}$ . Dans la mesure où l'on veut représenter graphiquement la courbe qui traduit l'évolution de  $K_{IC}$  et sera en fonction de  $a/w$ . [8]

### **I.2.5.2 FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTE :**

Une autre réalisation importante d'Irwin et de ses collègues a été de trouver une méthode de calcul de la quantité d'énergie disponible pour la rupture en termes de contraintes asymptotiques et de champs de déplacement autour d'un front de fissure dans un solide linéairement élastique.

Cette expression asymptotique de la contrainte normale en mode I est liée au facteur d'intensité de contrainte  $K_I$  suivant :

$$\sigma_{ij} = \left( \frac{K}{\sqrt{2\pi x}} \right) f_{ij}(\theta) \quad (1.16)$$

Où

$\sigma_{ij}$  est le tenseur de contraintes de Cauchy,

$x$  est la distance du font de fissure,

$\theta$  est l'angle par rapport au plan de la fissure,

$f_{ij}$  est une fonction qui dépend de la géométrie de la fissure et des conditions de charge.

Irwin a nommé  $K$ , facteur d'intensité de contrainte.

Vue que  $f_{ij}$  est sans dimension, le FIC s'exprimera en unité  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .

Tandis que l'approche d'équilibre énergétique fournit une bonne compréhension du processus de rupture, une méthode alternative qui examine directement l'état de contrainte près de l'extrémité d'une fissure acérée s'est révélée plus utile dans la pratique de l'ingénierie.

La figure(I-5) représente la variation de la contrainte devant la pointe de la fissure, la solution de Westergaard et Al. Implique que les contraintes approchent l'infini si  $r$  tend vers zéro (la singularité), le facteur d'intensité de contraintes  $K$  est donc une constante qui permet de mesurer la singularité des contraintes à  $r$  et  $\theta$  donnés.

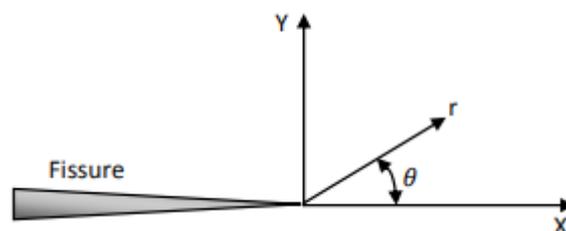


Figure 0-4 système de coordonnées pour l'analyse du champ de contrainte en pointe de fissure

$$K_I = \sigma_{app} \sqrt{\pi a} \quad (1.11.2)$$

Avec :

$\sigma_{app}$  la contrainte appliquée à la structure,

$a$  la longueur de la fissure.

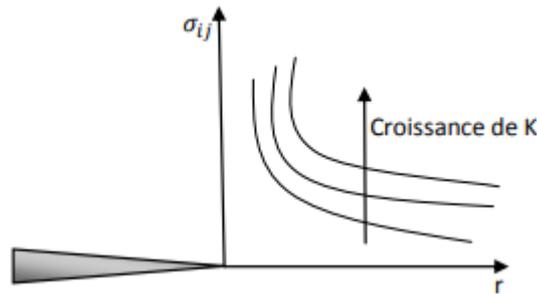


Figure 0-5 : variation du FIC

L'analyse de Westergaard et al a démontré que les neuf composantes du tenseur contraintes, ainsi que celles du tenseur des déformations, sont entièrement définies par une seule constante, donc si  $K$  connu pour une situation donnée, toutes les contraintes et les déformations à proximité du fond de fissure peuvent être calculées à partir de l'équation (1.16).

La méthode semi-inverse développée par Westergaard [13] montre que les contraintes en mode d'ouverture sont :

$$\begin{cases} \sigma_x = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) + \dots \\ \sigma_y = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) + \dots \\ \tau_{xy} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \dots \end{cases} \quad (1.17)$$

Pour les distances proches du fond de fissure ( $r \leq 0.1a$ ),

### I.2.5.3 LIBERATION D'ENERGIE DE DEFORMATION :

Irwin fut le premier à observer que si la taille de la zone plastique autour de la fissure est petite par rapport à la taille de la fissure, l'énergie nécessaire pour agrandir la fissure ne sera pas dépendante de façon critique de l'état de contrainte au niveau de la fissure. En d'autres termes, une solution purement élastique pourrait être utilisée pour calculer la quantité nécessaire d'énergie pour la rupture.

Le taux de libération d'énergie pour la croissance des fissures pourra alors être calculé en tant variation d'énergie de déformation élastique par unité de surface de la croissance de la fissure c'est-à-dire :

$$G = \left[ \frac{\partial U}{\partial a} \right]_P = - \left[ \frac{\partial U}{\partial a} \right]_u \quad (1.18)$$

Où U est l'énergie élastique du système et a est la longueur de la fissure. La charge P ou le déplacement u sont tout constant lors de l'évaluation des expressions ci-dessus. Irwin a montré que pour une fissure en mode I, le taux d'énergie de déformation libérée et le facteur d'intensité de contraintes sont liés par[9] :

$$G = G_I = \begin{cases} \frac{K_I^2}{E} \textit{contrainteplane} \\ \frac{(1-\nu^2)K_I^2}{E} \textit{déformationplane} \end{cases} \quad (1.19)$$

Avec :

E est le module de Young,

$\nu$  est le coefficient de Poisson et

$K_I$  est le facteur d'intensité de contrainte du mode I.

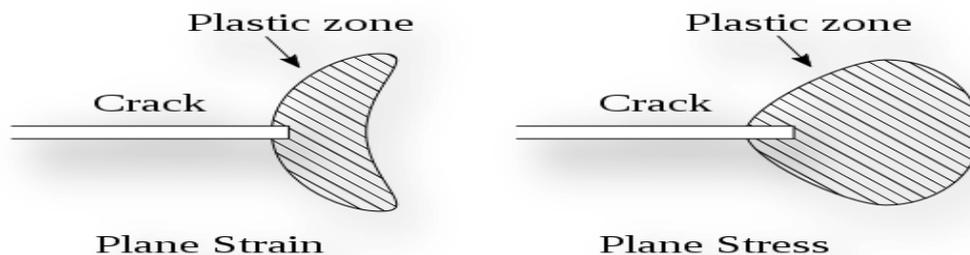
Irwin a aussi montré que le taux de libération d'énergie de déformation d'une fissure plane dans un corps élastiquement linéaire peut être exprimé en fonction des facteurs d'intensité de contrainte dans la plupart des conditions de chargement.

Après quoi, Irwin a adopté l'hypothèse que la taille et la forme de la zone de dissipation d'énergie reste approximativement constant durant une rupture fragile. Cette hypothèse suggère que l'énergie nécessaire pour créer une unité de fissure de surface est une constante qui dépend seulement du matériau. Cette nouvelle propriété de matériau fut appelée **Tenacité à la rupture**  $G_{IC}$ . Aujourd'hui, c'est le **Facteur d'intensité de contrainte**  $K_{IC}$ , qu'on retrouve dans la condition de déformation plane, qui est acceptée comme la propriété définie dans la mécanique de la rupture linéaire élastique.

#### I.2.5.4 ZONE PLASTIQUE CONFINÉE :

En théorie, la contrainte à la pointe de la fissure où le rayon est presque nul, tendrait vers l'infini.

Ceci pourrait être considéré comme une singularité de contrainte, chose qui n'est pas possible dans les applications réelles. Pour cette raison, dans les études numériques dans le domaine de la mécanique de la rupture, il est souvent approprié de représenter les fissures comme des encoches à pointes rondes, avec une région de concentration d'effort, dépendant de la géométrie, remplaçant la singularité de pointe de fissure.



**Figure I-6 : modélisation de la zone plastique confinée (à gauche dans le cas d'une déformation plane, à droite pour une contrainte plane)**

En réalité, la concentration d'effort à la pointe de la fissure à l'intérieur de véritables matériaux furent découverts comme ayant une valeur finie mais plus grande que l'effort nominal appliqué à l'échantillon. Une équation donnant les efforts près d'une pointe de fissure est donnée ci-dessous.

$$\sigma_l = \sigma \left( 1 + Y \sqrt{\frac{c\pi}{2\pi r}} \right) \quad (1.20)$$

L'effort près de la pointe de fissure,  $\sigma_l$ , dépend de l'effort nominal appliqué,  $\sigma$  et un facteur de correction,  $Y$  (qui dépend de la géométrie de l'échantillon), est inversement dépendant de la distance radiale ( $r$ ) de la pointe de la fissure. Néanmoins, il doit y avoir un mécanisme ou une propriété du matériau qui empêche une telle fissure de se propager spontanément. L'hypothèse est que la déformation plastique à la pointe de la fissure émousse efficacement la pointe de la fissure.

Cette déformation dépend essentiellement de l'effort appliqué dans la direction applicable (dans la plupart des cas, c'est l'axe Y d'un système de coordonnées cartésiennes), La longueur de la fissure et la géométrie de l'échantillon. Pour estimer comment cette zone de déformation plastique s'est étendu depuis la pointe de la fissure, George Irwin assimila la limite d'élasticité du matériau aux efforts extrêmes de la direction Y à la longueur de la fissure (direction X ) et résolut pour le rayon effectif. De cette relation, Irwin développa l'expression suivante pour le rayon idéal de la zone de déformation plastique à la pointe de la fissure[9].

$$r_p = \frac{K_C^2}{2\pi\sigma_y^2} \quad (\text{Contraintes planes}) \quad (1.21)$$

$$r_p = \frac{K_C^2}{6\pi\sigma_y^2} \quad (\text{Déformations planes}) \quad (1.22)$$

Des modèles de matériaux idéals ont montré que cette zone de plasticité est centrée à la pointe de la fissure. Cette équation donne le rayon idéal de la zone de déformation plastique approximative au-delà de la pointe de la fissure, qui est utile pour de nombreux scientifiques en construction parce qu'elle donne un bon aperçu de comment le matériau se comporte quand il est sujet à un effort. Dans l'équation précédente, les paramètres de l'intensité de l'effort et indicateur de la ténacité du matériau  $K_C$ , et la limite d'élasticité,  $\sigma_y$ , sont importants car ils illustrent beaucoup de choses à propos du matériau et de ses propriétés, ainsi que sur la taille de la zone plastique.

Par exemple, si  $K_C$  est grand, alors on peut déduire que le matériau est tenace, néanmoins si  $\sigma_y$  est grand, on sait que le matériau est plus ductile. Le ratio de ces deux paramètres est important pour le rayon de la zone plastique. Par exemple, si  $\sigma_y$  est petit, alors le ratio carré de  $K_C$  sur  $\sigma_y$  est grand, ce qui résulte sur un rayon plastique plus large.

Ceci implique que le matériau peut se déformer plastiquement, et, par conséquent, est dur. Cette estimation de la taille de la zone plastique dans la pointe de la fissure peut être utilisée pour analyser plus précisément comment le matériau se comportera en présence d'une fissure.

Le même procédé comme décrit dans un seul chargement simple s'applique aussi et pour un chargement cyclique. Si une fissure est présente dans un échantillon qui subit un chargement cyclique, l'échantillon se déformera plastiquement à la pointe de la fissure et retardera la croissance de la fissure. Dans le cas d'une surcharge ou d'un glissement, ce modèle change légèrement pour accommoder la soudaine augmentation d'effort que le matériau a précédemment subi. A une charge suffisamment grande (Surcharge), la fissure grandit en dehors de la zone plastique qui la contenait et laisse derrière elle la poche de la déformation plastique originelle. Maintenant, en supposant que l'effort de la surcharge n'est pas suffisamment grand pour complètement rompre l'échantillon, la fissure subira une nouvelle déformation plastique autour du nouveau fond de fissure, agrandissant ainsi la zone de contraintes plastiques résiduelles. Ce processus renforce et prolonge la durée de vie du matériau, car la nouvelle zone plastique est plus grande que ce qu'elle serait dans les conditions de contrainte habituelles. Cela permet au matériau de subir plus de cycles de chargement. Cette idée peut être illustrée par le graphique de l'aluminium avec une fissure centrale subissant des événements de surcharge.

### I.3 LIMITATIONS :

Mais un problème est survenu pour les chercheurs du LNR parce que les matériaux navals, par exemple l'acier de plaque de navire, ne sont pas parfaitement élastiques mais subissent une déformation plastique importante à l'extrémité d'une fissure. Cependant, cette hypothèse est assez restrictive pour certains types de rupture dans les aciers de construction,

Bien que ces aciers puissent être sujets à des ruptures fragiles, ce qui a conduit à un certain nombre de défaillances catastrophiques.



Figure I- 7 : Le S.S. Schenectady s'est séparé en deux par rupture fragile dans le port, 1943.

L'hypothèse de base dans la mécanique de la rupture élastique linéaire d'Irwin est le rendement à petite échelle, la condition selon laquelle la taille de la zone plastique est petite par rapport à la longueur de la fissure. Cependant, cette hypothèse est assez restrictive. La mécanique de la rupture linéaire-élastique est d'une utilité pratique limitée pour les aciers de construction et les tests de ténacité peuvent être coûteux.

### **I.3.1 MECANIQUE DE LA RUPTURE ELASTO-PLASTIQUE [2]:**

La plupart des matériaux d'ingénierie présentent un comportement élastique et inélastique non linéaire dans des conditions de fonctionnement impliquant des charges importantes. Dans de tels matériaux, les hypothèses de la mécanique de rupture élastique linéaire peuvent s'avérer incohérentes :

- La zone plastique en font de fissure peut avoir une taille de même ordre de grandeur que la taille de la fissure
- La taille et la forme de la zone plastique peuvent changer avec l'augmentation de la charge appliquée et aussi avec la propagation de la fissure.

C'est pour cela qu'une théorie plus générale est nécessaire pour les matériaux élasto-plastique, qui peuvent expliqués :

- les conditions locales pour la croissance initiale de la fissure qui comprennent la nucléation, la croissance et la coalescence des vides (décohésion) au niveau d'un fond de fissure.
- un critère de bilan énergétique global pour une croissance de fissure supplémentaire et une rupture instable.

#### **I.3.1.1 Crack Tip Opening Displacement CTOD[8]:**

Historiquement, le premier paramètre pour la détermination de la ténacité à la rupture dans la région élasto-plastique était le déplacement à l'ouverture de la fissure (CTOD) ou «l'ouverture au sommet de la fissure». Ce paramètre a été déterminé par Wells au cours des études sur les aciers de construction qui, en raison de la ténacité élevée, n'ont pas pu être caractérisées avec le modèle de mécanique de rupture élastique linéaire.

Il a noté que avant la rupture, les parois de la fissure partaient et que cette dernière après rupture, variait de aiguë à arrondie en raison de la déformation plastique. De plus, l'arrondi de l'extrémité de fissure était plus prononcé dans les aciers avec une ténacité supérieure.

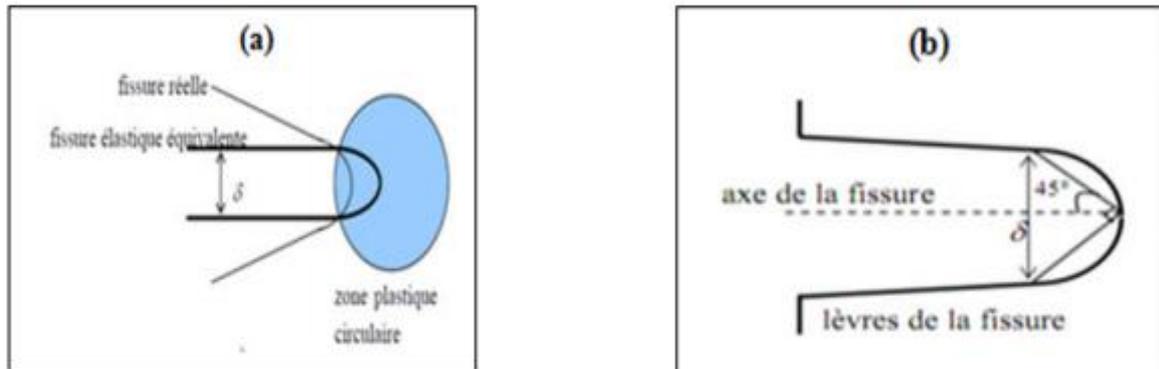


Figure I-8 : écartement de fissure  $\delta$

On peut relier le CTOD au taux de restitution d'énergie, ou encore à l'intégrale  $J$  en utilisant la solution asymptotique HRR :

$$\delta = d_n(\sigma_0, n) \frac{J}{\sigma_0} \quad (1.23)$$

Où  $d_n$  est un coefficient de proportionnalité sans dimension et qui dépend fortement du coefficient d'érouissage  $n$  et de la limite d'élasticité  $\sigma_0$  [8].

Il y a bon nombre de définitions alternatives au CTOD, la plus répandue d'entre elles, est que le CTOD est le déplacement à la pointe de la fissure d'origine et l'interception à 90°. Cette dernière définition a été suggérée par Rice et est souvent utilisée pour déduire le CTOD dans les modèles par élément finis.

La plupart des mesures de CTOD effectuées en laboratoire ont été effectuées sur des éprouvettes fissurées en bordure et chargées en flexion trois points. Les premières expériences ont utilisé une jauge plate en forme de palette qui a été insérée dans la fissure; lorsque la fissure s'est ouverte, la jauge à aubes a tourné et un signal électronique a été envoyé à un traceur x-y. Cette méthode était inexacte, cependant, parce qu'il était difficile d'atteindre le fond de fissure avec la jauge à aubes.

Aujourd'hui, le déplacement  $V$  à la bouche de la fissure est mesuré, et le CTOD est déduit en supposant que les moitiés de l'échantillon sont rigides et tournent autour d'un point de charnière (le fond de fissure).

### I.3.1.2 LA COURBE R :

### I.3.1.3 APPROCHE THEORIQUE :

Une première tentative dans le sens de la mécanique de la rupture élasto-plastique a été la courbe de résistance à l'allongement de la fissure d'Irwin, la courbe de résistance à la fissuration ou la courbe R. Cette courbe reconnaît le fait que la résistance à la rupture augmente avec la taille des fissures croissantes dans les matériaux élasto-plastiques. La courbe R est un graphique du taux de dissipation d'énergie totale en fonction de la taille de la fissure et peut être utilisée pour examiner les processus de croissance de fissure lente et stable et de rupture instable. Cette courbe représente un paramètre intrinsèque, elle permet de déterminer le  $(K)$  instable ou le  $(G)$  instable. L'utilisation des courbes (R) permet de distinguer la phase de propagation stable et instable de la rupture.

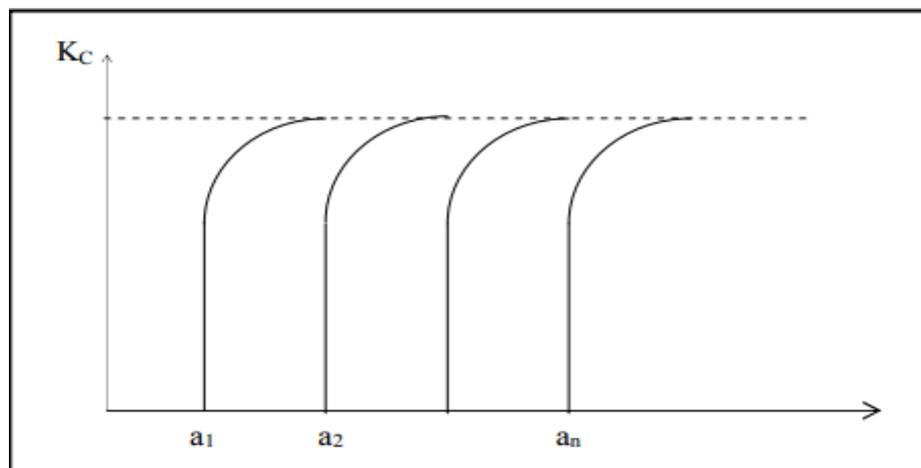


Figure I-9 : Représentation graphique de l'évolution de la résistance à la fissuration ( $K$ ) en fonction de la longueur de fissure ( $a$ ) [16]

On distingue la propagation stable et instable de la rupture, les courbes (R) peuvent être tracées soit en énergie  $G_R$  soit en facteur de contraintes  $K_R$ . Le traçage d'une courbe R nécessite la connaissance en tout instant de la longueur de fissure propagée et de la charge

correspondante. En pratique la difficulté réside en la mesure de la longueur instantanée de la fissure, cette longueur effective instantanée est donnée par l'expression suivante:

$$a_{eff} = a_0 + a_{st} \quad (1.25)$$

$a_0$  : longueur de fissure initiale

$a_{st}$  : longueur de la propagation stable de la fissure mesurée.

Mais, la courbe R n'a pas été largement utilisée dans les applications jusqu'au début des années 1970. Les principales raisons semblent être que la courbe R dépend de la géométrie de l'échantillon et que la force motrice de la fissure peut être difficile à calculer. [6]

#### I.3.1.4 Méthode expérimentale pour le tracé de la courbe R[6]:

Pour tracer la courbe R, il faut connaître à tout instant la longueur de fissure évoluant en fonction de la charge. Pour ce faire la méthode expérimentale utilisée est celle des compliances.

Cette méthode consiste à solliciter en traction des éprouvettes identiques avec différentes longueurs de fissure, on enregistre la charge en fonction du déplacement. La mesure de la pente

De la partie linéaire pour les différentes longueurs de fissures croissantes permet d'établir les différentes longueurs de fissures figure :

$$C = f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (1.26)$$

La méthode de la compliance consiste à mesurer la pente de la droite passant par l'origine en un point de chargement  $P_i$  de la courbe charge-déplacement.

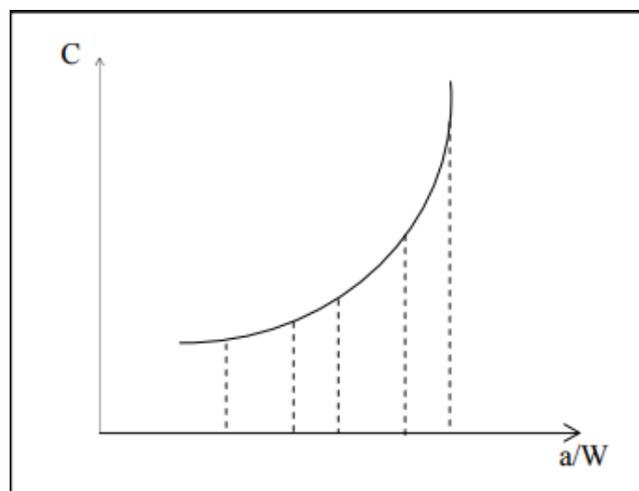


Figure I-10 : Courbe C en fonction de a/w

Connaissant les ( $C_i$ ) on peut trouver les ( $a_i$ ) correspondantes, ce qui permettra de tracer les courbes R soit en énergie soit en contraintes en fonction de la longueur de propagation de fissures. Figure I-11.

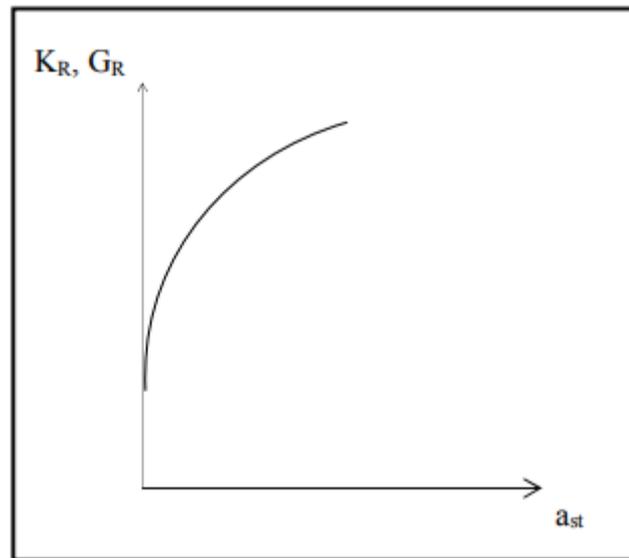


Figure I-11 : Courbe (R) unique indépendante de la longueur de propagation stable de la fissure

### I.3.1.5 INTEGRAL – J :

Au milieu des années 1960, James R. Rice (alors à l'Université Brown) et G. P. Cherepanov développèrent indépendamment une nouvelle mesure de dureté pour décrire le cas où la déformation du fond de fissure est suffisante pour que la pièce n'obéisse plus à l'approximation linéaire-élastique. L'analyse de Rice, qui suppose une déformation élastique non linéaire (ou déformation de la théorie de la déformation monotone) en avant du fond de fissure, est appelée l'intégrale en J. [14] Cette analyse est limitée aux situations où la déformation plastique à l'extrémité de la fissure ne s'étend pas jusqu'au bord le plus éloigné de la partie chargée.

Il exige également que le comportement élastique non linéaire supposé du matériau soit une approximation raisonnable de la forme et de l'ampleur de la réponse de charge du matériau réel. Le paramètre de rupture élastique-plastique est désigné par  $J_{Ic}$  et est converti classiquement en  $K_{Ic}$ . Notez également que l'approche intégrale J se réduit à la théorie de Griffith pour un comportement linéaire-élastique.

On définit l'intégrale-J mathématiquement comme suite:

$$J = \int_{\Gamma} (\omega dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds) \quad (1.27)$$

$$\text{Avec } \omega = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (1.28)$$

Avec :

$\Gamma$  est un chemin arbitraire dans le sens des aiguilles d'une montre autour du sommet de la fissure (Figure,

$\omega$  la densité d'énergie de déformation,

$T_i$  sont les composantes des vecteurs de traction,

$u_i$  sont les composantes des vecteurs déplacements,

$ds$  une longueur incrémentielle le long du chemin  $\Gamma$ ,

$\sigma_{ij}$  et  $\varepsilon_{ij}$  sont les tenseurs de contraintes et de déformations

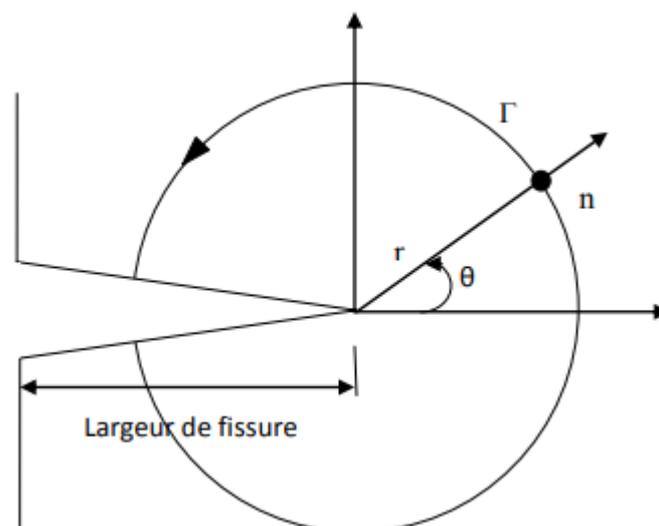


Figure I-12 : choix arbitraire d'un contour entourant la fissure[1]

L'intégrale-J est mathématiquement indépendante du contour choisi. Le calcul de  $J$  peut donc être réalisé loin de la pointe de fissure et de sa singularité, ce qui rend le calcul plus précis. Dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, nous avons en mode I de rupture:

$$J = G = \frac{K+1}{8\mu} K_I^2 = \frac{\partial W_P}{\partial A} \quad (1.29)$$

Avec :

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \text{ module de cisaillement}$$

$$K = \frac{3-\nu}{1+\nu} \text{ Dans le cas de contraintes planes}$$

$$K = 3 - 4\nu \text{ Dans le cas de déformations planes}$$

Dans les cas où la plasticité est importante, on effectue une analogie avec un matériau élastique non linéaire. Dans ce cas, l'intégrale J est étendue au cas des matériaux élastiques non linéaires, et permet ainsi d'intégrer le champ des contraintes et des déplacements à la pointe de la fissure.

### I.3.2 Les courbes J-R du matériau :

Lorsqu'un composant structurel contenant une fissure est chargé, il est représenté par une certaine valeur de J-intégrale qui peut être considérée comme une "résistance à la fissuration". Cette idée conduit à évaluer l'extension de la fissure dans le composant en utilisant la courbe de résistance à la croissance de la fissure (courbe R). La figure 2.5 est un exemple de courbe R en matériau ductile qui représente la relation entre la résistance à la fissuration en termes d'intégrale J et d'extension de fissure, appelée courbe J-R. Dans les conditions de rendement à petite échelle, la courbe J-R est une propriété du matériau, car la valeur de J dépend uniquement de l'extension de la fissure.

Les méthodologies permettant d'établir les courbes J-R des matériaux sont décrites dans des manuels standard, tels que ESIS P2-92 et ASTM E1820 [17,18]. L'une des techniques fréquemment utilisées est la méthode de conformité au déchargement élastique, qui permet d'obtenir une courbe J-R avec un seul échantillon. Cette technique commence par charger l'échantillon jusqu'à ce qu'une petite quantité d'extension de la fissure se produise. Après cela,

La charge est partiellement supprimée et ensuite appliquée de nouveau, ce qui donne le diagramme de déplacement de charge présenté à la figure I.7. À partir de ce diagramme, la longueur instantanée de la fissure menant aux valeurs d'extension de la fissure ( $\Delta$ ) et les valeurs  $J$  à chaque point de déchargement sont calculées à partir de la compliance élastique ainsi que de l'aire sous la courbe à l'aide de formules données dans les normes. On obtient alors une courbe J-R sous forme de Jintegral contre l'extension de la fissure, laquelle présente une résistance à la rupture croissante à mesure que la fissure se développe.

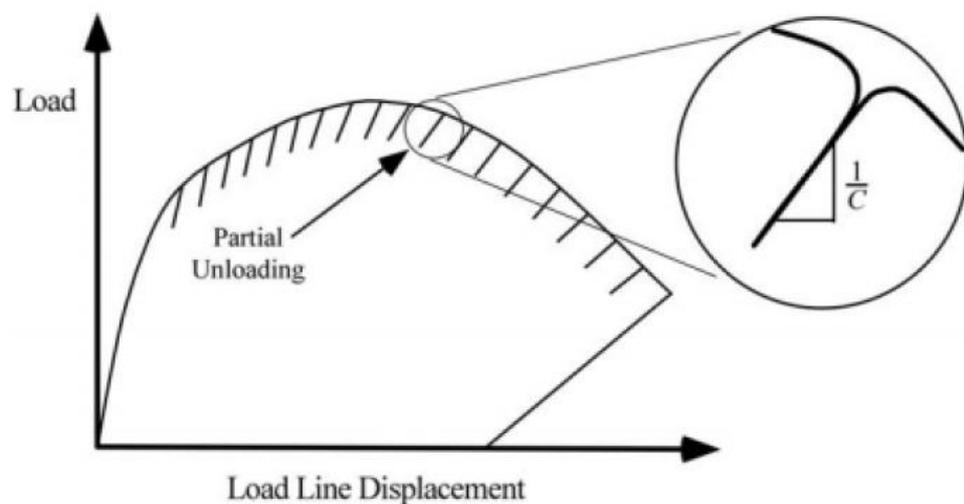


Figure I-13 : La méthode de conformité de déchargement pour surveiller la croissance de la fissure [14].

Les éprouvettes recommandées pour établir la courbe J-R sont des éprouvettes en mécanique de la rupture à contrainte géométrique élevée, c'est-à-dire pliées avec une seule arête dentée (SENB), sous traction compacte (CT) et sous tension compacte en forme de disque (DCT). Cependant, certaines données expérimentales montrent que les courbes J-R varient avec le niveau de contrainte [19, 20]. La figure 1.8 montre que les valeurs d'intégrale J sur la courbe J-R pour un échantillon à contrainte élevée sont inférieures à celles d'un échantillon à contrainte faible.

En d'autres termes, la pente des courbes J-R après l'initiation de la fissure diminue progressivement avec l'augmentation de la contrainte de fond de fissure [15]. Par conséquent, l'effet de contrainte dû à la géométrie doit être corrigé afin que les courbes J-R déterminées lors des essais en laboratoire puissent être appliquées aux vraies structures fissurées. À partir de cela, trois méthodes ont été développées afin de quantifier la contrainte de fond de fissure.

Ces méthodes sont l'approche J-T [21], la théorie J-Q [22, 23] et la méthode J-A2 [24]. La théorie J-Q et la méthode J-A2 sont des approches relativement populaires pour caractériser les effets de contrainte dans les calculs à grande échelle [25], tandis que l'approche J-T est d'une utilisation limitée dans les ruptures élasto-plastiques car elle est basée sur la théorie de l'élasticité.

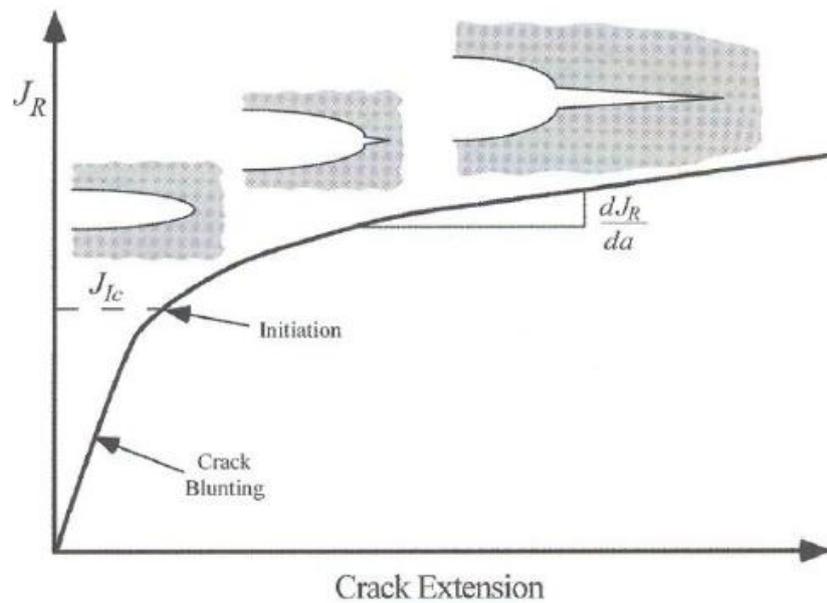


Figure I-14 courbe schématique J-R pour un matériau ductile

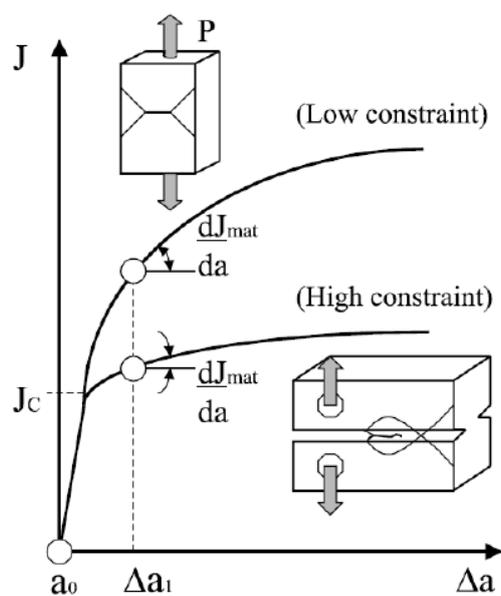


Figure I-15 Variation des courbes J-R avec le niveau de contrainte de fond de fissure [15].

## I.4 APPROCHE LOCALE DE LA RUPTURE :

L'approche locale est une méthode alternative qui peut être utilisée pour simuler le comportement à la rupture de structures en acier sans utiliser de paramètres de mécanique de rupture. Cette approche a été développée ces dernières années et utilisée pour prédire le comportement à la rupture de structures en acier ferritique et austénitique pour une gamme de géométries sous des combinaisons de charges primaires et secondaires [26-27]. «L'approche locale repose sur l'application de modèles micromécaniques de défaillance dans lesquels la contrainte, la déformation et les « dommages » locaux causés à un fond de fissure ou à un concentrateur de contraintes sont liés aux conditions critiques nécessaires à la rupture. Normalement, ces modèles impliquent des paramètres qui doivent être étalonnés à l'aide d'une combinaison de données de test de référence, de métallographie quantitative et d'analyse par éléments finis. Une fois que ces paramètres ont été dérivés pour un matériau particulier, ils peuvent être supposés indépendants de la géométrie et du mode de chargement et sont transférés à l'évaluation de toute structure fabriquée à partir du même matériau [28] ».

L'approche locale a été développée pour les processus de fracture ductile et fragile (clivage). Étant donné que le type de défaillance survenu dans la partie expérimentale du projet STYLE est la fracture ductile, seule l'approche locale de la fracture ductile est présentée dans cette section. Les modèles micromécaniques d'approche locale pour la fracture ductile sont généralement basés sur le processus commun de la fracture ductile qui peut être divisé en 3 étapes :

- (i) Nucléation des vides microscopique
- (ii) La croissance du vide
- (iii) Coalescence du vide en croissance avec des vides adjacents.

Un certain nombre de modèles mathématiques tentent d'expliquer le processus de fracture ductile. Les trois modèles largement référencés sont présentés comme suit:

### I.4.1 Rice and Tracy model (RT model) :

Rice et Tracy [29] ont étudié la croissance d'une cavité sphérique dans un solide infini soumis à un stress normal éloigné. Ils ont constaté que la croissance du vide dans tous les cas pouvait être approximée par l'expression suivante:

$$\ln \left( \frac{R}{R_0} \right) = 0.283 \int \exp \left( \frac{1.5\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) d\varepsilon_{eq} \quad (1.30)$$

Où

$R_0$  est le rayon du vide sphérique initial,

$R$  est le déplacement radial moyen du vide ellipsoïdal,

$d\varepsilon_{eq}$  est l'incrément de déformation plastique équivalente et

$\sigma_m/\sigma_{eq}$  est la triaxialité de contrainte.

Cette intégration est reprise dans l'historique de la déformation plastique et l'initiation de la fissure est prédite lorsque le paramètre  $\ln(R/R_0)$  atteint une valeur critique. Ce modèle est donc caractérisé par un paramètre unique: le taux de croissance du vide critique  $(R/R_0)_c$ .

La détermination de  $(R/R_0)_c$ , correspondant à une initiation de fissure, nécessite à la fois des mesures expérimentales à partir d'essais de traction sur un échantillon entaillé ou fissuré et une analyse par FE du même échantillon [30, 31]. Dans l'analyse FE, les valeurs de  $(R/R_0)$  dans l'élément situé en avant du fond de fissure sont calculées à chaque incrément de charge par l'équation (2.18) qui est réécrite sous forme numérique comme suit [32, 33]:

$$\left(\frac{R}{R_0}\right)_{n+1} = \left(\frac{R}{R_0}\right)_n \left\{ 1 + 0.283 \Delta\varepsilon_{eq} \exp\left(\frac{1.5\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \right\} \quad (1.31)$$

Où

$(R/R_0)_n$  et  $(R/R_0)_{n+1}$  sont les taux de croissance de la cavité aux pas  $n$  et  $n+1$  respectivement.

Ces calculs fournissent la relation entre l'évolution du taux de croissance du vide et les valeurs de l'intégrale-J. La valeur de  $(R/R_0)$  qui correspond au  $J_{IC}$  est définie comme  $(R/R_0)_c$ , comme montré dans la figure I.9. Une fois que cette valeur est définie, elle peut être utilisée pour prédire l'initiation de la rupture ductile dans une structure fissurée par analyse EF.

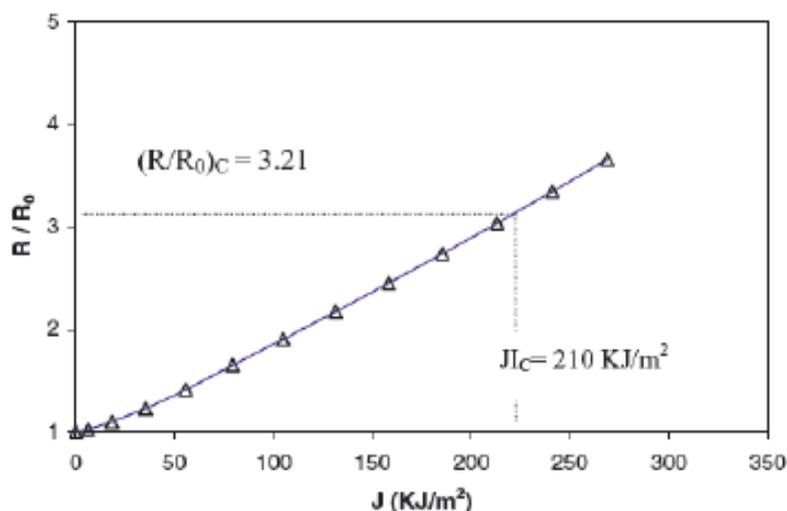


Figure I-16 : relation entre  $(R/R_0)$  et l'intégrale-J [31].

## I.4.2 Modèles d'endommagement :

### I.4.2.1 Modèles de Gurson :

Sur la base des travaux de Rice et Tracy, Gurson a également étudié le flux de matière plastique d'un matériau contenant du vide. Il a fourni une fonction de rendement qui inclut l'effet de ramollissement dû au vide initial [34]:

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\bar{\sigma}}\right)^2 + 2q_1 f \cosh(3q_2 \sigma_m / 2\bar{\sigma}) - 1 - (q_1 f)^2 = 0 \quad (1.32)$$

Avec :

$\sigma_{eq}$  est la contrainte de Von Mises macroscopique,

$\sigma_m$  est la contrainte macroscopique moyenne,

$\sigma_{ij}$  est la contrainte d'écoulement pour le matériau de matrice de la cellule et

$f$  est la fraction volumique du vide.

Les paramètres  $q_1$  et  $q_2$  sont constants qui seront introduites par la suite par Tvergaard [35,36]. Lors d'un effort progressif, le taux de croissance des vides a la forme suivante [37]:

$$\dot{f} = (1 - f)\varepsilon_{kk}^{\dot{p}} + \Lambda \varepsilon_{eq}^{\dot{p}} \quad (1.33)$$

Le premier terme de l'équation (1.33) définit le taux de croissance des vides préexistants et le second terme quantifie la contribution des nouveaux vides qui sont nucléés avec une déformation plastique. Le coefficient de mise à l'échelle  $\Lambda$  est donné par:

$$\Lambda = \left(\frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}}\right) \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\varepsilon_{eq}^P - \varepsilon_N}{S_N}\right)^2\right] \quad (1.34)$$

L'expression ci-dessus indique que la plage de déformation plastique lors de la nucléation d'un nouveau vide suit une distribution normale avec une valeur moyenne  $\varepsilon_m$ , un écart type  $S_N$  et une fraction volumique de la particule de nucléation vide  $f_N$ . Cependant, l'équation (1.32) ne permet pas à elle seule de prédire l'instabilité de striction entre les vides, car cette équation ne prend pas en compte les vides discrets.

Pour surmonter ce problème, Tvergaard et Needleman [38] ont modélisé la coalescence des vides en remplaçant  $f$  par une fraction de volume de vide efficace  $f^*$

$$f^* = \begin{cases} f & \text{pour } f \leq f_c \\ f_c - k(f - f_c) & \text{pour } f > f_c \end{cases} \quad (1.35)$$

Où

$$k = \frac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c} \quad (1.36)$$

Où

$f_c$  est la fraction de volume de vide critique à laquelle les vides se coalescent.

$f_F$  est la fraction de volume vide finale où le matériau échoue

$f_u^* = 1/q_1$ . Cette équation implique simplement qu'avant la coalescence du vide,

la relation entre la fraction de volume du vide et la diminution de la charge suivra le modèle de Gurson. Une fois que la coalescence des vides a commencé, la fraction de volume des vides sera amplifiée pour présenter la perte soudaine de capacité de charge.

Comme mentionné ci-dessus, le modèle de Gurson nécessite un certain nombre de paramètres qui doivent être déterminés pour le matériau étudié, à savoir  $q_1$ ,  $q_2$ ,  $f_0$ ,  $f_c$ ,  $f_f$ ,  $f_n$ ,  $S_N$  et  $\varepsilon_n$ . Zhang [39, 40] a amélioré ce modèle en utilisant critère de charge limite plastique proposé par Thomason pour déterminer l'état critique de coalescence des vides [41-43], qui permet de déterminer automatiquement la coalescence des vides et de relier directement la défaillance matérielle aux paramètres de nucléation des vides (c'est-à-dire qu'il n'est pas nécessaire de déterminer  $f_c$ ). En outre, Zhang a également suggéré que la valeur de la fraction de volume de vide finale puisse être estimée par la relation suivante.

$$f_f = 0.15 + 2f_0 \quad (1.37)$$

Puisqu'il n'est pas nécessaire de déterminer  $f_c$  et que la valeur de  $f_f$  peut être estimée à l'aide de l'équation (1.37), seuls 4 paramètres ( $f_0$ ,  $f_n$ ,  $S_N$  et  $\varepsilon_n$ ) doivent être déterminés.

#### I.4.2.2 Le modèle d'endommagement continu de Rousselier :

Le modèle de Rousselier [44, 45] est basé sur le concept thermodynamique de milieux standard généralisés. La fonction de rendement de ce modèle est proche du modèle de Gurson et a la forme:

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} - R(p) + B(\beta) D \exp\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_1}\right) \quad (1.38)$$

Où

$D$  et  $\sigma_1$  sont des constantes,

$\rho$  est la densité et  $\beta$  est la variable d'endommagement.

Le second terme  $R(p)$  est le paramètre de durcissement du matériau qui est déterminé à partir de la courbe de durcissement contrainte-déformation dans un essai de traction standard.

$B(\beta)$  est une fonction qui présente le ramollissement du matériau en raison de dommages. Cette fonction est calculée à partir de la connaissance de la fraction de volume vide initiale et  $\beta$  de:

$$B(\beta) = \frac{\sigma_1 f_0 \exp(\beta)}{1 - f_0 + f_0 \exp(\beta)} = \sigma_1 f \quad (1.39)$$

Où

$f_0$  est une constante représentant la fraction volumique initiale des cavités et est la fraction volumique réelle des cavités.

Selon l'équation (1.38), le modèle de dommage de Rousselier définit le ramollissement du matériau par un paramètre de dommage ( $\beta$ ). Et la fracture provient de la compétition entre durcissement et dégradation. Par conséquent, il n'est pas nécessaire d'introduire une valeur critique de la variable de dommage. De plus, le nombre de paramètres à définir dans le modèle est inférieur à celui du modèle de Gurson.

#### I.4.2.3 Application des modèles de Gurson et Rousselier aux structures fissurées :

Les applications des modèles de Gurson et Rousselier pour prédire le comportement structurel sont décrites dans la littérature [26, 46, 47]. Le processus commence par déterminer les paramètres de modèle du matériau d'intérêt en calibrant le calcul EF avec des données expérimentales. Cette étape nécessite à la fois des tests expérimentaux et une analyse FE.

Une fois que tous les paramètres sont obtenus, ils sont utilisés pour modéliser la structure à grande échelle. Les étapes d'utilisation des modèles de Gurson et Rousselier sont résumées à la figure I.10 [28].

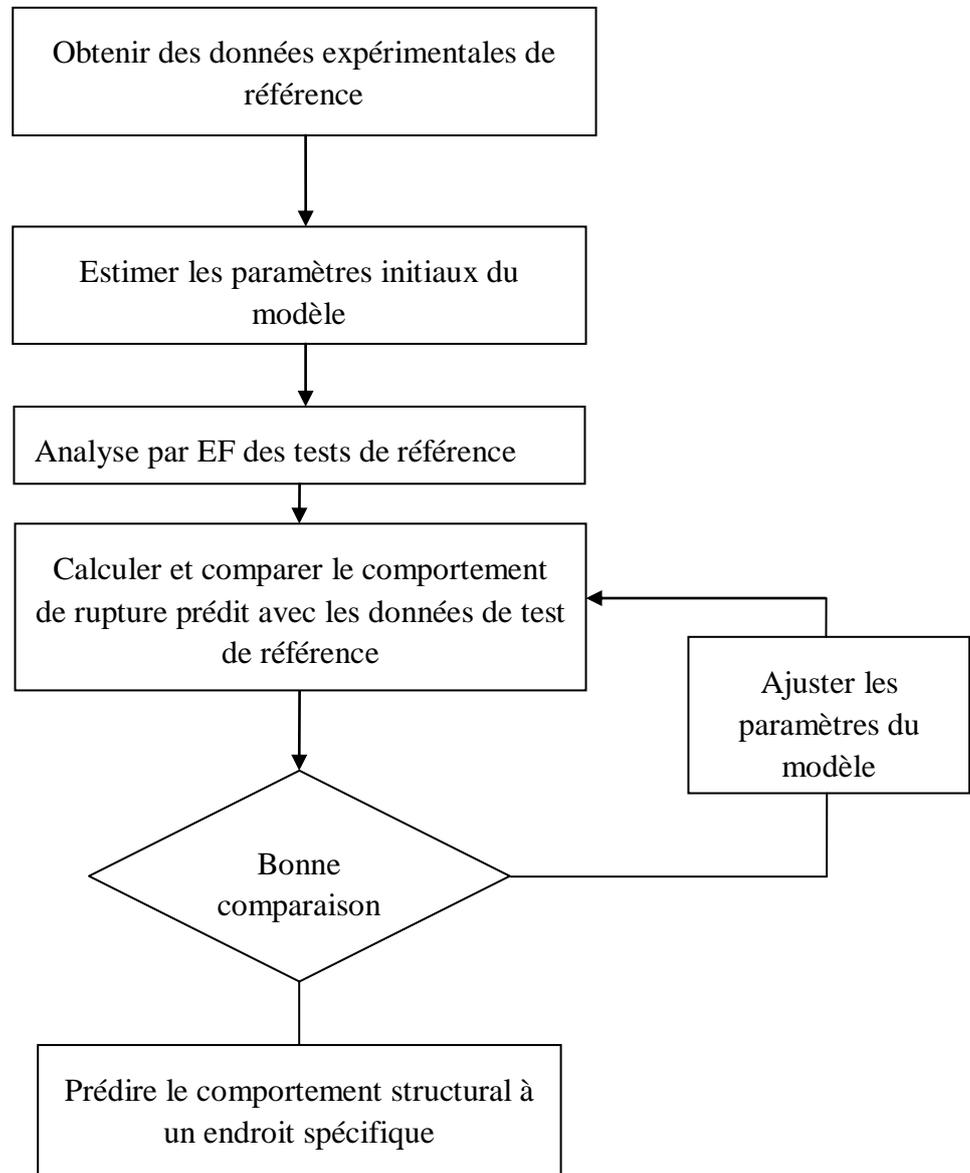


Figure I.10 Schéma illustrant les étapes de l'utilisation des modèles de dommage de Gurson et Rousselier [31].

### I.4.3 Approche par éléments fines pour l'analyse de rupture :

La méthode des éléments finis (FEM) est devenue un outil indispensable pour l'analyse de fractures. Il est utilisé pour évaluer les paramètres de la mécanique de la rupture, c'est-à-dire intégrale-J, dans des structures fissurées ayant des géométries complexes ou soumises à des charges complexes ou à des conditions limites.

De nos jours, des techniques numériques supplémentaires, telles que la méthode des éléments finis étendus (XFEM) ou le modèle de zone cohésive (CZM), ont été ajoutées à la MEF classique. Ces techniques permettent d'analyser les problèmes discontinus en mouvement, tels que la propagation des fissures, sans remodelage ni réarrangement des points nodaux. La première partie de cette section fournit une description de la méthode couramment utilisée pour la détermination de l'intégrale en J au moyen d'une analyse par éléments finis. Le contexte et la théorie du XFEM et du CZM sont également présentés ultérieurement.

#### I.4.3.1 Évaluation de l'approche J-intégrale par éléments finis :

Shih et al. [48] ont fourni une méthode pratique pour évaluer J dans un cadre d'éléments finis. A partir de là, l'expression intégrale de domaine de l'équation (1.40) est obtenue en introduisant une fonction lisse, qui prend la valeur d'unité aux nœuds du fond de la fissure et égale à zéro sur le contour, puis en appliquant le théorème de divergence pour donner :

$$J = \int_{A^*} \left\{ \left( \sigma_{ij} \left( \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) - w \delta_{1i} \right) \frac{\partial q}{\partial x_i} \right\} dA \quad (1.40)$$

Où  $A^*$  est la zone délimitée par  $\Gamma^* = \Gamma_1 + \Gamma_+ + \Gamma_- - \Gamma_0$  comme illustré sur la figure 1.10.

Dans l'analyse par éléments finis, la fonction doit être spécifiée sur tous les nœuds de la zone d'intégration. La variation de  $q$  dans un élément peut être écrite comme suit :

$$q = \sum_{I=1}^n N_I Q_I \quad (1.41)$$

Où  $n$  est le nombre de nœuds par élément,  $N_I$  est la fonction de forme de l'élément et  $Q_I$  sont les valeurs nodales du  $I^{\text{ème}}$  nœud. La dérivée spéciale pour  $q$  est donnée par :

$$\frac{\partial q}{\partial x_i} = \sum_{I=1}^n \sum_{K=1}^3 \frac{\partial N_I}{\partial \xi_K} \frac{\partial \xi_K}{\partial x_j} Q_I \quad (1.42)$$

Avec

$\xi_K$  représentant les coordonnées locales ( $\xi_1, \xi_2$ ) ;

$\frac{\partial \xi_K}{\partial x_j}$  matrice Jacobienne inverse de la transformation.

Avec

2 x 2 intégration gaussienne, l'expression de l'intégrale de domaine de l'intégrale J dans l'équation (1.40) pour le problème du plan est alors :

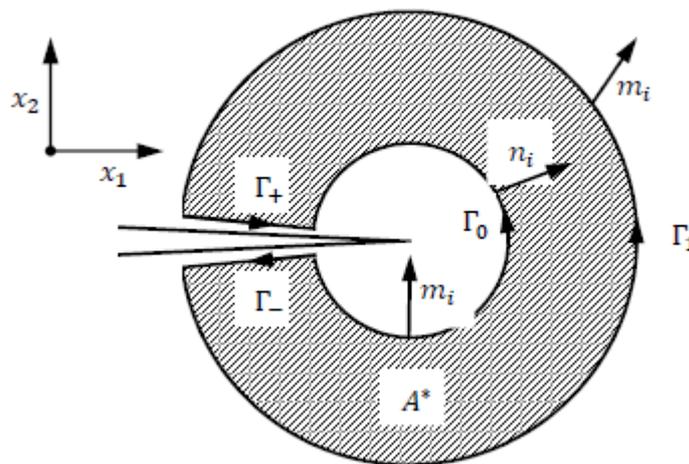
$$J = \sum_{\text{tout les éléments dans } A^*} \sum_{p=1}^m \left\{ \left[ \left( \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_1} - w \delta_{1i} \right) \frac{\partial q}{\partial x_i} \right] \det \left( \frac{\partial x_j}{\partial \xi_k} \right) \right\}_p w_p \quad (1.43)$$

Où

$m$  est le nombre de points Gauss par élément ;

$w_p$  les facteurs de pondération.

Les quantités dans  $\{ \}_p$  sont évaluées à tous les points de Gauss dans un élément. Notez que l'intégration sur les faces de la fissure est nécessaire uniquement lorsqu'il existe des tractions non nulles.



**Figure I-17 :**Contours intérieur et extérieur, qui forment un contour fermé autour du fond de la fissure lorsqu'ils sont reliés par  $\Gamma_+$  et  $\Gamma_-$ .

## **II. Généralités sur les aciers**

## II.1 Définition

Un acier est un alliage métallique constitué principalement de fer et de carbone (dans des proportions comprises entre 0,02 % et 2 % en masse pour le carbone).

C'est essentiellement la teneur en carbone qui procure à l'alliage les propriétés de l'acier. Il existe d'autres alliages à base de fer qui ne sont pas des aciers, comme les fontes et les ferroalliages.

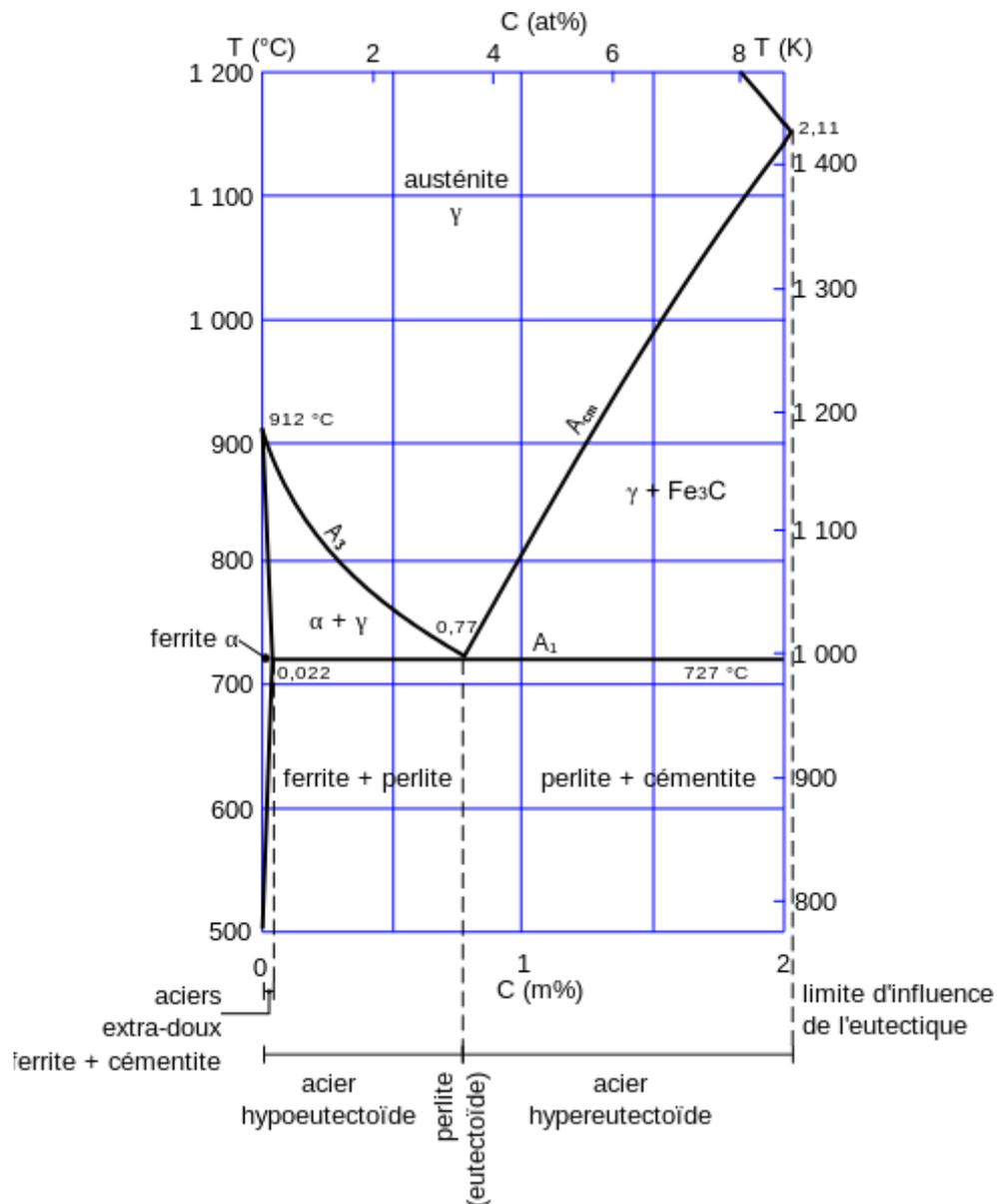


Figure II-1 : diagramme binaire de phase fer-carbone, permettant de visualiser les conditions d'existence des formes d'acier, en absence d'éléments gammagènes et de trempe

## II.2 Composition

L'acier est élaboré pour résister à des sollicitations mécaniques ou chimiques ou une combinaison des deux.

Pour résister à ces sollicitations, des éléments chimiques peuvent être ajoutés à sa composition en plus du carbone. Ces éléments sont appelés éléments d'additions, les principaux sont le manganèse (Mn), le chrome (Cr), le nickel (Ni), le molybdène (Mo).

Les éléments chimiques présents dans l'acier peuvent être classés en trois catégories :

- les impuretés, originellement présentes dans les ingrédients de haut fourneau qui serviront à produire la fonte qui servira à fabriquer l'acier. Ce sont le soufre (S) et le phosphore (P) présent dans le coke mais aussi le plomb (Pb) et l'étain (Sn) qui peuvent être présents dans les aciers de récupération ainsi que nombre d'autres éléments à bas point de fusion comme l'arsenic (As), l'antimoine (Sb). Pour des raisons mal comprises, le plomb est dans certaines circonstances (dans l'industrie nucléaire notamment) un « contaminant métallurgique » qui peut contribuer à la dissolution, l'oxydation et la fragilisation d'aciers qui sont exposés aux alliages de plomb.
- les éléments d'addition mentionnés plus haut et qui sont ajoutés de manière intentionnelle pour conférer au matériau les propriétés recherchées
- Les éléments d'accompagnement que l'aciériste utilise en vue de maîtriser les diverses réactions physico-chimiques nécessaires pour obtenir finalement un acier conforme à la spécification. C'est le cas d'éléments comme l'aluminium, le silicium, le calcium.

## II.3 Eléments d'alliage

Le carbone est très important car, associé au fer avec les bonnes proportions, il confère à l'alliage obtenu le nom d'acier et il influe fortement sur ses propriétés mécaniques en particulier la dureté.

**L'aluminium** : excellent désoxydant. Associé à l'oxygène, réduit la croissance du grain en phase austénitique. Au-delà d'un certain seuil, il peut rendre l'acier inapte à la galvanisation à chaud.

**Le chrome** : c'est l'élément d'addition qui confère à l'acier la propriété de résistance mécanique à chaud et à l'oxydation (aciers réfractaires).

Il joue aussi un rôle déterminant dans la résistance à la corrosion lorsqu'il est présent à une teneur de plus de 12 à 13 % (selon la teneur en carbone). Additionné de 0,5 % à 9 % il augmente la trempabilité et la conservation des propriétés mécaniques aux températures supérieures à l'ambiante (famille des aciers alliés au chrome). Il a un rôle alphagène.

**Le cobalt** : utilisé dans de nombreux alliages magnétiques. Provoque une résistance à l'adoucissement lors du revenu.

**Le manganèse** : forme des sulfures qui améliorent l'usinabilité. Augmente modérément la trempabilité.

**Le molybdène** : augmente la température de surchauffe, la résistance à haute température et la résistance au fluage. Augmente la trempabilité.

**Le nickel** : rend austénitiques (rôle gammagène) les aciers à forte teneur en chrome. Sert à produire des aciers de trempabilité modérée ou élevée (selon les autres éléments présents), à basse température d'austénitisation et à ténacité élevée après traitement de revenu. C'est l'élément d'alliage par excellence pour l'élaboration des aciers ductiles à basses températures (acier à 9 % Ni pour la construction des réservoirs cryogéniques, acier à 36 % Ni dit « **Invar** » pour la construction des cuves de méthaniers et des instruments de mesure de précision).

**Le niobium** : même avantage que le titane mais beaucoup moins volatil. Dans le domaine du soudage il le remplace donc dans les métaux d'apport.

**Le phosphore** : augmente fortement la trempabilité. Augmente la résistance à la corrosion. Peut contribuer à la fragilité de revenu.

**Le silicium** : favorise l'orientation cristalline requise pour la fabrication d'un acier magnétique, augmente la résistivité électrique. Améliore la résistance à l'oxydation de certains aciers réfractaires. Utilisé comme élément désoxydant.

**Le titane** : pouvoir carburigène élevé (comme le niobium) et réduit donc la dureté de la martensite. Capture le carbone en solution à haute température et, de ce fait, réduit le risque de corrosion intergranulaire des aciers inoxydables (TiC se forme avant  $Cr_{23}C_6$  et évite donc l'appauvrissement en chrome au joint de grain).

**Le tungstène** : améliore la dureté à haute température des aciers trempés revenus. Fonctions sensiblement identiques à celles du molybdène.

**Le vanadium** : augmente la trempabilité. Élève la température de surchauffe. Provoque une résistance à l'adoucissement par revenu (effet de durcissement secondaire marqué).

## II.4 Classifications

Chaque pays a son mode de désignation des aciers. Le schéma ci-contre indique la désignation européenne selon la norme EN10027. Cette norme distingue quatre catégories :

- les aciers non-alliés d'usage général (construction) ;
- les aciers non-alliés spéciaux, pour traitement thermique, malléables, soudables, forgeables, etc. ;
- les aciers faiblement alliés, pour trempe et revenu ; les éléments d'alliage favorisent la trempabilité et permettent d'avoir des structures martensitiques ou bainitiques, donc des aciers à haute dureté, à haute limite élastique, pour les outils, les ressorts, les roulements, etc. ;
- les aciers fortement alliés :
- les aciers inoxydables,
- les aciers rapides, pour les outils à forte vitesse de coupe comme les forets.

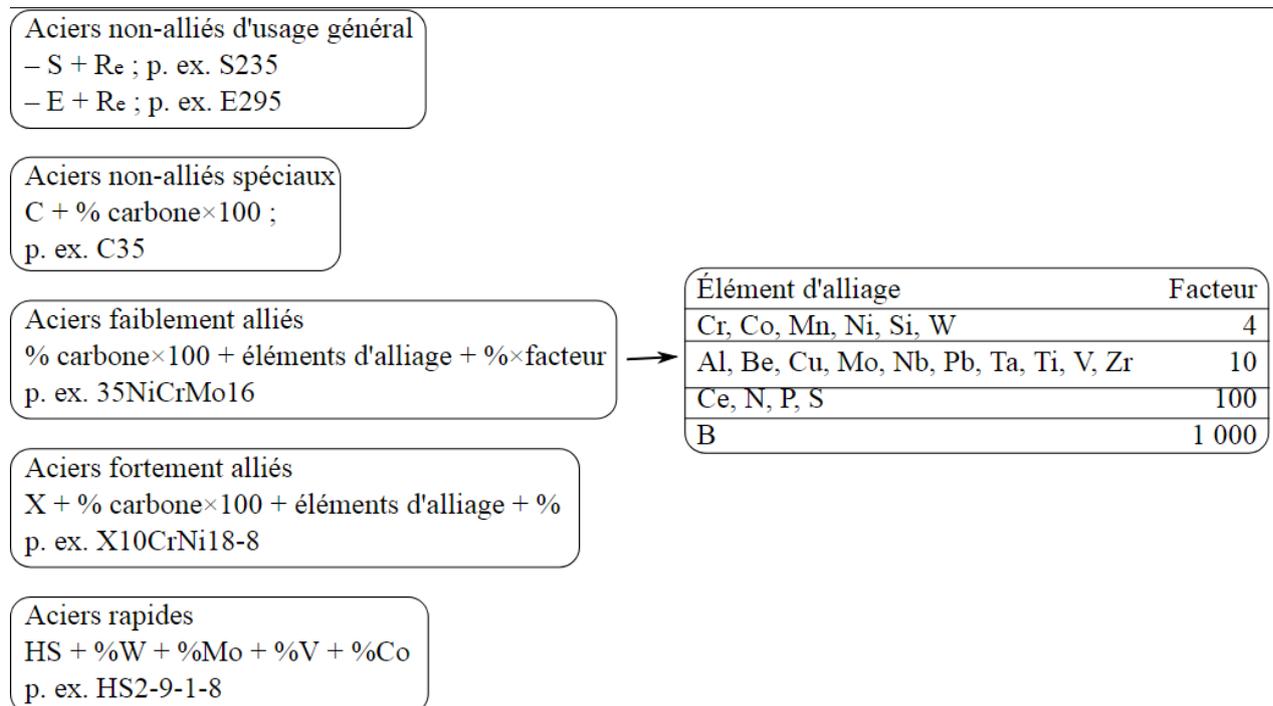


Figure II-2 : désignation aciers

## II.5 Acier 16MND9 (A508 CL3)

C'est un acier faiblement allié bainitique utilisé dans plusieurs secteurs, dont le secteur nucléaire dans le quel son usage est très répandu grâce a son comportement dans un milieu radioactif. On le retrouve dans la composition des cuves de réacteurs qui doivent travailler a haute températures.

Cet exemple de pièces est obtenu par forgeage à partir de lingot creux.les différentes opérations de réalisations sont montrées dans la figure (I-3).

Le lingot cylindrique utilisé est obtenu a partir d'acier recyclé fondu a haute température (1500°C).la figure ci-dessous montre les étapes par les quelles passe un lingot dans une aciérie.

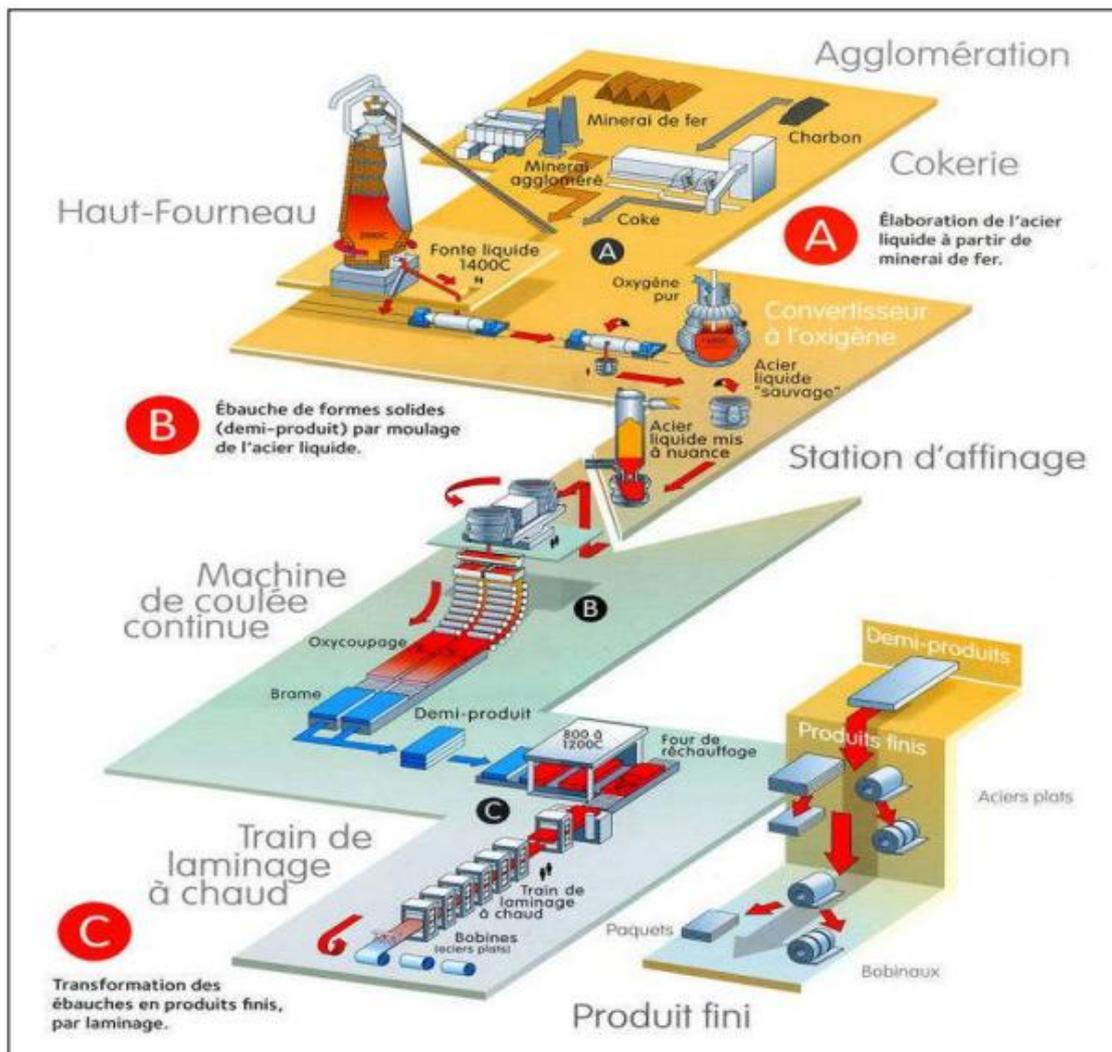


Figure II-3 étapes de réalisation de produit finis dans une aciérie

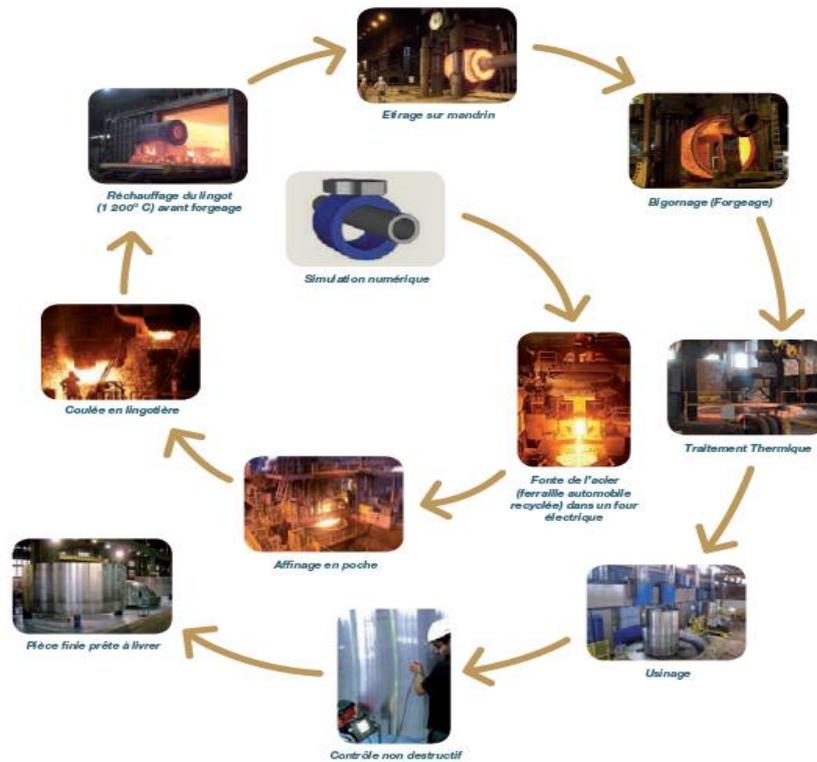


Figure II-4 étapes de réalisation d’une virole pour une cuve.

### II.5.1 Caractéristiques mécaniques

Le tableau ci-dessous résume les caractéristiques mécaniques de l’acier 16MND9, elles nous seront utiles dans le chapitre qui suit.

Material	Young’s modulus $E$ , MPa	Poisson’s ratio $\nu$	Yield stress $\sigma_s$ , MPa	Tensile strength $\sigma_b$ , MPa	Reduction of area $\psi$	Elongation $\delta_5$	Ramberg–Osgood coefficient $\alpha$	Strain hardening exponent $n$
A508	202410	0.3	514	647	72.4%	24.9%	3.893	7.036

Figure II-5 : caractéristiques mécaniques 16MND9

### II.6 Essai de micro-dureté VICKERS

Son principe de fonctionnement consiste à exercer par l’intermédiaire d’un pénétrateur (de forme pyramidale, pour les essais Vickers), une force constante pendant un temps donné sur la surface d’un échantillon (Figure I-6)[19].

L'empreinte pyramidale laissée par le pénétrateur va permettre de déterminer la dureté de l'échantillon. Cette empreinte présente une surface latérale  $S$ , ainsi la dureté Vickers est définie par le rapport  $P/S$  et a donc les dimensions d'une pression ( $P$  étant la force appliquée exprimé en Kgf et  $S$  en  $\text{mm}^2$ ).

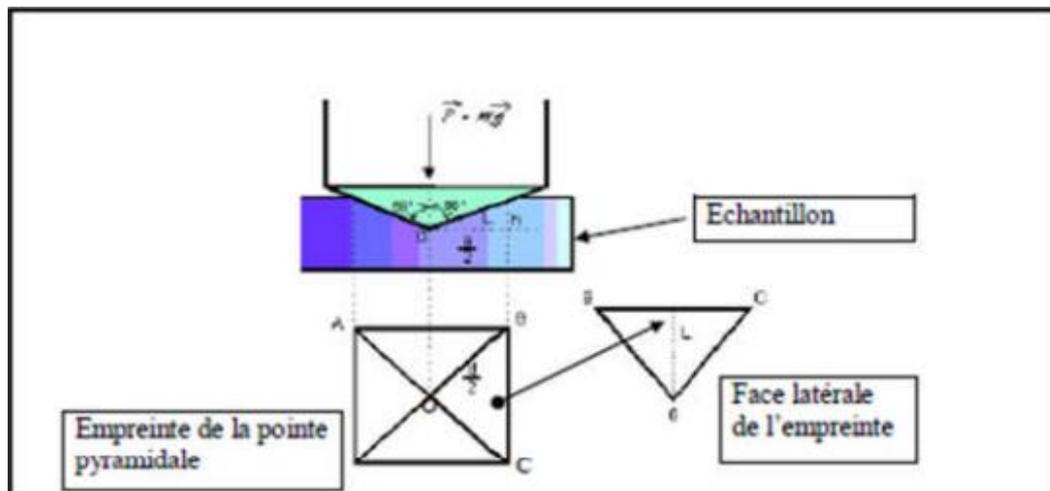


Figure II-6 : principe de l'essai de dureté Vickers [19]

Pour les essais Vickers micro, l'échantillon est soumis à une très faible charge inférieure à 0.2daN pour que les empreintes ne dépassent pas quelques microns. Ces essais sont effectués avec un microduromètre Vickers qui permet d'effectuer des tests rapides, précis et très fiables .

## II.7 Essai de dureté KNOOP :

Cet essai a été élaboré par Frederick KNOOP en 1939 au Bureau National des Standards au Etats-Unis. Les pénétrateur en diamant est de forme pyramidale à base rectangulaire avec un angle de  $172^\circ$  entre deux faces opposées et  $130^\circ$  pour les deux autres faces (Figure I-7). Les charges appliquées sont inférieures à 1 Kgf. Le pénétrateur laisse une empreinte dont la taille est comprise entre 0,01 et 0,1 mm ( $L=7W$  et  $h=L/30$ ) [22].

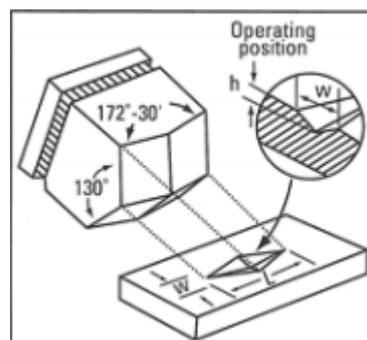


Figure II-7 : empreinte de l'essai KNOOP [ACCESSOIRE 15]

## **III. Modélisations**

### III.1 Introduction

Dans cette partie nous parlerons des résultats obtenus par J.Wang et al en utilisant le modèle de Gurson puis en utilisant à notre tour le modèle d'endommagement ductile présent dans le logiciel d'analyse par éléments finis ABAQUS. Nous introduirons aussi les géométries d'éprouvettes utilisées lors de la modélisation, puis vers la fin nous analyserons les résultats obtenus avec le modèle d'endommagement ductile.

### III.2 Approche de J.Wang et al

De nombreuses données expérimentales rapportées dans la littérature ont montré que les courbes de résistance à la rupture par rapport à la croissance de fissures ductiles (courbes  $J - R$ ) varient en fonction du niveau de contrainte en pointe de fissure. Le niveau de contrainte change en fonction de la géométrie des échantillons ou de la structure, de la taille des fissures et des configurations de chargement. Par conséquent, la dépendance à la contrainte des courbes  $J - R$  devient un problème de transférabilité des courbes expérimentales  $J - R$  mesurées par des échantillons de laboratoire standard à d'autres échantillons ou à des composants fissurés dans la conception de la structure et l'évaluation de l'intégrité.

Les éprouvettes standard de ténacité à la rupture ont toujours des fissures profondes pour assurer de hauts niveaux de contrainte en pointe de fissure, tandis que les structures réelles ont généralement des fissures superficielles qui impliquent de faibles niveaux de contrainte. En conséquence, les applications des courbes  $J - R$  inférieures obtenues avec des échantillons de fracture standard conduiront en général à une évaluation trop conservatrice du comportement des composants à la fracture. Inversement, dans certains cas particuliers, les données sur la résistance à la rupture obtenues à partir d'échantillons à contrainte relativement faible sont utilisées dans des applications à contrainte élevée, ce qui pourrait donner lieu à une conception et à une évaluation non conservatrice. Plusieurs théories de contrainte de fracture à deux paramètres ont été proposées pour améliorer le champ  $K$  élastique à un paramètre ou le champ élastique-plastique HRR et identifier une caractérisation plus précise des champs de fond de fissure en introduisant un paramètre de contrainte.

Deux paramètres Solutions à deux paramètres déterminées par l'approche  $J - T$ , la théorie  $J - Q$  et la solution  $J - A2$  décrivent efficacement les champs de contraintes en fond de fissure. Cependant, pour les spécimens de courbure à bord entaillé et fissuré profondément (SENB), ont souligné que les approches à deux paramètres  $J - T$ ,  $J - Q$  et  $J - A2$  ont des limites et perdent leur validité en cas de rendement à grande échelle (LSY). Par la suite, Zhu et Leis (2006a, b) ont proposé une modification alternative de la théorie  $J - Q$  en tant que solution à trois termes avec un terme supplémentaire provoqué par la contrainte de flexion globale agissant sur le ligament restant. Par conséquent, le paramètre modifié  $Q$  est un paramètre de contrainte indépendant de la charge et de la distance sous LSY ou une déformation totalement plastique et peut être utilisé efficacement pour quantifier la contrainte de fond de fissure pour les géométries de pliage.

Mais le processus de calcul du paramètre modifié  $Q$  est assez compliqué. De même, Chao et al. (2004) ont introduit un facteur de flexion global dans la solution  $J - A2$  et ont tenté de corriger l'influence de la flexion sous LSY. Toutefois,  $A2$  ne peut être utilisé que pour des matériaux pouvant être exprimés avec une relation de loi de puissance. La contrainte en  $T$  est une composante de contrainte au fond de la fissure dans la direction parallèle à la propagation de la fissure et caractérise l'effet de contrainte géométrique. Bien qu'il soit dérivé

De l'analyse élasto-linéaire de structures contenant une fissure avec un rendement à petite échelle (SSY), différents auteurs (Parks, 1992; Betegón et Peñuelas, 2006) ont montré que le stress  $T$  pouvait également être utilisé dans les fractures élastoplastiques. analyse et décrire la triaxialité de contrainte au fond de la fissure sous LSY. Zhang et al. (2000) ont normalisé les courbes  $J - R$  dans un modèle MBL en utilisant la contrainte  $T$  pour la première fois et ont constaté que la contrainte  $T$  pouvait éventuellement être prise comme paramètre de contrôle de la géométrie pour la croissance de fissures ductiles. En ce qui concerne le calcul, l'approche  $T$ -contrainte ne nécessite qu'une analyse linéaire-élastique plutôt qu'une analyse élasto-plastique des structures fissurées. En fait,  $T$ -stress a déjà été utilisé pour la modélisation des courbes  $J - R$  dépendant de la contrainte par Nyhus et al. (2002), Zhou (2011) et Rodriguez et al. (2013).

Lors de la croissance d'une fissure ductile stable, la ténacité d'un matériau peut progressivement changer avec l'extension de la fissure. La contrainte en  $T$  dépend généralement de la contrainte géométrique et des charges appliquées; elle ne peut donc pas rester constante pendant la croissance de la fissure. En conséquence,  $T$ -contrainte n'est pas un paramètre de contrainte raisonnable pour la croissance de fissures ductiles. Pour résoudre ce problème, vous devez définir une contrainte  $T$  modifiée, indépendante de la charge. Par ailleurs, pour obtenir les courbes  $J - R$  dépendantes de la contrainte, de nombreuses expériences doivent généralement être effectuées sur des échantillons avec différents niveaux de contrainte de fond de fissure. En raison de la difficulté et du coût élevé des expériences, les approches de simulation numérique pour obtenir des courbes  $J - R$  dépendantes de la contrainte doivent également être développées. Dans cette étude, un paramètre de contrainte indépendant de la charge  $\tau$  a été défini en modifiant le paramètre de contrainte  $T$ -contrainte.

Basée sur le paramètre  $\tau$  et les courbes de résistance  $J$  obtenues à l'aide de la méthode des éléments finis de modèle de Gurson – Tvergaard-Needleman (GTN) (FEM), les équations des courbes  $J - R$  dépendantes de la contrainte pour l'acier A508 ont été obtenues et validées. La transférabilité des équations de contrainte à d'autres spécimens a été analysée.

### III.3 Géométries d'éprouvettes utilisées

Au cours de notre étude, nous avons utilisé les éprouvettes SENT (single-edge-notched tension) avec trois rapport de logeur du ligament comme illustré dans la figure (III-1).

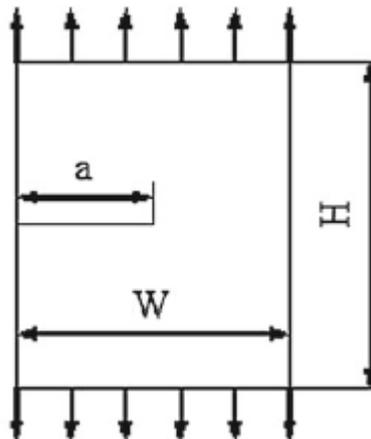


Figure III-1 géométrie d'une éprouvette SENT

Avec

- **a** : la longueur de la fissure initiale
- **W** : la largeur de l'éprouvette
- **H** : la longueur de l'éprouvette

Pour le rapport  $a/W$  on utilisera trois valeurs :  $a/W=0.3/0.5/0.7$

Specimen	$H$ (mm)	$W$ (mm)	$a$ (mm)	$a/W$
CT	38.4	32	16	0.5
SENT	38.4	32	16	0.5
CCT	38.4	16	8	0.5

Tableau III-1 mesures des éprouvettes CT, SENT, CCT

### III.4 Analyse et modélisations part éléments finis (ABAQUS)

Nous avons choisis de travailler en 2D, L'avantage de cette méthode de simulation dans Abaqus réside dans le gain de temps dans le calcul. Le nombre d'élément impliqués dans la simulation est moins important que dans le cas d'une simulation en 3D. Néanmoins, la simulation en 3D est plus consistante et les résultats que cette dernière présente sont plus réalistes.

#### - Lois de comportement

Dans notre étude nous opterons pour un modèle élastoplastique et élastoplastique avec endommagement. Nous verrons ensuite l'influence de la loi de comportement sur l'évaluation du critère de rupture :

**Elastoplasticité** : le comportement du matériau est supposé suivre la loi de puissance de type :

$$\sigma_e = \sigma_0 \left(1 + \frac{\varepsilon - p}{\varepsilon_0}\right)^n \quad (3.1)$$

**Elastoplasticité avec endommagement** : une variable d'endommagement sera introduite pour prendre en compte la perte de capacité du matériau.

$$\sigma_e = \sigma_0(1 - D)\sigma \quad (3.2)$$

### III.4.1 Modélisation

Nous avons commencé par dessiner l'éprouvette SENT sur l'interface sketch d'ABAQUS comme montré ci-dessous (figure III-2)

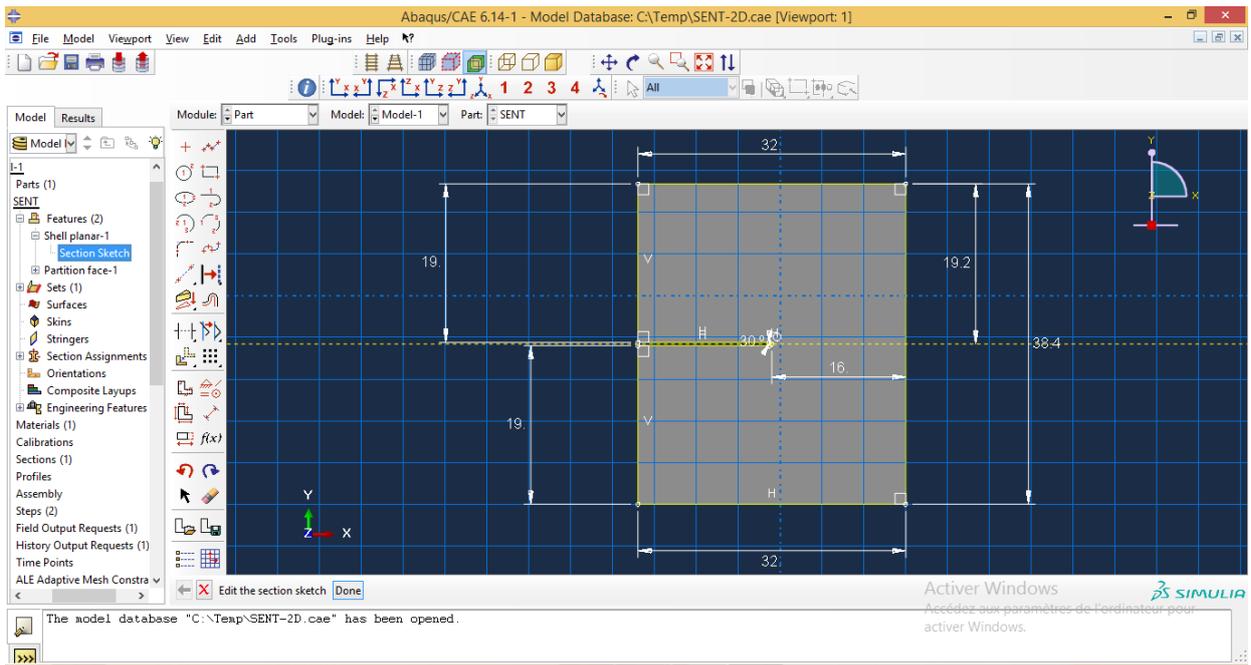


Figure III-2 : réalisation de la forme de l'éprouvette ici pour le rapport  $a/W=0.5$

Pour obtenir après une forme en 2D (Figure III-3)

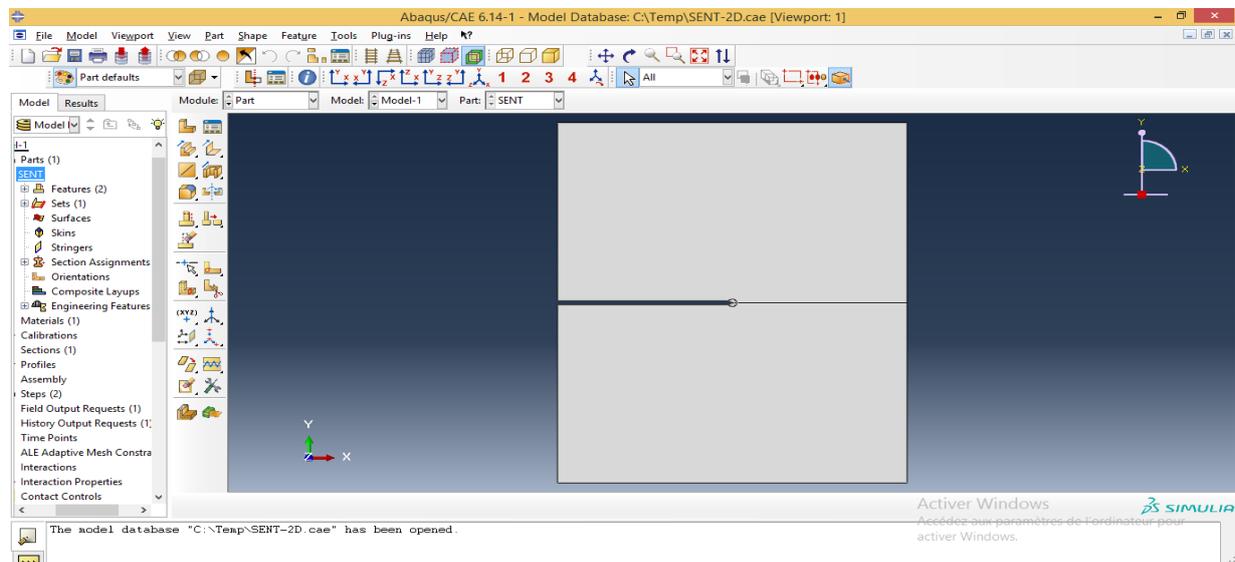


Figure III-3 : pièce en 2D

Puis nous avons introduit les caractéristiques mécaniques et les paramètres de plasticité de l'acier faiblement allié 16MND9 (figure III-4) qui ont été cités dans le chapitre précédent (Figure I-5). Ainsi que les paramètres du modèle d'endommagement ductile. (tableau III-2)

Matériau	Déformation à la rupture	Contrainte triaxial	Ratio de déformation
16MND9	0.001	0.333	0.2

Tableau III-2 : paramètres d'endommagement ductile

Ces paramètres ont été obtenus après avoir calibré la courbe force/déplacement expérimentale avec celle obtenue avec ABAQUS.

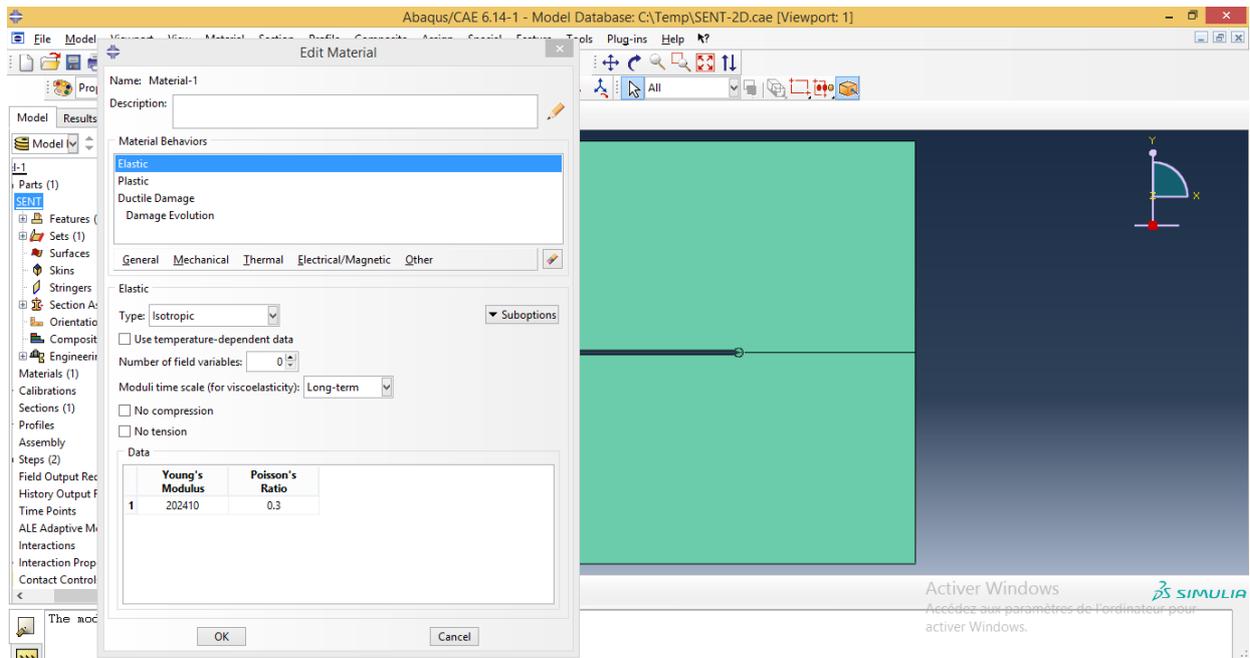


Figure III-4 : introduction des paramètres du matériau

Mais avant de lancer la simulation (job), nous avons choisis les variables que le job va faire sortir après analyse pour obtenir les courbes d'intégrale-J en fonctions de l'allongement de la fissure  $\Delta a$ . Et nous avons aussi appliqué le maillage adéquat pour optimiser les résultats de l'analyse (Figure III-5).

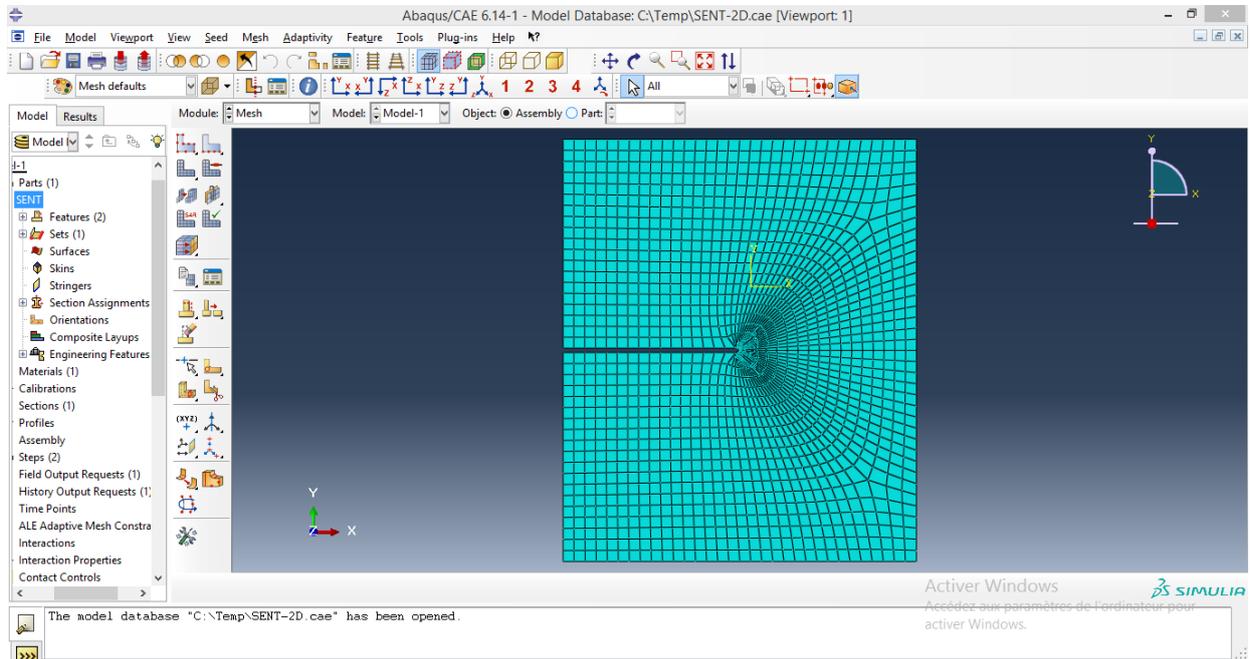


Figure III-5 : Eprovettes maillée

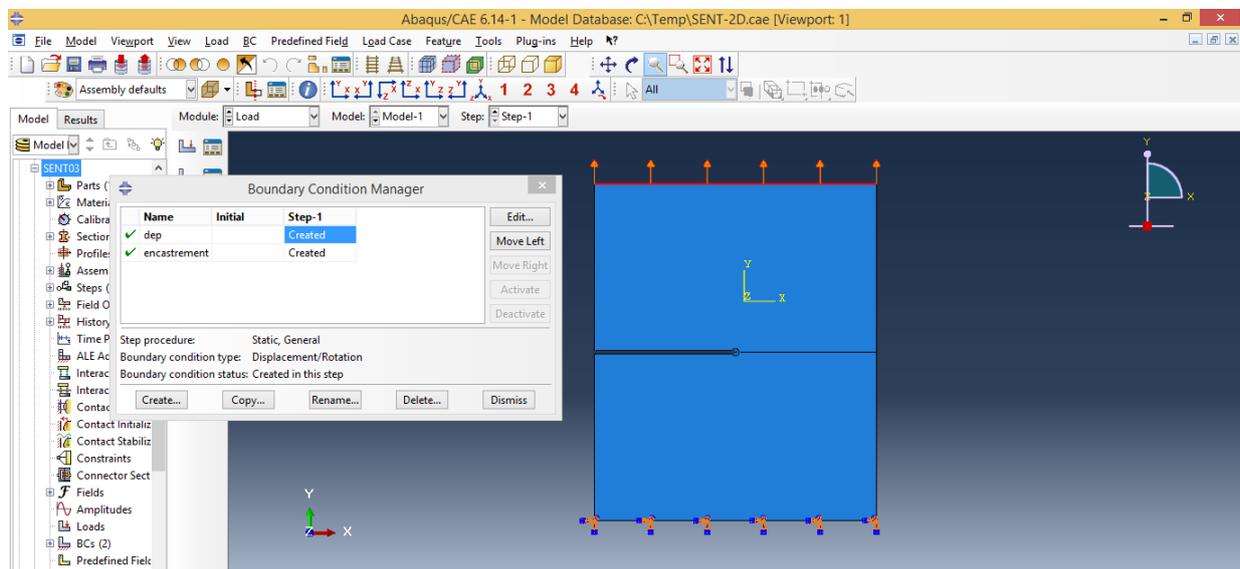


Figure III-6 : Application des conditions aux limites

Après avoir lancé le job nous obtenons les résultats qu'on exporte vers l'EXCEL, se sont les courbes integral-J/ $\Delta a$  pour les trois rapports de longueurs

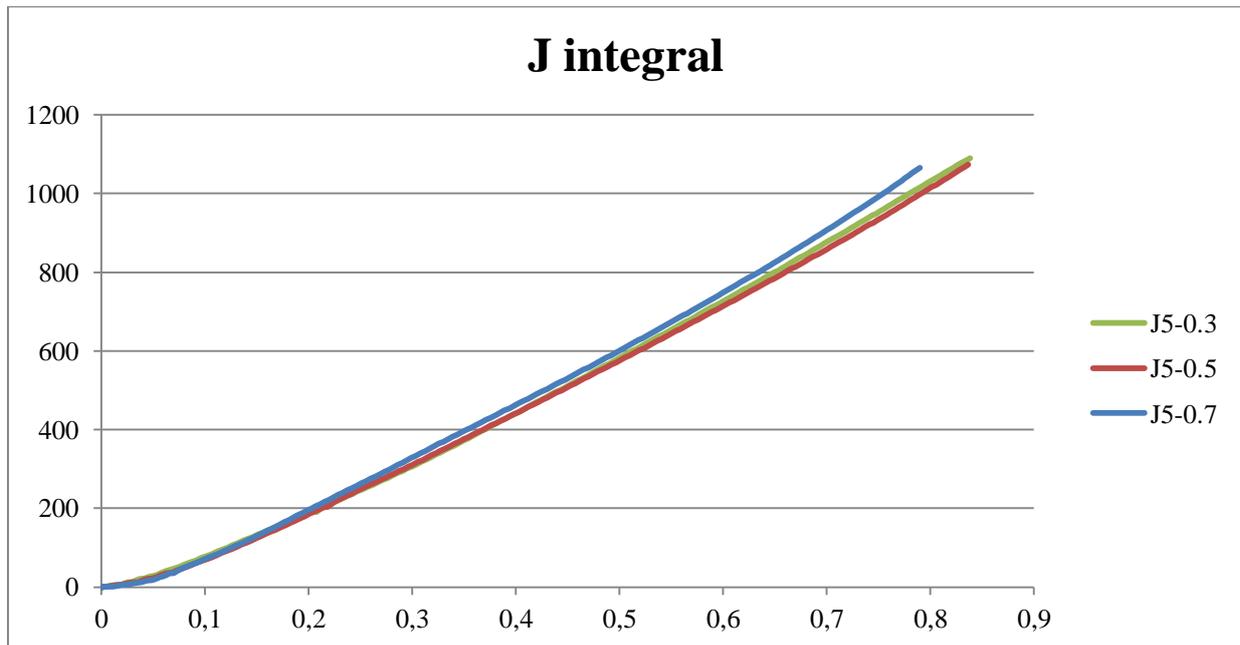


Figure III-7 : courbe Integrale-J/déplacement

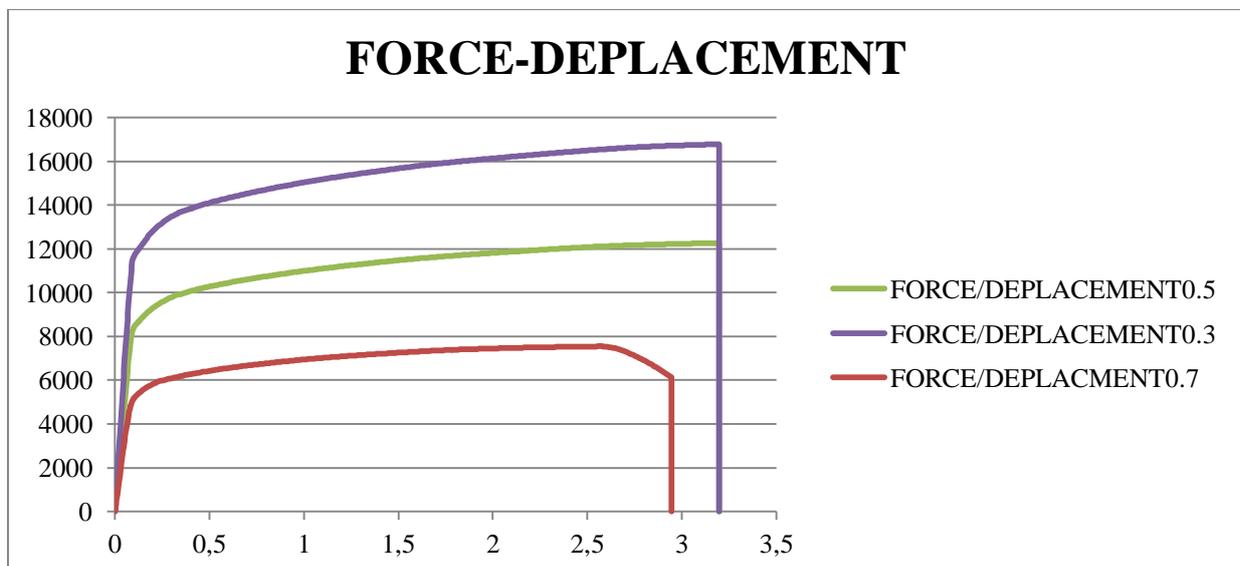


Figure III-8 : courbe force/déplacement (a/W)

#### III.4.2 Analyse des résultats

On obtiens a partir de la figure ( III-6) la valeur de  $J_{0.2}$  qui correspond à la valeur du taux de libération d'énergie de déformation pour 0.2% de  $\Delta a$ . On compare les valeurs obtenues pour le rapport de  $a/W=0.5$  du modèle GTN avec celle obtenues avec le modèle d'endommagement ductile.

La figure ci-dessous montre la répartition des contraintes sur la pièce, ainsi que la répartition des contraintes et de la déformation plastique au niveau du fond de fissure

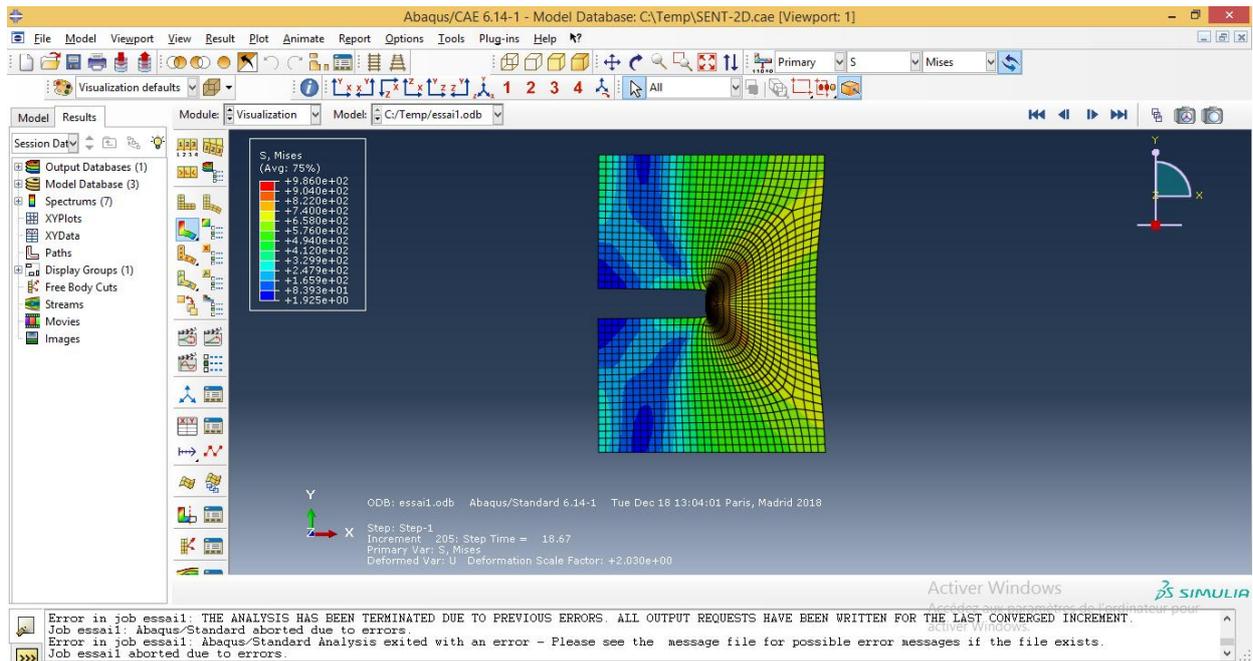


Figure III-9 : résultats de la modélisation.

Les figures qui vont suivre décrivent l'évolution des contraintes et de la déformation plastique sur la région du fond de fissure pour les trois rapports utilisés

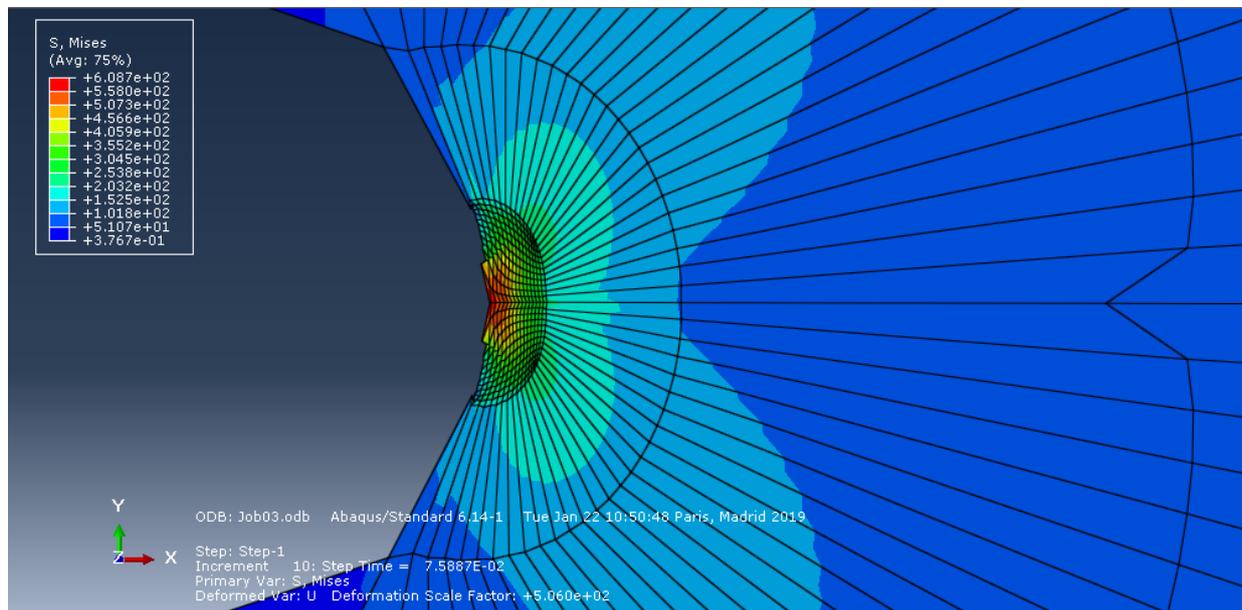


Figure III-8 : répartition des contraintes au fond de fissure a\W=0.3

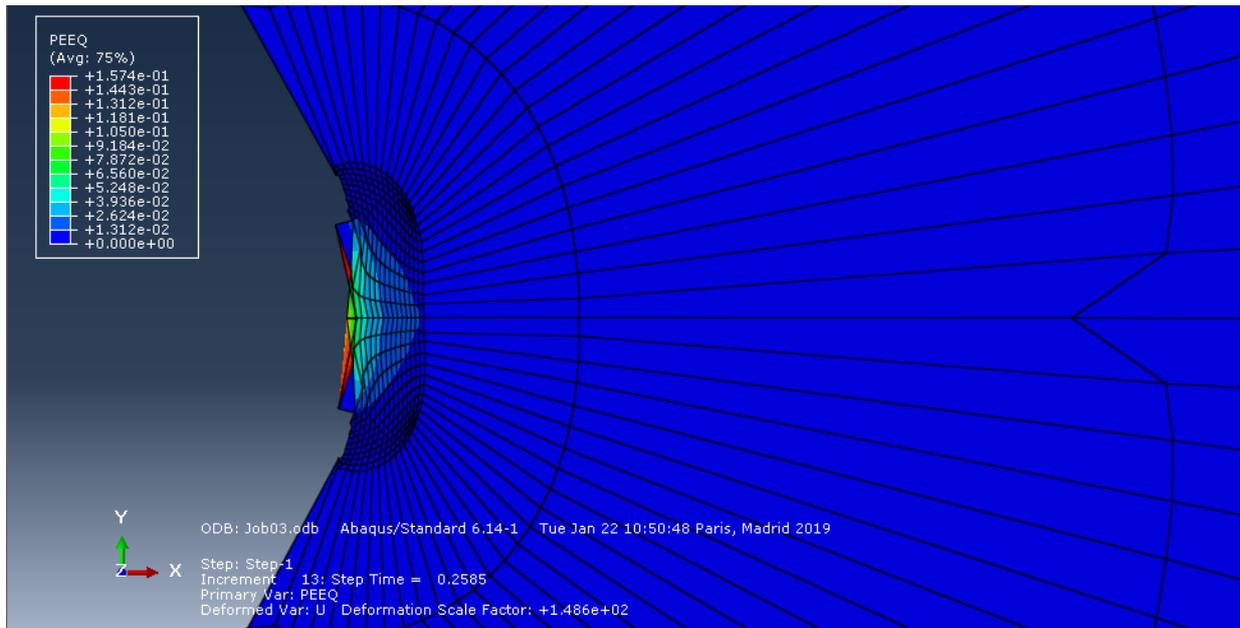


Figure III-9 : répartition de la déformation plastique au fond de fissure a\W=0.3

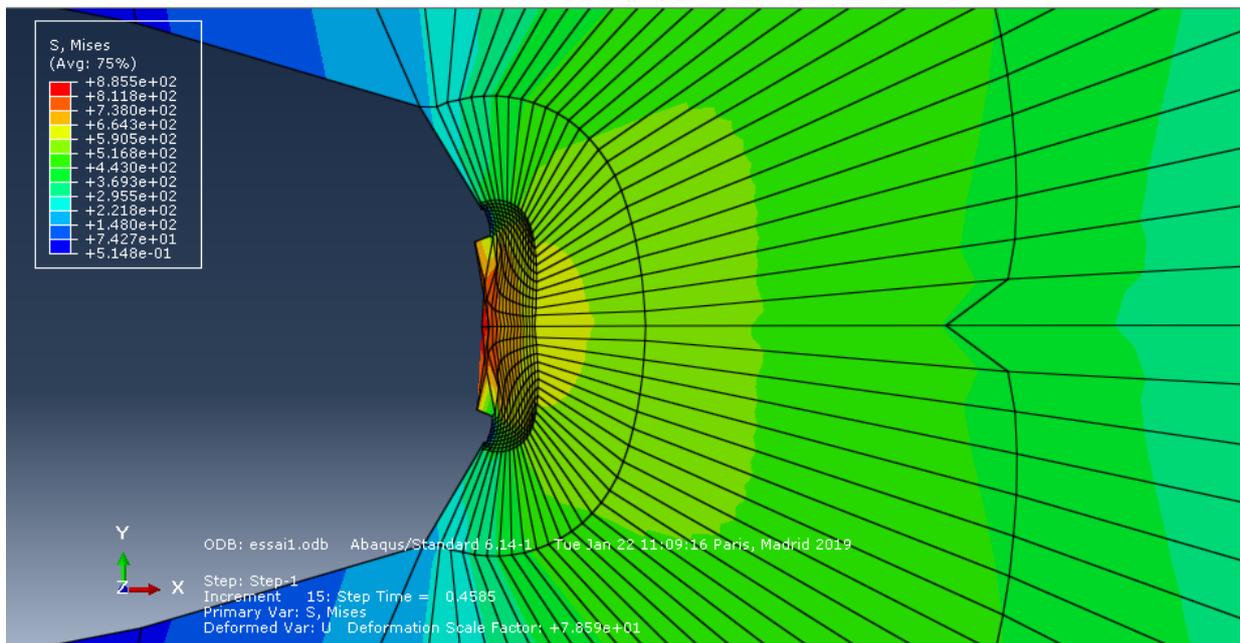


Figure III-10 : répartition des contraintes au fond de fissure a\W=0.5

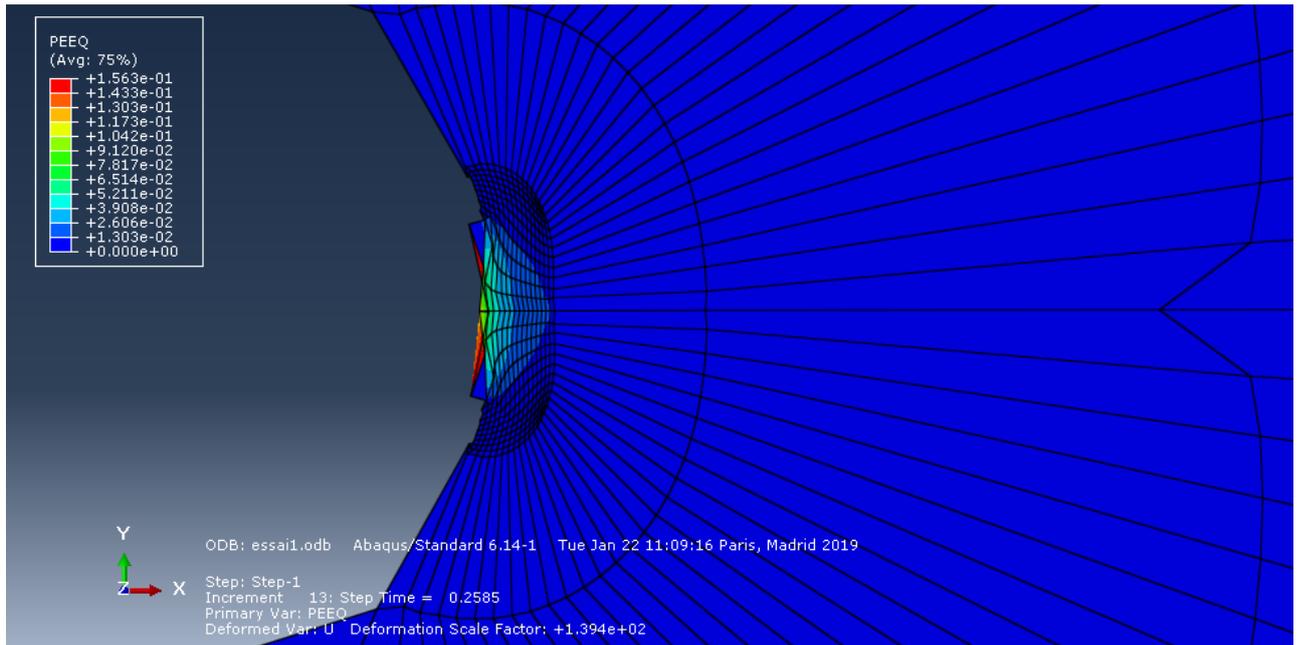


Figure III-11 : répartition de la déformation plastique au fond de fissure a/W=0.5

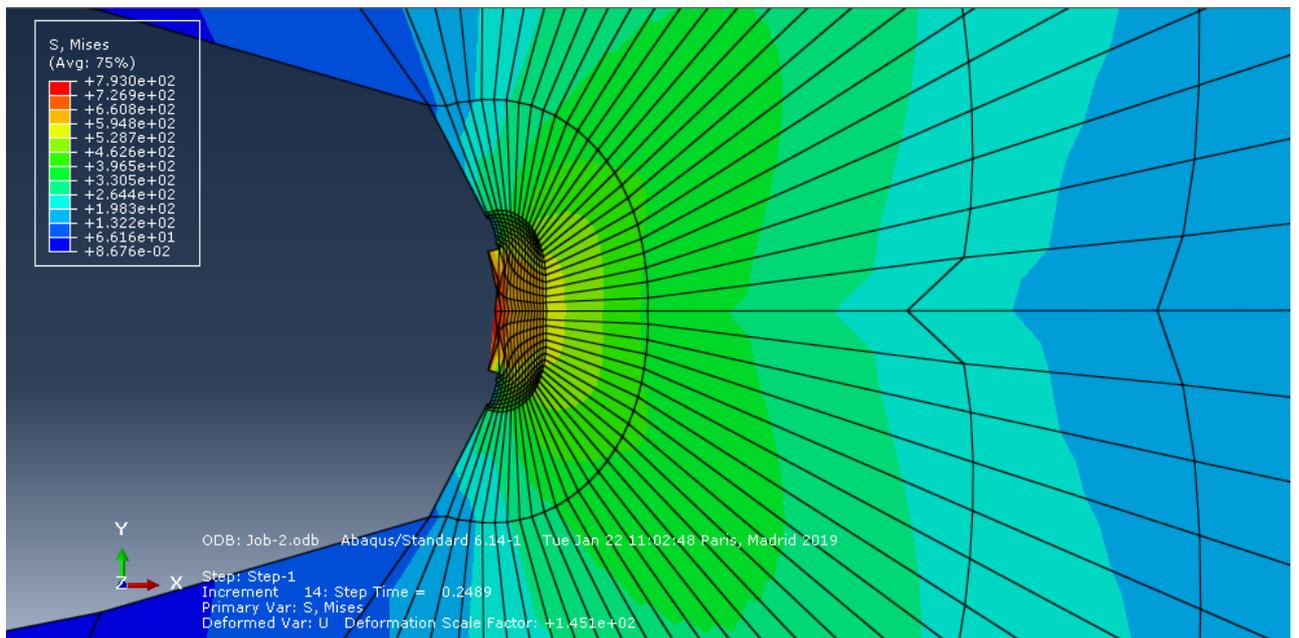


Figure III-12 : répartition des contraintes au fond de fissure a/W=0.7

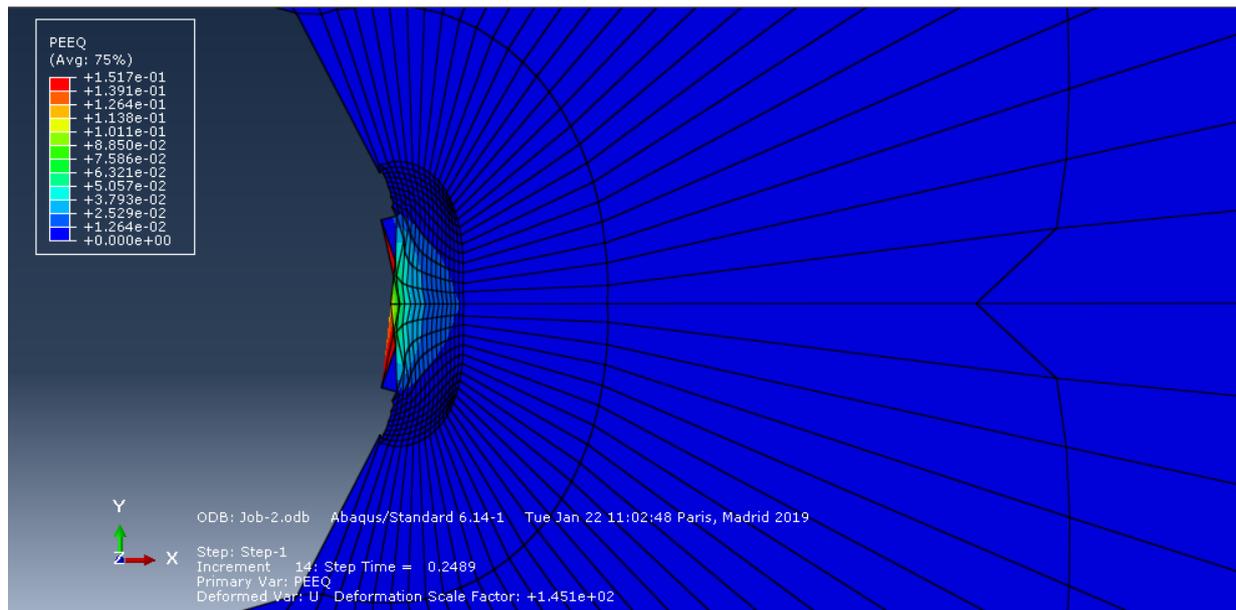


Figure III-13 : répartition de la déformation plastique au fond de fissure  $a/W=0.7$

Les valeurs de  $J_{0.2}$  sont cités de le tableau ci-dessous

Modèle	GTN	DDM
$J_{0.2} (0.5) \text{ KJ/m}^2$	656.25	560
$J_{0.2} (0.3) \text{ KJ/m}^2$		560.28
$J_{0.2} (0.7) \text{ KJ/m}^2$		561.35

Après avoir comparé ces deux valeurs nous obtenons un pourcentage d'erreur  $e\%=14.66\%$ .

## **IV. Conclusion Générale**

## Conclusion

Le but de ce travail est de vérifier que l'utilisation d'un autre modèle de calcul ductile n'influe pas sur les résultats attendus avec prise en compte de l'effet de la géométrie, les éprouvettes SENT qui sont souvent utilisées pour l'étude de la ténacité à la rupture et la propagation des fissures. L'élaboration des éprouvettes ainsi que l'évaluation des courbes J-R (Intégrale-J en fonction de la propagation des fissures) est réalisée conformément à la norme ASTM E 1820-13 après caractérisation mécanique de cet acier. Nous avons abouti aux conclusions suivantes :

Le modèle d'endommagement ductile peut être utilisé tout comme le modèle GTN pour caractériser le comportement du fond de fissure lors de la rupture ductile du matériau.

Une allure particulière est trouvée entre la ténacité à la rupture et le ratio longueur d'entaille initiale/largeur du ligament, cette allure correspond aux travaux disponibles dans la littérature et on constate aussi qu'à partir d'un ratio égal à 0.7, la ténacité à la rupture devient constante, ce qui est aussi en accord avec les travaux effectués au préalable sur le sujet.

En perspective, une étude numérique qui prendrait en compte l'épaisseur de l'éprouvette et ainsi même les éléments de volume qui pourrait étudier le problème de la propagation lente de la fissure au bord du front de fissure en 3D. Et aussi prendre en compte la normalisation du critère  $\tau^*$  réalisé par J.Wang et al pour les autres géométries pouvant être utilisées.

## Références Bibliographiques

- [1] Y. MILOUDI : ' *Caractérisation a la rupture des tôles en acier inoxydable AISI 304L* ', mémoire Master 2, UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI DE TIZI-OUZOU.
- [2] J. R. Rice, W.J. Drugan et T-L. Sham : 'Elastic-plastic analysis of growing cracks, Fracture Mechanics', ASTM STP 700, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1980.
- [3] M. L. Williams: 'On the stress distribution at the base of a stationary crack' , Journal of Applied Mechanics, 1957.
- [4] S. Marie : '*Approche énergétique de la déchirure ductile*', Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, Février 1999.
- [5] G. Pluinage : '*Mécanique Elastoplastique de La Rupture*', Cepadues Editions, Février 1989.
- [6] ASTM, "E1820-13 : Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness " 2014.
- [7] J. Wilsius, "Etude expérimentale et numérique de la déchirure ductile basée sur des approches locales en mécanique de la rupture," Ph.D Thesis, Université des Sciences et Technologies de Lille, 1999.
- [8] BS 7448-2:1997, *Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of  $K_{Ic}$ , critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials*, British Standard Institution, UK, 1997.
- [9] J.R.Rice and G.F.Rosengren, *Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol.16(1), pp.1-12, 1968.
- [10] A.A.Griffith, '*the phenomena of rupture and flow in solids*', philosophical transactions of the royal society of London, A 221 :163-198.PDF.
- [11] E.Erdogan (2000), *Fracture mechanics*, international Journal of solids and structures, 37, pp171-183.
- [12] Irwin.G (1957), *Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate*, Journal of applied mechanics 24, 361-364.
- [13] H.M.Westergaard, "*Bearing pressure and cracks*," Journal of applied mechanics, vol.6, pp.49-53, 1939.
- [14] T.L.Anderson, *Fracture mechanics: fundamentals and applications*, 3rd ed, London: Taylor & Francis/CRC, 2005.

- [15] X.K.Zhu and S.K.Jang, "*J-R curves corrected by load-independent constraint parameter in ductile crack growth*," *Engineering Fracture Mechanics*, vol.68(3), pp.285-301, 2001.
- [16] Y.DJEBLOUN, '*Etude de la rupture en mode I par ouverture des matériaux composites*', Thèse Magistère, Université Mohamed Khieder Biskra.
- [17] ESIS P2-92, *ESIS procedure for determining the fracture behaviour of materials*, European Structural Integrity Society, 1992.
- [18] ASTM E1820-01, *Standard test method for measurement of fracture toughness*, American Society for Testing of Material, Philadelphia, 2002.
- [19] J.W.Hancock, W.G.Reuter and D.Parks, "*Constraint and toughness parameterized by T*," *Constraint effects in fracture*, pp. 21–40, ASTM STP 1171, American society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993.
- [20] J.A.Joyce and R.E.Link, "*Effects of constraint on upper shelf fracture toughness*," *Fracture Mechanics*, vol.26, pp.142-77, ASTM STP 1256, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1995.
- [21] C.Betegon and J.W.Hancock, "*Two-parameter characterization of elasticplastic crack-tip fields*," *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, vol.58(1), pp.104-110, 1991.
- [22] N.P.O'Dowd and C.F.Shih, "*Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter-I. Structure of fields*," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol.39(8), pp.989-1015, 1991.
- [23] N.P.O'Dowd and C.F.Shih, "*Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter-II. Fracture applications*," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol.40(5), pp.939-963, 1992.
- [24] Y.J.Chao, S.Yang and M.A.Sutton, "*On the fracture of solids characterized by one or two parameters: Theory and practice*," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol.42(4), pp.629-647, 1994.
- [25] T.Pardoën, Y.Marchal and F.Delannay, "*Thickness dependence of cracking resistance in thin aluminium plates*," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol.47(10), pp.2093-2123, 1999.
- [26] D.P.G.Lidbury, A.H.Sherry, B.A.Bilby, I.C.Howard, Z.H.Li and C.Eripret, "*Prediction of the first spinning cylinder test using continuum damage mechanics*," *Nuclear Engineering and Design*, vol.152(1-3), pp.1-10, 1994.
- [27] A.Pineau, "*Development of the local approach to fracture over the past 25 years: Theory and applications*," *Interanational Journal of Fracture*, vol.138, pp.139-166.
- [28] *R6: assessment of the integrity of structures containing defects*, Revision 4, British Energy Generation Limited, 2005.

- [29] J.R.Rice and D.M.Tracey, "*On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*," Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol.17(3), pp.201-217, 1969.
- [30] A.Imad, J.Wilsius, M.Nai\_t Abdelaziz and G.Mesmacque, "*Experiments and numerical approaches to ductile tearing in an 2024-T351 aluminium alloy*," International Journal of Mechanical Sciences, vol.45(11), pp.1849-1861, 2003.
- [31] R.Taktak, N.Benseddiq and A.Imad, "*Analysis of ductile tearing using a local approach to fracture*," Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, vol.32(6), pp.525-530, 2009.
- [32] F.Murphy and M.Di Fant, "*A Round Robin on the Measurement of Local Criteria*," RE 93.319, IRSID, 1993.
- [33] F.M.Beremin, "*Three-Dimensional Constitutive Relations and Ductile Fracture*," Experimental and Numerical Study of the Different Stages in Ductile Rupture: Application to Crack Initiation and Stable Crack Growth, pp.157-172, North Holland Publishing Company, 1981.
- [34] A.L.Gurson, "*Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I--Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media*," Journal of Engineering Materials and Technology, vol.99(1), pp.2-15, 1977.
- [35] V.Tvergaard, "*On localization in ductile materials containing spherical voids*," International Journal of Fracture, vol.18(4), pp.237-252, 1982.
- [36] V.Tvergaard, "*Material Failure by Void Growth to Coalescence*," Advances in Applied Mechanics, pp.83-151, Elsevier, 1989.
- [37] C.C.Chu and A.Needleman, "*Void Nucleation Effects in Biaxially Stretched Sheets*," Journal of Engineering Materials and Technology, vol.102(3), pp.249- 256, 1980.
- [38] V.Tvergaard and A.Needleman, "*Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar*," Acta Metallurgica, vol.32(1), pp.157-169, 1984.
- [39] Z.L.Zhang, C.Thaulow and J.Ødegård, "*A complete Gurson model approach for ductile fracture*," Engineering Fracture Mechanics, vol.67(2), pp.155-168, 2000.
- [40] Z.L.Zhang, "*A Complete Gurson Model*," Nonlinear fracture and damage mechanics, UK: WIT Press, Southampton, 2001.
- [41] P.Thomason, *Ductile fracture of metals*, Pergamon Press, Oxford, 1990.
- [42] P.F.Thomason, "*A three-dimensional model for ductile fracture by the growth and coalescence of microvoids*," Acta Metallurgica, vol.33(6), pp.1087-1095, 1985.
- [43] P.F.Thomason, "*A view on ductile-fracture modelling*," Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, vol.21(9), pp.1105-1122, 1998.

- [44] G.Rousselier, *Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture.* Nuclear Engineering and Design, vol.105(1), pp.97-111, 1987.
- [45] G.Rousselier, J.C.Devaux, G.Mottet and G.Devesa, "A Methodology for Ductile Fracture Analysis Based on Damage Mechanics: An Illustration of A Local Approach of Fracture," Nonlinear Fracture Mechanics Volume II: Elastic-plastic Fracture, pp.332-354, ASTM STP 995, 1989.
- [46] F.Dotta and C.Ruggieri, "Structural integrity assessments of high pressure pipelines with axial flaws using a micromechanics model," International Journal of Pressure Vessels and Piping, vol.81(9), pp.761-770, 2004.
- [47] C.Ruggieri and F. Dotta, "Numerical modeling of ductile crack extension in high pressure pipelines with longitudinal flaws," Engineering Structures, vol.33(5), pp.1423-1438, 2011.
- [48] C.F.Shih, B.Moran and T.Nakamura, "Energy release rate along a threedimensional crack front in a thermally stressed body," International Journal of Fracture, vol.30(2), pp.79-102, 1986.