

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA  
RECHERCHE SCIENTIFIQUE UNIVERSITE MOULOU  
MAMMERI- TIZI OUZOU



Faculté du Génie de la Construction  
Département Génie Mécanique  
Mémoire de Fin d'Etudes  
En vue d'obtention du diplôme Master en  
Génie Mécanique  
Spécialité : Fabrication Mécanique et productique

**Thème :**

*Etude à la rupture d'un acier inoxydable 304L*

**Etudié par :**

- Melle. CHERFAOUI Lynda.
- Melle. DAHMANE Fazia.

**Devant les membres du jury :**

- |                         |            |              |
|-------------------------|------------|--------------|
| - M. FERHOUM Rabah      | Professeur | Président    |
| - M. ALMANSBA Madjid.   | Professeur | Encadrant    |
| - M. BENCHERIF Mokhtar. | Doctorant  | Co-Encadrant |
| - Mme. MEGHLAOUI Bahia  | MCB        | Examinatrice |

Année universitaire : 2023/2024

# Dédicace

C'est avec une profonde gratitude que je dédie ce travail à tous ceux qui ont été mes piliers tout au long de ce parcours académique. À mes chers parents, pour leurs sacrifices, leur soutien et leur amour inconditionnel. À mon frère et mes sœurs pour leurs encouragements précieux. À mes professeurs, pour leur enseignement inspirant et leurs conseils.

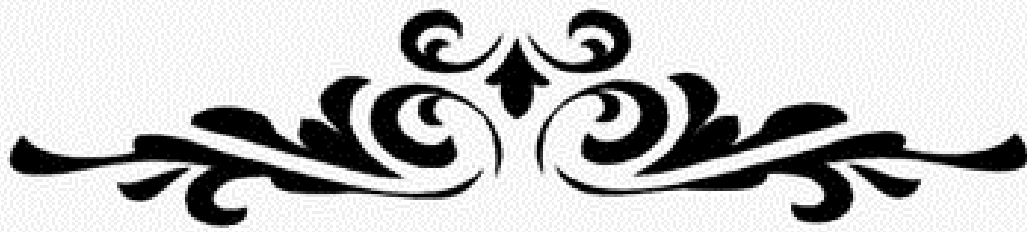
Lynda

# Dédicace

C'est avec une sincère reconnaissance que je dédie ce modeste travail à ceux qui ont été mes guides et mes soutiens constants tout au long de mon parcours académique. A mes parents, pour leurs sacrifices et leur confiance en moi. A mes frères et sœurs, pour leurs encouragements précieux, et qui m'ont poussé à donner le meilleur de moi-même.

A tous mes proches.

Fazia



## *Remerciements*

En premier lieu, nous exprimons notre reconnaissance envers Dieu Tout-Puissant pour nous avoir offert le privilège et l'opportunité d'étudier et de suivre le chemin de la science et de la connaissance.

En second lieu, Nous tenons à exprimer notre profonde gratitude envers notre encadreur Monsieur ALMANSBA Madjid pour son dévouement à nous guider et pour ses précieux conseils.

Nous tenons à remercier également notre co-encadreur Monsieur BENCHERIF Mokhtar pour son soutien, ses conseils avisés et son écoute attentive de nos préoccupations.

Nous souhaitons aussi adresser nos remerciements aux enseignants de qualité qui ont illuminé notre chemin vers le savoir et la rigueur, ainsi qu'au président et les membres de jury pour leur évaluation de notre humble travail.

Nous remercions chaleureusement notre camarade REGUIG Juba pour son aide précieux, et à tous ceux qui ont contribué, de près ou de loin à la réalisation de ce projet.

Veillez trouver ici l'expression de notre profonde reconnaissance à tous.

## **Résumé :**

Le travail réalisé dans cette étude est une confrontation entre les résultats expérimentaux de la rupture d'un acier inoxydable austénitique 304L et les résultats de la simulation sur le logiciel ABAQUS. Cette étude a démontré l'efficacité de la modélisation numérique pour prédire les comportements mécaniques.

Les résultats obtenus ont confirmé une forte corrélation entre les données expérimentales et les simulations numériques, mettant en évidence, l'impact de la géométrie du défaut sur la charge maximale et l'allongement.

L'évaluation du travail essentiel de rupture a également montré une augmentation proportionnelle avec l'épaisseur de l'éprouvette.

**Mots clés :** Abaqus, acier inoxydable austénitique 304L, charge maximale, allongement, travail essentiel de rupture.

## **Abstract:**

The work carried out in this study is a comparison between the experimental results of the fracture of an austenitic 304L stainless steel and the results of simulation using Abaqus software. The study demonstrated the effectiveness of numerical modeling in predicting mechanical behavior.

The results confirmed a strong correlation between experimental data and numerical simulations, highlighting the impact of flaw geometry on maximum load and elongation.

Evaluation of the essential work of fracture also showed a proportional increase with specimen thickness.

**Key words:** Abaqus, austenitic 304L stainless steel, maximum load, elongation, essential work of fracture.

## Table de matière :

**Dédicace**

**Remerciements**

**Résumé/Abstract**

**Liste des figures**

**Liste des tableaux**

**Nomenclature**

<b>Introduction Générale</b> .....	2
Chapitre I : Généralités sur les aciers inoxydables. ....	4
I.1    Introduction : .....	5
I.2    Diagramme fer carbone : .....	5
I.2.1    La structure cristalline du fer : .....	6
I.2.2    Les principales phases : .....	7
I.3    Classification des aciers : .....	8
I.3.1    Classification selon la teneur en carbone : .....	8
I.3.2    Classification selon l'application : .....	8
I.3.3    Classification selon les éléments d'alliage : .....	8
I.4    Les aciers inoxydables : .....	9
I.4.1    Définition : .....	9
I.4.2    Historique : .....	9
I.4.3    Influence des éléments d'addition sur la structure cristallographique : .....	10
I.4.4    Différents types des aciers inoxydables : .....	10
I.4.4.1    Acier inoxydable austénitique : .....	11
I.4.4.2    Acier inoxydable ferritique : .....	12
I.4.4.3    Acier inoxydable martensitique : .....	12
I.4.4.4    Acier inoxydable duplex : .....	13
I.4.5    Les aciers inoxydables austénitiques AISI 304L : .....	14
I.4.5.1    Composition chimique : .....	14
I.4.5.2    Le rôle des éléments d'alliage : .....	15
I.5    Conclusion : .....	16
Chapitre II : Comportement des matériaux et mécanique de la rupture.....	17

II.1	Introduction :	18
II.2	Lois de comportement :	18
II.2.1	Solide élastique parfait :	18
II.2.2	Solide visco-élastique :	19
II.2.3	Solide rigide parfaitement plastique :	20
II.2.4	Solide élastique parfaitement plastique :	21
II.2.5	Solide élasto-plastique écrouissable :	21
II.2.6	Solide parfaitement viscoplastique :	22
II.2.7	Solide élastique parfaitement visco-plastique :	23
II.2.8	Solide-élasto-visco-plastique écrouissable :	23
II.3	Critères de plasticité :	24
II.3.1	Critère de von Mises :	24
II.3.2	Critère de TRESCA :	25
II.3.3	Critère de HILL :	26
II.4	L'écrouissage :	27
a.	L'écrouissage cinématique :	27
b.	L'écrouissage isotrope :	28
II.4.1	Les lois d'écrouissage :	29
II.5	La mécanique de rupture :	29
II.5.1	Endommagement :	30
II.5.1.1	Endommagement instantané :	30
II.5.1.2	Endommagement différé :	31
II.6	Types de rupture :	31
II.6.1	La rupture ductile :	31
II.6.2	La rupture fragile :	32
II.7	Les modes de rupture :	33
II.8	La ténacité :	35
II.8.1	Définition :	35
II.8.2	Critère d'évaluation de la ténacité :	35
II.8.2.1	Le facteur d'intensité des contraintes :	35
II.8.2.2	Taux de restitution d'énergie (Energie de Griffith) (1920) :	36
II.8.2.3	Intégrale de contour (J) :	38
II.8.2.4	Le travail essentiel de la rupture :	41

II.9	Conclusion :.....	43
Chapitre III : Modélisation et Confrontation des résultats expérimentaux et numériques.....		44
III.1	Introduction :.....	45
III.2	Modélisation et confrontation des résultats expérimentaux et numériques : .....	46
III.2.1	Les éprouvettes de caractérisation :.....	46
III.2.2	Les éprouvettes fissurées d'épaisseur 3mm : .....	50
III.2.2.1	Calcul par intégrale J de Rice :.....	56
III.2.2.2	Calcul par le travail essentiel de rupture : .....	58
	• Calcul de travail essentiel de rupture : .....	60
III.2.3	Les éprouvettes fissurées d'épaisseur 1.5mm : .....	62
III.2.3.1	Calcul par intégrale J de Rice :.....	66
III.2.3.2	Calcul par le travail essentiel de rupture : .....	68
III.3	Conclusion :.....	72
<b>Conclusion générale</b> .....		<b>74</b>
<b>Références bibliographiques</b> .....		<b>75</b>

## Liste des figures :

Figure I-1 : Diagramme fer-carbone (métastable).....	6
Figure I-2 : La transformation allotropique du Fer. ....	6
Figure I-3 : structure cristalline de l'austénite (CFC). ....	7
Figure I-4 : Microstructure de la ferrite. ....	7
Figure I-5 :Schéma représentatif d'un acier inoxydable. ....	9
Figure I-6 : Types des aciers inoxydables. ....	10
Figure I-7 : Structure d'un acier inoxydable austénitique.....	11
Figure I-8 : Structure d'un acier inoxydable ferritique. ....	12
Figure I-9 :Structure d'un acier inoxydable martensitique. ....	13
Figure I-10 : La structure d'un acier inoxydable duplex.....	14
Figure II-1 :Solide parfaitement élastique.....	19
Figure II-2 : Modèle de Kelvin Voigt. ....	19
Figure II-3 :Modèle de Maxwell. ....	20
Figure II-4 : Modèle rigide parfaitement plastique. ....	20
Figure II-5: Modèle élasto-plastique parfait (EPP). ....	21
Figure II-6 : Solide élasto-plastique écrouissable. ....	22
Figure II-7 : Solide parfaitement viscoplastique. ....	22
Figure II-8 : Solide élastique parfaitement viscoplastique.....	23
Figure II-9 : Solide-élasto-visco-plastique écrouissable. ....	24
Figure II-10 : Représentation des deux critères von Mises et TRESCA dans les contraintes principales .....	26
Figure II-11 : Ecrouissage cinématique. ....	27
Figure II-12 : Ecrouissage isotrope. ....	28
Figure II-13 : Exemple de rupture ductile (avec des inclusions). ....	31
Figure II-14 : Exemples de rupture fragile dans les céramiques : (a) rupture dans un nitrure de silicium à partir d'un défaut de frittage, (b) rupture intergranulaire dans un carbure de silicium, (c) rupture intragranulaire dans un carbure de silicium, (d) rupture dans carbure de silicium à partir d'un défaut. ....	32
Figure II-15 : Exemples de ruptures fragile dans les métaux : (a) rupture en clivage (intragranulaire), (b) rupture intergranulaire.....	33
Figure II-16 : : Propagation en Mode I. ....	34
Figure II-17 : Propagation en Mode II. ....	34

Figure II-18 : Propagation en Mode III.....	34
Figure II-19 : Tenseur de contrainte au point (M).....	35
Figure II-20 : Propagation de la fissure sur une longueur.....	36
Figure II-21 : Contour dans la définition de l'intégrale J.....	39
Figure II-22 : Echantillon DENT. ....	42
Figure III-1 : La géométrie des éprouvettes de caractérisation.....	46
Figure III-2 : Les courbes de forces-déplacements pour les éprouvettes de caractérisation obtenues expérimentalement : e=1.5mm( <b>a</b> ), e=3mm( <b>b</b> ).....	47
Figure III-3: Le maillage et les conditions aux limites appliqués pour les éprouvettes de caractérisation : ( <b>a</b> ) éprouvette d'une épaisseur de 1.5mm, ( <b>b</b> ) éprouvette d'une épaisseur de 3mm.....	48
Figure III-4 : Distribution de la contrainte von Mises ( <b>a</b> ), la déformation plastique ( <b>b</b> ) et l'endommagement ( <b>c</b> ) sur l'éprouvette de caractérisation pour e=1.5mm.....	48
Figure III-5 : Distribution de la contrainte von Mises ( <b>a</b> ), la déformation plastique ( <b>b</b> ) et l'endommagement ( <b>c</b> ) sur l'éprouvette de caractérisation pour e=3mm.....	49
Figure III-6 : La comparaison des courbes de forces-déplacement expérimentales et numériques des éprouvettes de caractérisation d'épaisseur :( <b>a</b> ) e=1.5mm, ( <b>b</b> ) e=3mm.....	49
Figure III-7 : La géométrie des éprouvettes fissurées.....	50
Figure III-8 : La géométrie des éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de 10%( <b>a</b> ), 20%( <b>b</b> ), 40% ( <b>c</b> ), et 60%( <b>d</b> ).....	50
Figure III-9 : La superposition des courbes de force-déplacement obtenues expérimentalement des éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de 10%, 20%, 40% et 60%.....	51
Figure III-10 : Les valeurs des forces maximales obtenues expérimentalement correspondantes à chaque pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette pour une épaisseur de 3mm.....	52
Figure III-11 : Le travail spécifique de rupture (SWF) expérimental de l'éprouvette fissuré d'épaisseur e=3mm. ....	53
Figure III-12 : Le maillage des éprouvettes fissurées : 10%( <b>a</b> ), 20%( <b>b</b> ),40%( <b>c</b> ), 60% ( <b>d</b> ).....	54
Figure III-13 : Distribution de la contrainte von Mises ( <b>a</b> ), la déformation plastique ( <b>b</b> ) et l'endommagement ( <b>c</b> ) sur l'éprouvette fissuré de 10% de sa largeur pour e=3mm. ....	54
Figure III-14 : Distribution de la contrainte von Mises ( <b>a</b> ), la déformation plastique ( <b>b</b> ) et l'endommagement ( <b>c</b> ) sur l'éprouvette fissuré de 20% de sa largeur pour e=3mm. ....	55
Figure III-15 : Distribution de la contrainte von Mises ( <b>a</b> ), la déformation plastique ( <b>b</b> ) et l'endommagement ( <b>c</b> ) sur l'éprouvette fissuré de 40% de sa largeur pour e=3mm. ....	55

Figure III-16 : Distribution de la contrainte von Mises <b>(a)</b> , la déformation plastique <b>(b)</b> et l'endommagement <b>(c)</b> sur l'éprouvette fissuré de 60% de sa largeur pour $e=3\text{mm}$ . ....	55
Figure III-17 : La comparaison des courbe expérimentales et numériques de la force-déplacement pour les éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de : 10% <b>(a)</b> , 20% <b>(b)</b> , 40% <b>(c)</b> , 60% <b>(d)</b> . <b>(En quasi statique)</b> .....	56
Figure III-18 : L'intégrale_J pour les éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de :10% <b>(a)</b> , 20% <b>(b)</b> , 40% <b>(c)</b> , 60% <b>(d)</b> de leur largeur. ....	57
Figure III-19 : La comparaison des courbes force-déplacement expérimentales et numériques pour les éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de :10% <b>(a)</b> , 20% <b>(b)</b> , 40% <b>(c)</b> et 60% <b>(d)</b> de la largeur. <b>(En dynamique)</b> .....	58
Figure III-20 : La comparaison des valeurs des forces maximales expérimentales et numériques correspondantes à chaque pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette pour une épaisseur de 3mm. ....	59
Figure III-21 : La comparaison du travail spécifique de rupture (SWF) expérimentale et numérique des éprouvettes fissurées pour $e=3\text{mm}$ . ....	60
Figure III-22 : Comparaison du travail essentiel de rupture expérimental et numérique pour une épaisseur de 3mm. ....	60
Figure III-23 : Exemple de la déformation à la rupture de l'éprouvette fissuré pour $e=3\text{mm}$ . 61	
Figure III-24 : La géométrie des éprouvettes fissurées. ....	62
Figure III-25 : La géométrie des éprouvettes d'une épaisseur de 1.5mm fissurées de : 10% <b>(a)</b> , 20% <b>(b)</b> , 40% <b>(c)</b> , et 60% <b>(d)</b> .....	62
Figure III-26 : La superposition des courbes de force-déplacement obtenues expérimentalement des éprouvettes dont l'épaisseur est de 1.5mm fissurées de 10%, 20%, 40% et 60%. ....	63
Figure III-27 : Les valeurs des forces maximales obtenues expérimentalement correspondantes à chaque pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette pour une épaisseur de 1.5mm. ....	64
Figure III-28 : Le travail spécifique de rupture expérimental de l'éprouvette fissuré d'épaisseur $e=1.5\text{mm}$ . ....	64
Figure III-29 : Distribution de la contrainte von Mises <b>(a)</b> , la déformation plastique <b>(b)</b> et l'endommagement <b>(c)</b> sur l'éprouvette fissuré de 10% de sa largeur pour $e=1.5\text{mm}$ . ....	65
Figure III-30 : Distribution de la contrainte von Mises <b>(a)</b> , la déformation plastique <b>(b)</b> et l'endommagement <b>(c)</b> sur l'éprouvette fissuré de 20% de sa largeur pour $e=1.5\text{mm}$ . ....	65

Figure III-31 : Distribution de la contrainte von Mises <b>(a)</b> , la déformation plastique <b>(b)</b> et l'endommagement <b>(c)</b> sur l'éprouvette fissurée de 40% de sa largeur pour $e=1.5\text{mm}$ . .....	66
Figure III-32 : La comparaison des courbe force-déplacement expérimentales et numériques pour les éprouvettes d'épaisseur de 1.5mm fissurées de : 10% <b>(a)</b> , 20% <b>(b)</b> , 40% <b>(c)</b> . <b>(En quasi statique)</b> .....	66
Figure III-33 : L'intégrale_J pour les éprouvettes d'épaisseur de 1.5mm fissurées de : 10% <b>(a)</b> , 20% <b>(b)</b> , 40% <b>(c)</b> .....	67
Figure III-34 : La comparaison des courbes de force-déplacement expérimentales et numériques pour les éprouvettes d'épaisseur de 1.5mm fissurée de : 10% <b>(a)</b> , 20% <b>(b)</b> , 40% <b>(c)</b> . <b>(En Dynamique)</b> .....	68
Figure III-35 : La comparaison des valeurs des forces maximales expérimentales et numériques correspondantes à chaque pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette pour une épaisseur de 1.5mm. ....	69
Figure III-36 : La comparaison du travail spécifique de rupture expérimentale et numérique les éprouvettes fissurées d'épaisseur de 1.5mm.....	70
Figure III-37 : Comparaison du travail essentiel de rupture obtenu expérimentalement et celui obtenu numériquement pour une épaisseur de 1.5mm.....	70
Figure III-38 : La superposition du travail spécifique de rupture expérimental des éprouvettes de différentes épaisseurs 1.5mm et 3mm. ....	71
Figure III-39 : La comparaison du travail essentiel expérimentale et numérique pour les éprouvettes fissurés de différentes épaisseurs 1.5mm et 3mm.....	71

## Liste des tableaux :

Tableau I-1 : La composition chimique de l'acier AISI 304L.....	15
Tableau III-1 : Les dimensions de l'éprouvette de caractérisation pour $e=1.5\text{mm}$ .....	46
Tableau III-2 : Les dimensions de l'éprouvette de caractérisation pour $e= 3\text{mm}$ .....	46
Tableau III-3 : Les propriétés mécaniques de l'acier 304L.....	47
Tableau III-4 : Les dimensions des éprouvettes fissurées ( $e= 3\text{mm}$ ).....	50
Tableau III-5 : Pourcentage d'erreur des valeurs forces maximales expérimentales et numériques, correspondantes à chaque longueur du ligament pour une épaisseur de $3\text{mm}$ ...	59
Tableau III-6 : Les dimensions des éprouvettes fissurées ( $e=1.5\text{mm}$ ).....	62
Tableau III-7 : Pourcentage d'erreur des valeurs forces maximales expérimentales et numériques, correspondants à chaque longueur du ligament pour une épaisseur de $1.5\text{mm}$ ...	69

## Nomenclature :

### Lettres latines :

A : Surface de la fissure créée lors de la propagation.

G : Taux de restitution d'énergie.

$G_c$  : Taux critique de restitution d'énergie.

C : la cémentite.

a : Longueur initiale de la fissure.

E : Module de Young.

$K_I$  : Facteur d'intensité des contraintes en mode I.

$K_{II}$  : Facteur d'intensité des contraintes en mode II.

$K_{III}$  : Facteur d'intensité des contraintes en mode III.

$\underline{\underline{H}}$  : Tenseur d'écroutissage.

$\underline{\underline{X}}$  : Tenseur représentant la translation du domaine initial.

p : Déformation plastique cumulée.

$f_{ij}$  : Fonction trigonométrique.

y : Facteur tenant compte de la géométrie de la fissure et de la réputation des contraintes.

U : Vecteur du déplacement.

W : Energie de déformation par unité de volume.

$V_p$  : Composante plastique du déplacement total V.

$U_d$  : Travail total de rupture.

$W_{ess}$  : Travail essentiel de rupture.

$W_p$  : Travail plastique.

R : Travail spécifique total.

$w_{ess}$  : Travail essentiel spécifique de rupture.

$w_p$  : Travail non-essentiel spécifique de rupture.

$B$  : Epaisseur de l'éprouvette.

$l$  : Longueur du ligament.

**Lettres grecques :**

$\alpha$  : Ferrite.

$\gamma$  : Austénite.

$\nu$  : Coefficient de poisson.

$\varepsilon$  : Déformation.

$\varepsilon_e$  : Déformation élastique.

$\varepsilon_p$  : Déformation plastique.

$\dot{\varepsilon}$  : Ecouissage.

$\sigma$  : Contrainte.

$\sigma_e$  : Limite élastique.

$\sigma_{VM}$  : Contrainte équivalente de von Mises.

$\sigma_H$  : Contrainte équivalente de Hill.

$\tau$  : Contrainte de cisaillement.

$\Delta W_{ext}$  : Variation de l'énergie due aux forces extérieures.

$\Delta W_{elast}$  : Variation de l'énergie élastique.

$\Delta U$  : Energie dépensée lors de la propagation de la fissure sur une longueur  $\Delta a$ .

$\Gamma$  : Un contour fermé suivi dans le sens trigonométrique qui englobe la pointe de la fissure.

$\eta$  : Viscosité.

# **Introduction générale**

Les aciers sont largement indispensables dans l'industrie et conservent une place prépondérante. Parmi eux, les aciers inoxydables qui occupent une position essentielle dans des secteurs stratégiques comme le nucléaire et l'industrie automobile. Ils sont réputés pour leur résistance à la corrosion, attribuée à une composition contenant au moins 10.5% de chrome. Ces aciers possèdent également diverses autres propriétés remarquables qui varient selon les quatre familles d'aciers inoxydables définies par leur composition en alliage : austénitiques, ferritiques, martensitiques et duplex. Les aciers austénitiques, sont les plus utilisés, ils trouvent une large application dans la construction et d'autres secteurs, leur utilisation est motivée non seulement par leur haute résistance à la corrosion, leur ténacité et leur ductilité, mais aussi par leurs excellentes propriétés de soudabilité et leur bonne formabilité. Pourtant, malgré les avancées dans la conception de ces matériaux, la compréhension approfondie des mécanismes de rupture reste un élément indispensable pour garantir la fiabilité des structures fabriquées à partir de ces aciers.

La mécanique de la rupture, en tant que discipline clé de la science des matériaux, se révèle essentielle dans cette quête de fiabilité. En effet la fissuration demeure l'un des principaux mécanismes de défaillance des matériaux solides. Les pionniers de cette discipline, tels que Griffith, Westergaard et Inglis, ont posé les fondements de cette compréhension. Leur travail a été poursuivi par des chercheurs comme Irwin et Rice, qui ont enrichi la discipline en introduisant de nouveaux concepts et outils d'analyse. L'analyse des champs de contraintes et de déformations près d'une fissure, ainsi que la détermination du facteur d'intensité de contraintes (FIC) et du taux de restitution de l'énergie potentielle (G), sont des éléments clés dans cette approche. L'intégrale J ainsi que le travail essentiel de rupture sont également des paramètres fondamentaux dans cette démarche, mettant en lumière l'importance de notre étude qui se concentre sur la simulation de comportement d'un acier inoxydable austénitique AISI 304L avec le logiciel de calcul « ABAQUS ». Cette simulation vise à identifier les paramètres du durcissement ductile, tels que : la déformation à la rupture et le déplacement à la rupture, après avoir traité les données expérimentales d'une étude antérieure.

Ce mémoire est divisé en trois chapitres organisés comme suit :

Le premier chapitre commence par une analyse approfondie du diagramme fer- carbone et des différentes catégories d'aciers. Ensuite, il explore les caractéristiques ainsi que les domaines d'applications des différentes familles des aciers inoxydables, en mettant en avant notamment les propriétés des aciers austénitiques. Il se penche également sur la composition chimique et

le rôle des éléments d'alliage de l'acier austénitique inoxydable X2CrNi18-9 (AISI304L) qui est la nuance choisie pour notre étude.

Le deuxième chapitre commence par une discussion sur les différentes lois de comportement et leur application, ainsi que les critères de plasticité et le phénomène d'écroutissage. Il explore ensuite les divers types d'endommagement, en mettant l'accent sur l'endommagement ductile, avant d'aborder les modes de rupture et les critères d'évaluation de la ténacité ; notamment l'intégrale J et le travail essentiel de rupture, qui sont au cœur de cette étude.

Le troisième chapitre présente des résultats de simulations numériques réalisées sur un acier inoxydable austénitique 304L, en utilisant le logiciel d'analyse par éléments finis (Abaqus). Cette étude numérique nous a permis de suivre l'évolution du comportement élasto-plastique, d'évaluer sa résistance et de déterminer l'intégrale J à la rupture, ainsi que d'analyser les courbes force-déplacement, ainsi que de déduire le travail essentiel de rupture. Enfin, ces résultats sont comparés et confrontés à des données expérimentales.

Le mémoire se clôture par une conclusion qui résume les contributions de l'étude et expose les perspectives futures résultant de cette recherche.

# **Chapitre I : Généralités sur les aciers inoxydables.**

### I.1 Introduction :

L'acier joue un rôle essentiel dans l'industrie et la mécanique de précision en raison de sa multitude de propriétés mécaniques. Chaque famille d'acier présente des compositions et des caractéristiques distinctes qui les rendent adaptés à des applications spécifiques.

Les aciers inoxydables sont une vaste famille d'alliages métalliques qui partagent tous la présence de fer et de chrome. Leur composition en chrome, avec un seuil minimal de 10.5 %, ainsi que les traitements métallurgiques qu'ils subissent, déterminent une large gamme de propriétés. Grâce à ces caractéristiques, les aciers inoxydables ont trouvé leur place dans divers secteurs industriels tels que le bâtiment, les industries chimiques et agro-alimentaires, les transports et la production d'énergie, où ils ont souvent connu un développement remarquable. Parmi les nombreuses nuances disponibles, l'acier austénitique X2CrNi18-9 (AISI 304L) est l'une des plus couramment utilisée.

Dans ce chapitre, nous fournirons une définition métallurgique plus approfondie des aciers inoxydables en commençant par le diagramme fer-carbone et en abordant la classification des aciers en général.

### I.2 Diagramme fer carbone :

Le diagramme Fer-Carbone se révèle très précieux dans la compréhension des aciers, des fontes, et des procédés thermiques.

Il est délimité sur le côté droit par la cémentite  $Fe_3C$  (6.67% de carbone) et met en évidence les deux principales catégories de métaux ferreux : les aciers (avec une teneur en carbone comprise entre 0.008% et 2.1%) et les fontes (avec une teneur en carbone allant de 2.1% à 6.67%).

La figure suivante représente le diagramme fer- carbone métastable :

# Chapitre I : Généralités sur les aciers inoxydables.

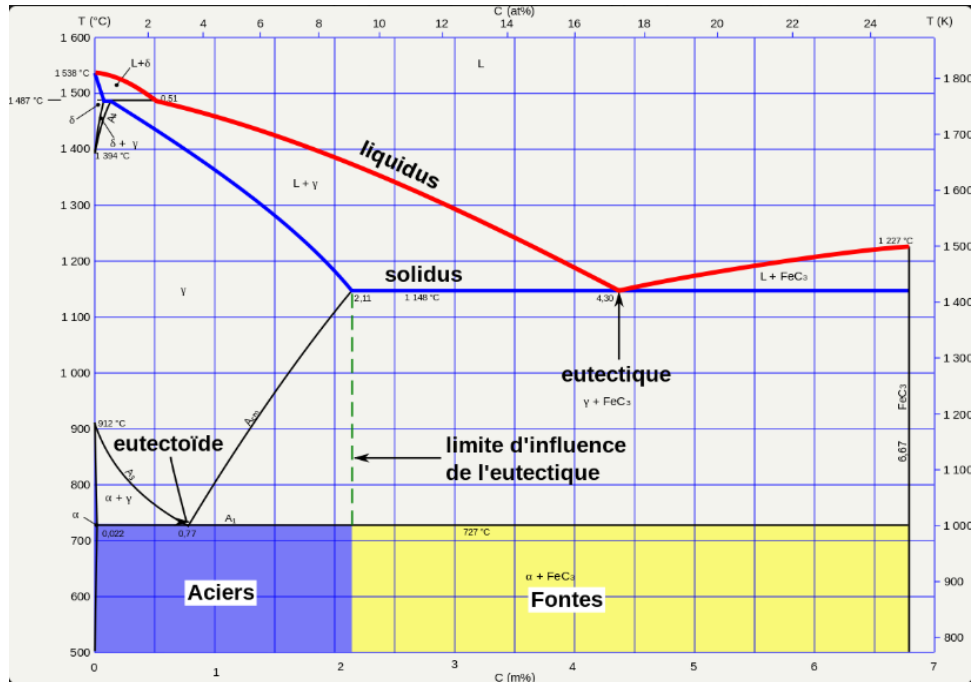


Figure I-1 : Diagramme fer-carbone (métastable).[1]

## I.2.1 La structure cristalline du fer :

La structure cristalline du fer varie selon la température, en dessous de 912°C, le fer adopte une structure alpha ( $\alpha$ ) (cubique centrée), tandis qu'entre 912°C et 1394°C, il prend une structure gamma ( $\gamma$ ) (cubique à faces centrées). Au-delà de 1394°C, il présente une structure delta ( $\delta$ ) (cubique centrée). Ce changement de structure est appelé transformation allotropique.

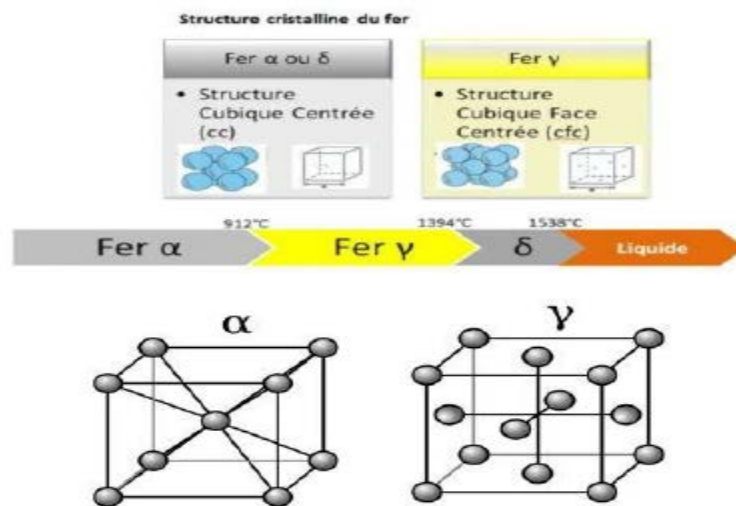


Figure I-2 : La transformation allotropique du Fer.[2]

### I.2.2 Les principales phases :

- **L'austénite ( $\gamma$ )** : c'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer, qui a une structure cubique à faces centrées (CFC).

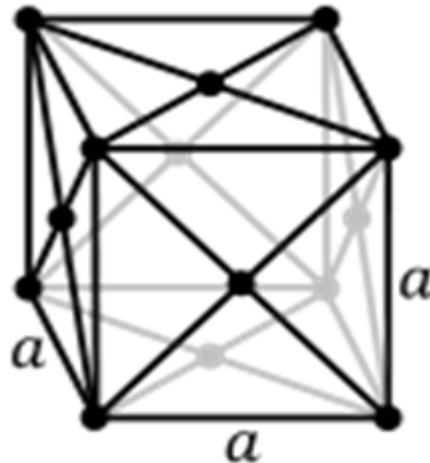


Figure I-3 : structure cristalline de l'austénite (CFC).[3]

- **La ferrite ( $\alpha$ )** : solution solide d'insertion du carbone dans le fer, qui a une structure cubique centrée (CC).

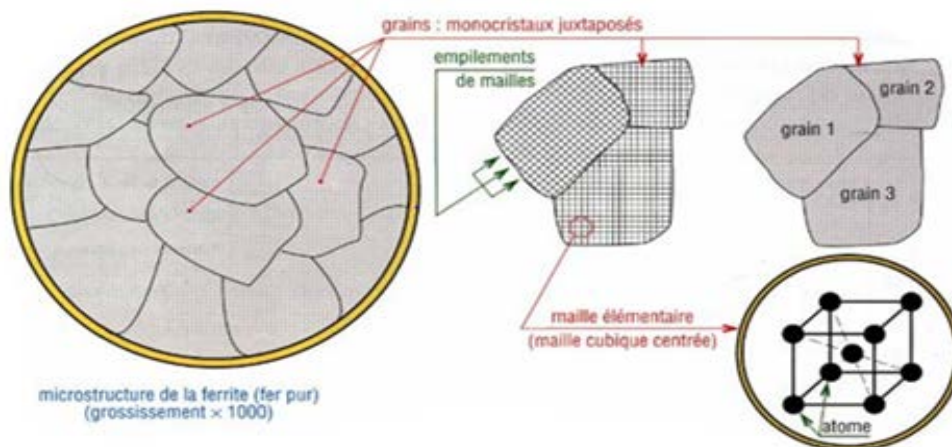


Figure I-4 : Microstructure de la ferrite.[3]

- **La cémentite (C)** : c'est une combinaison chimique du fer et du carbone, cette combinaison a comme formule  $Fe_3C$ , sa structure est quadratique.
- **La perlite (P)** : c'est un mélange de la ferrite et de la cémentite.

### I.3 Classification des aciers :

L'acier est un matériau composé essentiellement de fer et de carbone, comme il peut contenir aussi d'autres éléments tels que le manganèse, le phosphore, le soufre, le nickel, le chrome...etc.

L'acier peut se catégoriser selon plusieurs critères, tels que sa teneur en carbone, les éléments d'alliages présents et son domaine d'application.[4]

#### I.3.1 Classification selon la teneur en carbone :

**a. Aciers doux ou à faible teneur en carbone ( $<0.25\%C$ ) :**

Peu couteux, bonne soudabilité, résistance à la corrosion acceptable, excellente ductilité.

**b. Aciers à teneur moyenne en carbone ( $0.25 - 0.60\%C$ ) :**

Meilleure résistance à l'usure et dureté que les aciers doux, moins ductile.

**c. Aciers à haute teneur en carbone ( $>0.60\%C$ ) :**

Très durs et résistants, mais moins ductiles.

#### I.3.2 Classification selon l'application :

**a. Aciers de construction :** résistance aux charges lourdes et forces externes.

**b. Aciers pour des applications de mise en forme :** résistance et légèreté (les aciers avancés à haute résistance (AHSS) et ultra haute résistance (UHSS)).

**c. Acier pour outillage :** résistance à l'usure (lames, moules, forets, etc.)

#### I.3.3 Classification selon les éléments d'alliage :

**a. Aciers non-alliés ou au carbone :** aucun élément d'alliage en quantité significative (moins de 1% d'éléments d'alliage).

**b. Aciers faiblement alliés :** contiennent des éléments d'alliage qui favorisent la trempabilité (Cr, Ni, Mo, etc.) et chaque élément ayant une teneur  $\leq 5\%$  .[5]

**c. Aciers fortement alliés :** se distinguent par l'ajout d'un ou plusieurs éléments, parmi lesquels au moins un dépasse une teneur de 5%. Parmi ces aciers, on distingue :

- Aciers rapides (**HS**) avec symbole HS suivie des teneurs en W, Mo, V, Co.
- Aciers inoxydables ( $\geq 10.5\%Cr, \leq 1.2\%C$ ).

### I.4 Les aciers inoxydables :

#### I.4.1 Définition :

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques constitués principalement de fer et de chrome, avec l'addition d'autres éléments tels que le carbone, le nickel, le molybdène, entre autres. Leur remarquable résistance à la corrosion est attribuée à la formation d'une couche protectrice d'oxyde de chrome à leur surface, un processus qui requiert une teneur en chrome d'au moins 10.5%. En plus de cette propriété essentielle ces aciers présentent des caractéristiques mécaniques remarquables comme la ténacité et la ductilité.[6], [7]

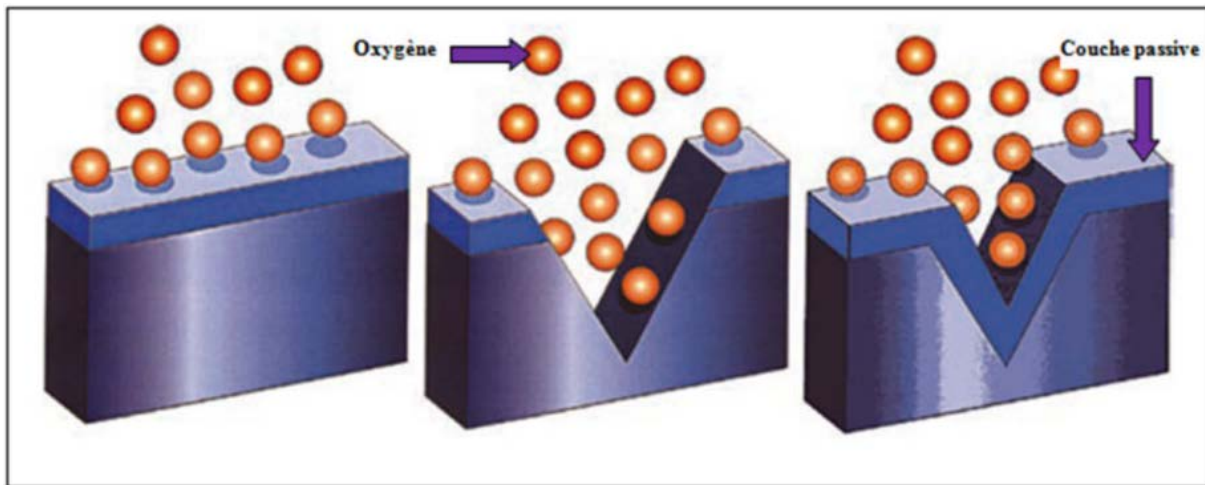


Figure I-5 :Schéma représentatif d'un acier inoxydable.[8]

#### I.4.2 Historique :

Les aciers inoxydables ont été introduits au début de 20<sup>ème</sup> siècle en raison de leur capacité à résister à la corrosion, attribué à une teneur en chrome au moins 10.5%. Ils ont été développés pour répondre aux défis de la corrosion dans les environnements sévères tels que l'industrie chimique et l'eau de mer, ainsi que pour des applications nécessitant une absence totale de contamination, comme dans l'industrie agroalimentaire, la pharmacie et l'industrie nucléaire. En outre, ces aciers ont permis de résoudre les problèmes liés à l'aspect des surfaces exposées à l'atmosphère, comme dans le secteur du bâtiment et de mobilier.[9]

A la fin de 19<sup>ème</sup> siècle, Brustlein et Boussingault ont indépendamment identifié l'impact du chrome sur la résistance à l'oxydation des alliages ferreux. Au début de 20<sup>ème</sup> siècle, Goldschmidt a été pionnier dans le développement des premières versions d'aciers inoxydables à faible teneur en carbone. Les diverses familles ont ensuite été progressivement développées. En 1909, les principales variantes d'aciers martensitiques, ferritiques et

austénitiques connues aujourd'hui ont été élaborées. Les premières formulations d'aciers austéno-ferritiques ont fait leur apparition en 1931. [10]

### I.4.3 Influence des éléments d'addition sur la structure cristallographique :

Les éléments d'additions ont une influence significative sur la structure cristallographique des aciers inoxydables, se répartissant en deux principales catégories :

- Les éléments alphagènes : tels que le chrome, le molybdène, le titane, le silicium et le niobium, qui favorisent la formation et la stabilité de la ferrite  $\delta$ , une structure cristallographique cubique centrée.
- Les éléments gammagènes : comme le nickel, le manganèse, le carbone et l'azote favorisent la formation de l'austénite  $\gamma$ , une structure cubique à face centrée, au déterminent de la ferrite. [11]

### I.4.4 Différents types des aciers inoxydables :

En fonction de la structure cristallographique des aciers inoxydables, qui est largement déterminée par la teneur en chrome (Cr), en nickel (Ni), et les traitements métallurgiques appliqués, on distingue quatre familles d'aciers inoxydable qui sont illustrées dans la figure ci-dessous :

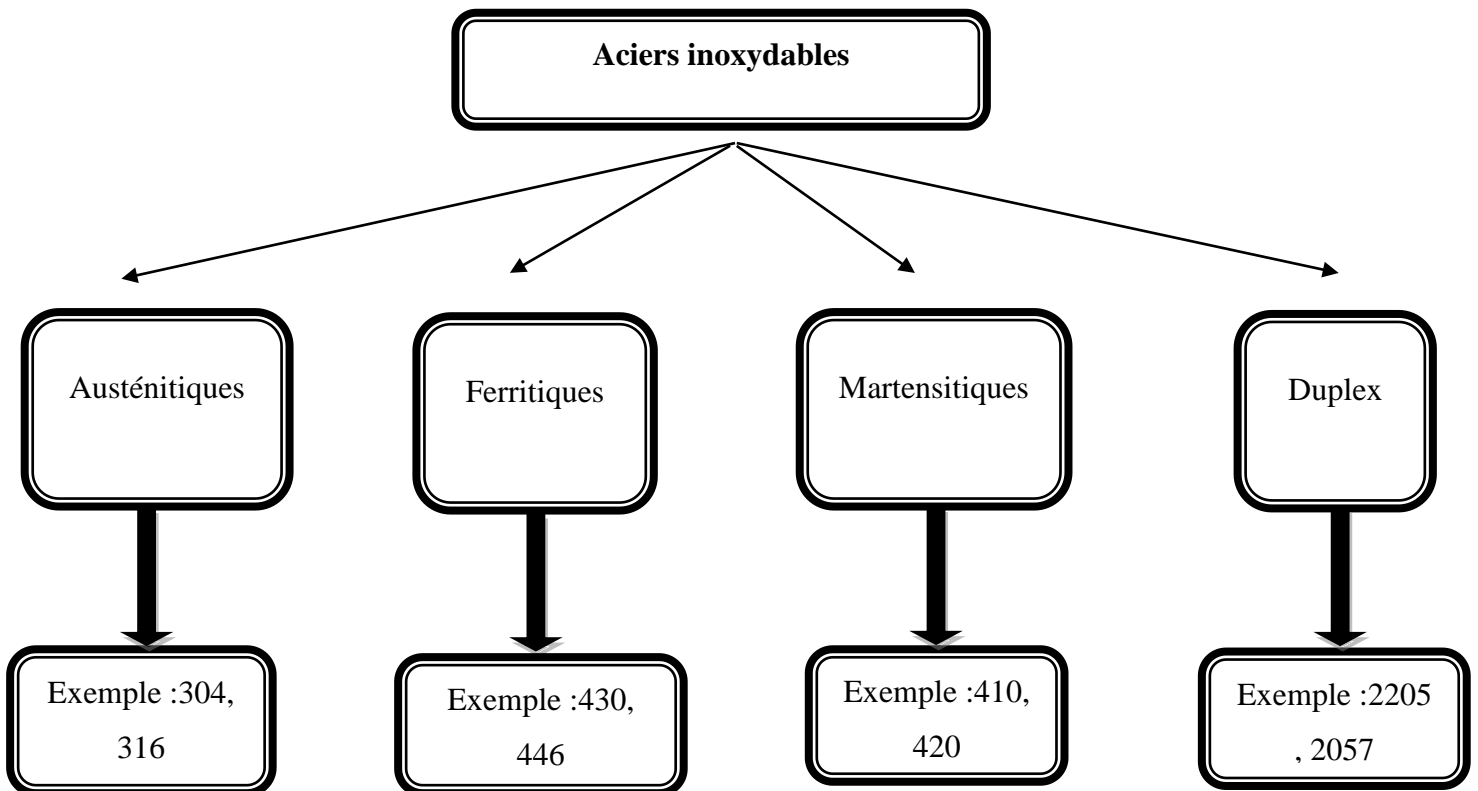


Figure I-6 : Types des aciers inoxydables.

### I.4.4.1 Acier inoxydable austénitique :

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages généralement composés de 17 à 20% de chrome, 9 à 14% de nickel, ainsi que d'autres éléments tels que le cuivre, le silicium, le titane, le niobium, ...etc. [12]

Les aciers austénitiques sont les plus utilisés en raison de leur résistance élevée à la corrosion, leur ténacité, de leur facilité de formage.[13]

Ces matériaux présentent une structure cristalline à faces centrée, offrant une excellente ductilité et une bonne soudabilité. Sa haute teneur en chrome forme une couche passive protectrice qui le rend résistant aux agressions chimiques.[14]

Les nuances les plus fréquemment utilisées, souvent désignées comme des nuances austénitiques standards, incluent le 1.4301 (connu aux Etats Unis sous le nom de 304) et le 1.4401 (connu aux Etats Unis sous le nom 316), qui sont largement utilisés dans l'industrie alimentaire, pharmaceutique et chimique pour leur hygiène, leur durabilité et leur résistance aux températures élevées.

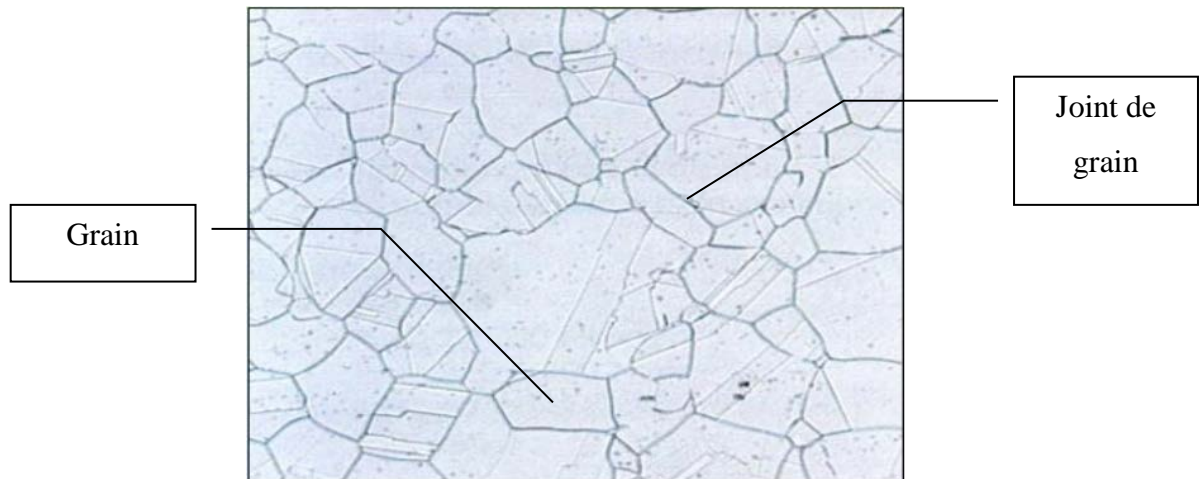


Figure I-7 : Structure d'un acier inoxydable austénitique.[13]

- ✚ Domaine d'application :
- Appareillage scientifique.
  - Electroniques.
  - L'aéronautique.
  - L'industrie nucléaire.

### I.4.4.2 Acier inoxydable ferritique :

Les aciers inoxydables ferritiques se composent de cristaux de ferrite et ne contiennent pas de nickel, avec une teneur en carbone inférieure à 0.1%. La ferrite, grâce à sa structure cristalline cubique centrée sur le corps, absorbe une faible quantité de carbone, avec un atome de fer à chaque coin et un au centre, ce dernier conférant des propriétés magnétiques à ces aciers.

Ces aciers se distinguent par une température de transition  $\alpha - \gamma$  élevée dans le diagramme de phases, maintenant une structure principalement ferritique sur toute la plage thermomécanique. Ils sont qualifiés de ferritiques car leur cristallographie ressemble à celle du fer à température ambiante. La teneur en chrome peut atteindre jusqu'à 27%, et leur résistance à la corrosion augmente avec une concentration plus élevée de ce composant.

Bien que les aciers inoxydables ferritiques offrent une résistance moyenne et une dureté modérée, leur utilisation est limitée en raison de leur résistance à la corrosion inférieure comparée à d'autres alliages inoxydables. [15]



Figure I-8 : Structure d'un acier inoxydable ferritique.[16]

#### ✚ Domaine d'application :

- Secteur automobile (pots d'échappement, pots catalytiques).
- Bâtiment.
- Sucrierie (tubes minces).
- Containers.
- Eviers.
- Ballon d'eau chaude.

### I.4.4.3 Acier inoxydable martensitique :

Les aciers inoxydables martensitiques se forment par transformation en martensite, une structure cubique centrée sur le corps du fer cristallisé, qui se produit lorsque l'austénite chauffée puis rapidement refroidie par trempage[17]. Ces aciers sont privilégiés pour leurs caractéristiques de résistance mécanique élevée. Ils contiennent jusqu'à 13% de chrome

et une quantité de carbone suffisante ( $> 0.08\%$ ) pour favoriser la formation complète de martensite.

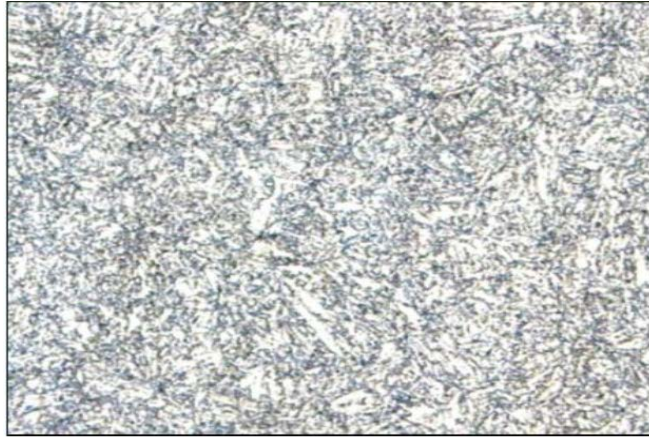


Figure I-9 : Structure d'un acier inoxydable martensitique.[18]

✚ Domaine d'application :

- Pièces mécaniques.
- Grosses pièces industrielle (vannes, pompes, turbines hydrauliques...)
- Robinets.
- Outils ménagers.
- Outils chirurgicaux.

#### I.4.4.4 Acier inoxydable duplex :

Les aciers duplex, également appelés les aciers austéno-ferritiques sont des aciers inoxydables caractérisés par une structure biphasé composé de ferrite et d'environ 40% à 60% d'austénite. Ils bénéficient d'une combinaison avantageuse de propriétés mécaniques avec une limite d'élasticité élevée (entre 200 et 600MPa) et une ductilité satisfaisante (25% à 45%). La résistance à la rupture peut atteindre jusqu'à 850MPa dans le cas des aciers duplex contenant 80% de ferrite.

Ces aciers ne montrent pas de transition brutale entre la ductilité et la fragilité, ce qui permet de les utiliser sans précautions particulières jusqu'à 50°C. Ils présentent une excellente résistance à la corrosion, ce qui en fait le choix privilégié pour la fabrication de pièces moulées en acier inoxydable. Cependant, la production de tôles épaisses ou minces, de produits longs ou de tubes est moins courants en raison des procédés spécifiques nécessaires.

## Chapitre I : Généralités sur les aciers inoxydables.

Les aciers duplex offrent une remarquable résistance à la corrosion intergranulaire et à la corrosion en milieu marin. Lors des essais de traction, ils manifestent un palier élasto-plastique et leur comportement mécanique est similaire à celui des aciers de construction. Leur transformation de liquide à solide se traduit d'abord par une solidification en phase ferritique (ferrite delta), suivie par une transformation solide en austénite.[19]

En conséquence, ces aciers devraient être correctement désignés comme des aciers ferrito-austénitiques. Cette classification indique clairement qu'un refroidissement lent est requis.

Exemple : X2CrNiN23-4.

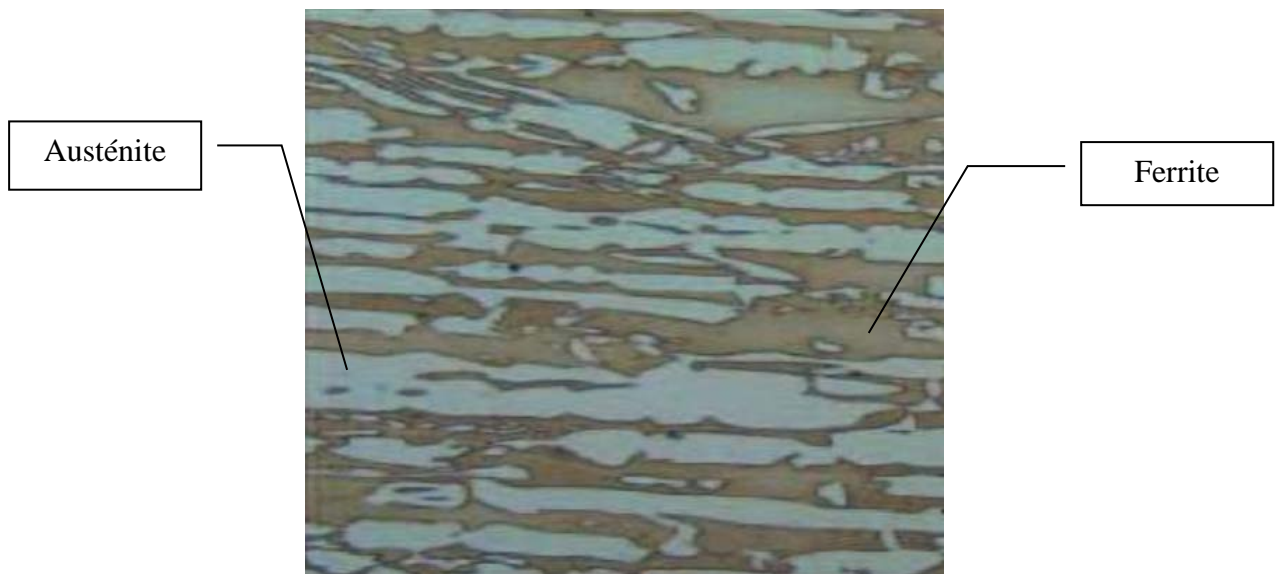


Figure I-10 : La structure d'un acier inoxydable duplex.[20]

- + Domaine d'application :
  - Industrie chimique.
  - Industrie papetière.
  - Industrie pétrolière.
  - Chaudronnerie lourde.

### I.4.5 Les aciers inoxydables austénitiques AISI 304L :

Pour notre étude, on a choisi l'acier inoxydable austénitique 304L.

#### I.4.5.1 Composition chimique :

L'acier inoxydable austénitique 304L est principalement constitué de fer, de chrome et de nickel, avec l'ajout d'autres éléments tels que le manganèse, le carbone, le silicium, le

## Chapitre I : Généralités sur les aciers inoxydables.

phosphore, l'azote et le soufre. Le tableau suivant (I-1) présente la composition des éléments les plus significatifs de l'acier inoxydable austénitique 304L.

Tableau I-1 : La composition chimique de l'acier AISI 304L.[12], [21]

Éléments d'alliage	Pourcentage (%)
Fer (Fe)	67-71
Chrome (Cr)	18-20
Nickel (Ni)	8-12
Manganèse (Mn)	$\leq 2$
Silicium (Si)	$\leq 0.75$
Phosphore (P)	$\leq 0.45$
Azote(N)	0.10-0.16
Carbone (C)	$\leq 0.03$
Soufre (S)	$\leq 0.03$

### I.4.5.2 Le rôle des éléments d'alliage :

**Le fer (Fe) :** Le fer est l'élément principal de l'alliage, formant la matrice de l'acier. Il confère la résistance structurelle de base à l'acier.

**Le chrome (Cr) :** confère à cet alliage, sa résistance à la corrosion en formant un film passif par réaction avec l'oxygène, augmentant ainsi sa résistance à la corrosion et à l'oxydation à chaud. Associé au nickel, il assure de bonnes propriétés mécaniques jusqu'à 500°C.

**Le nickel (Ni) :** agit comme gammagène, stabilisant l'austénite à toutes températures et améliorant la mise en forme par déformation plastique, ainsi que la résistance à la corrosion. Le nickel favorise également la trempabilité, la résistance aux chocs et la ténacité des recuits.

**Le manganèse (Mn) :** il joue un rôle de désoxydant et améliorant la trempabilité, permettant la formation d'une structure austénitique stable.

**Le silicium (Si) :** est un élément alphagène améliorant les propriétés à haute température mais réduisant la résistance à la fissuration lors du soudage. Utilisé comme désoxydant lors de la production de l'acier liquide, des concentrations d'environ 1% augmentent la limite élastique, la résistance à l'oxydation au-delà de 1000°C et la trempabilité, tout en diminuant la stabilité des carbures pour la fragilité métallique.

**Le phosphore** : il améliore la résistance à la corrosion intergranulaire et en milieu acide tout en durcissant légèrement la structure austénitique.

**L'azote (N)** : est un élément puissant qui aide à stabiliser l'austénite. En association avec une faible teneur en carbone, il permet d'atteindre des valeurs élevées de limite d'élasticité tout en préservant la résistance à la corrosion intergranulaire.

**Le carbone (C)** : est un fort gammagène stabilisant l'austénite lors de la déformation à froid, mais peut entraîner la formation de carbures de chrome, réduisant ainsi la résistance à la corrosion intergranulaire.[22]

**Le soufre (S)** : améliore considérablement l'usinabilité (tournage, fraisage, perçage, etc) au détriment la résistance à la corrosion par piqûres.

### I.5 Conclusion :

Les recherches menées dans ce chapitre, axées sur l'étude approfondie des aciers inoxydables, qui nous ont permis de mieux appréhender les avancées de pointe et les diverses applications de ces matériaux remarquables.

Leurs caractéristiques variées permettent d'optimiser l'efficacité dans de nombreux domaines. Grâce à leur large éventail de nuances et à leur composition riche en élément d'addition, ces aciers possèdent des propriétés adaptées aux exigences des systèmes mécaniques en service.

Les aciers inoxydables demeurent parmi les matériaux les plus utilisés en raison de leur ductilité, qui prévient les défaillances catastrophiques des structures et des systèmes, évitant ainsi des conséquences potentiellement graves et coûteuses.

Cette compréhension approfondie des aciers inoxydables jettera les bases nécessaires pour explorer plus en détail les lois de comportement et la mécanique de la rupture dans le prochain chapitre, offrant ainsi un aperçu complet de la manière dont ces matériaux remarquables interagissent dans des conditions de charge variées.

## **Chapitre II : Comportement des matériaux et mécanique de la rupture**

### II.1 Introduction :

Toutes les pièces mécaniques, même celles qui semblent intactes à l'œil nu, peuvent contenir des fissures. La présence de ces défauts internes affaiblit la résistance mécanique des structures, les exposant au risque de défaillance et de potentielles catastrophes.

La discipline de la mécanique de rupture se consacre à l'étude de ces fissures, jouant un rôle important dans la prédiction et la gestion des défauts présents dans les matériaux, tels que les inclusions ou les microfissures, ainsi que dans la modélisation de leur propagation au sein de structures, qu'elles soient simples ou complexes. Parallèlement, les lois de comportement et l'étude de l'endommagement fournissent également des outils essentiels pour comprendre la manière dont les matériaux réagissent aux charges appliquées et comment les dommages se développent au fil du temps.

En combinant ces aspects, il est possible de mieux saisir la performance des matériaux dans des conditions réelles et de proposer des solutions innovantes pour optimiser leur durabilité et leur fiabilité.

### II.2 Lois de comportement :

La définition des lois de comportement fait référence aux relations mathématiques qui décrivent la façon dont les matériaux se déforment et se déplacent sous l'effet de contraintes.

Leur importance réside dans le fait qu'elles permettent de prédire et de contrôler les déformations et les contraintes dans les structures et les matériaux, garantissant ainsi la sécurité et la fiabilité de construction dans divers domaines de l'ingénierie.

Il est important de noter que le choix d'un modèle ou un autre dépend de l'application visée et les caractéristiques spécifiques du matériau.

#### II.2.1 Solide élastique parfait :

La réversibilité est instantanée :

$$\sigma = f(\varepsilon) \quad (\text{II.1})$$

Le module d'élasticité linéaire est la loi de Hooke :

$$\sigma = E \times \varepsilon \quad (\text{II.2})$$

La figure ci-dessous représente le comportement d'élasticité parfaite.

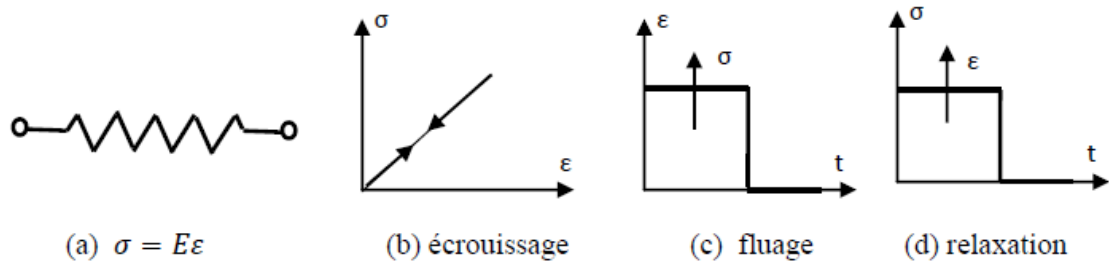


Figure II-1 : Solide parfaitement élastique.[23]

✚ Application :

Les métaux, les bétons, les roches pour des sollicitations inférieures à la limite d'élasticité.

**II.2.2 Solide visco-élastique :**

Dans ce cas, les contraintes sont influencées par les déformations et leur évolution temporelle, comme suit :

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) \tag{II.3}$$

Les deux modèles les plus simples sont le modèle de Kelvin Voigt et le modèle de Maxwell :

✓ Le modèle de Kelvin Voigt :

$$\sigma = E\varepsilon + \eta\dot{\varepsilon} \tag{II.4}$$

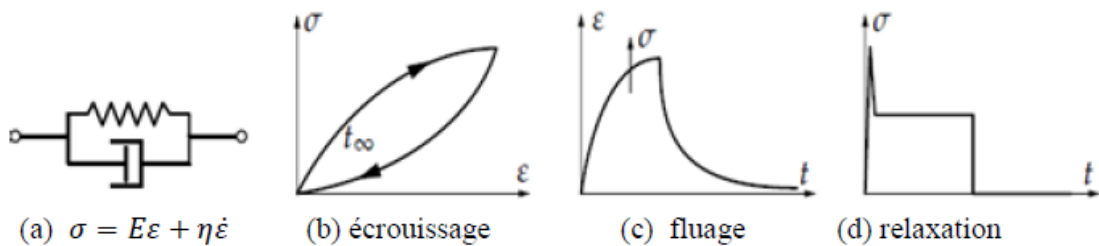


Figure II-2 : Modèle de Kelvin Voigt.[24]

✓ Le modèle de Maxwell :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{E}\dot{\sigma} + \frac{1}{\eta}\sigma \tag{II.5}$$

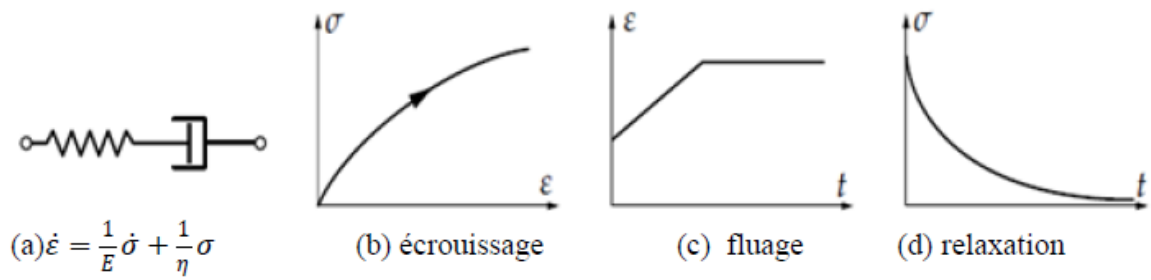


Figure II-3 :Modèle de Maxwell.[25]

✚ Application :

Les polymères organiques, le caoutchouc et le bois, pourvu que la sollicitation ne soit pas excessive.

**II.2.3 Solide rigide parfaitement plastique :**

En dessous d'un seuil de contraintes  $\sigma_s$ , la déformation est soit nulle soit négligeable, tandis que pour cette valeur, elle devient arbitraire et ne dépend pas de la vitesse de déformation.

Le modèle associé est le patin :

$$|\sigma| < \sigma_s, \varepsilon = 0 \quad (\text{II.6})$$

$$|\sigma| = \sigma_s, \varepsilon = ? \quad (\text{II.7})$$

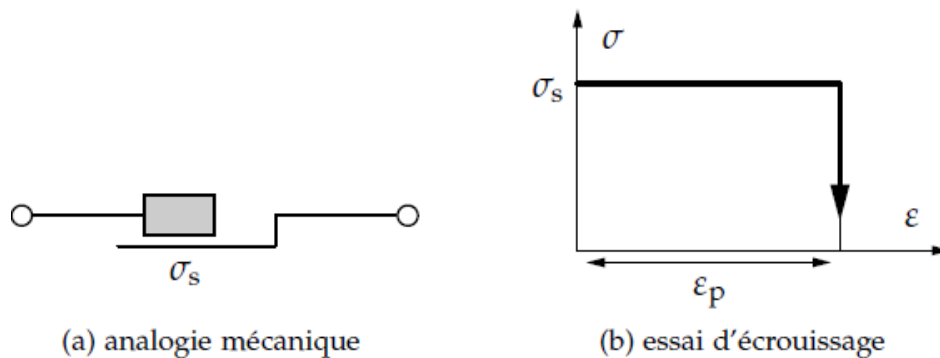


Figure II-4 : Modèle rigide parfaitement plastique.[26]

✚ Application :

Mécanique des sols, analyse de la mise en forme des métaux.

**II.2.4 Solide élastique parfaitement plastique :**

En deçà du seuil  $\sigma_s$ , la déformation suit un comportement élastique linéaire et arbitraire et indépendante de la vitesse de déformation pour cette valeur de contrainte, selon le modèle de Saint Venant :

$$|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (\text{II.8})$$

$$|\sigma| \geq \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (\text{II.9})$$

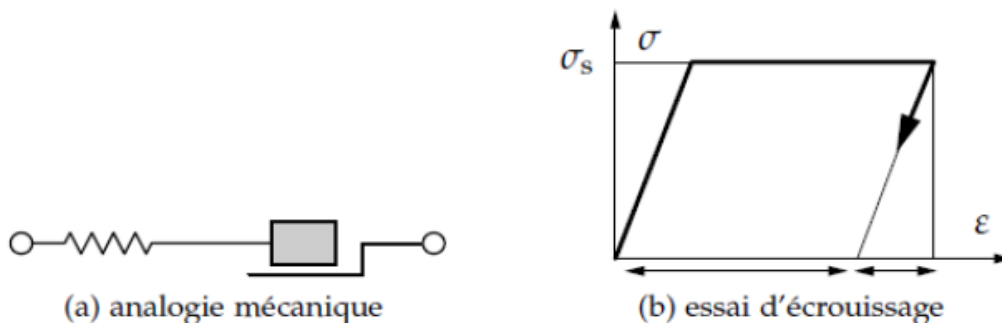


Figure II-5: Modèle élasto-plastique parfait (EPP).[27]

**✚ Application :**

Aborder les défis liés à l'analyse limite (ruine d'une structure due à une rotule plastique,) ou à certains types d'aciers à faible teneur en carbone.

**II.2.5 Solide élasto-plastique écrouissable :**

La déformation totale est la somme d'une déformation élastique linéaire et d'une déformation permanente, nulle en deçà du seuil  $\sigma_s$  :

$$|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (\text{II.10})$$

$$|\sigma| \geq \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + g(\sigma) \quad (\text{II.11})$$

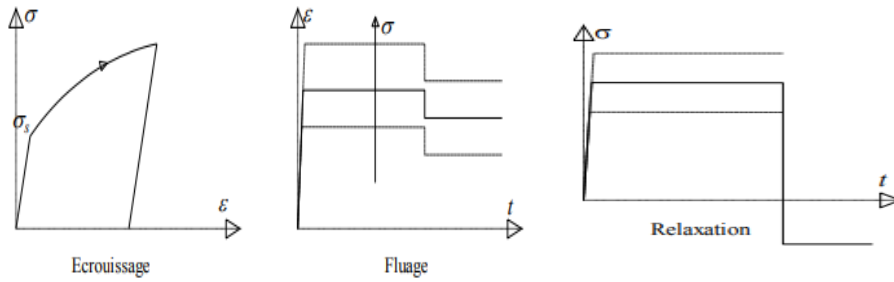


Figure II-6 : Solide élasto-plastique écrouissable.[28]

✚ Application :

Métaux et alliages à des températures qui sont inférieures au quart de leur température absolue de fusion.

**II.2.6 Solide parfaitement viscoplastique :**

La vitesse de déformation permanente dépend de la contrainte, de manière similaire aux fluides visqueux :  $\sigma(\dot{\epsilon})$ .

✓ Le modèle de Norton est :

$$\sigma = K_N \cdot \dot{\epsilon}^{\frac{1}{N}} \quad (\text{II.12})$$

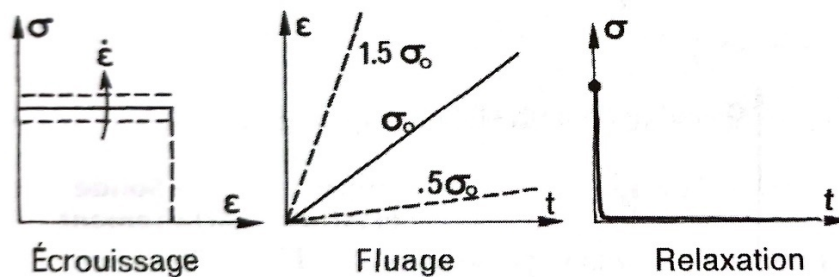


Figure II-7 : Solide parfaitement viscoplastique.[29]

✚ Application :

Métaux et alliages aux températures supérieures au quart de leur température de fusion, bien meilleure aux très hautes températures.

**II.2.7 Solide élastique parfaitement visco-plastique :**

L'élasticité n'est plus considérée comme négligeable, mais la vitesse de déformation plastique ne dépend toujours que de la contrainte. Il n'y a pas d'influence de l'érouissage.

$$|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (II.13)$$

$$|\sigma| \geq \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (II.14)$$

Et :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + f(\sigma) \quad (.1)$$

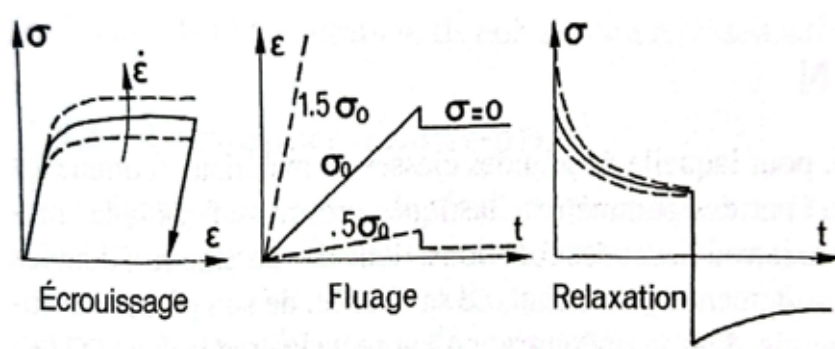


Figure II-8 : Solide élastique parfaitement viscoplastique.[29]

✚ Application :

Les polymères et les matériaux géologiques comme les roches et les sols.

**II.2.8 Solide-élasto-visco-plastique érouissable :**

C'est la modélisation la plus complexe car la contrainte dépend soit de la vitesse de déformation plastique elle-même, soit d'une variable d'érouissage.

$$|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (II.15)$$

$$|\sigma| \geq \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (II.16)$$

Et :

$$\sigma = E \cdot \varepsilon_e = f(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) \quad (II.17)$$

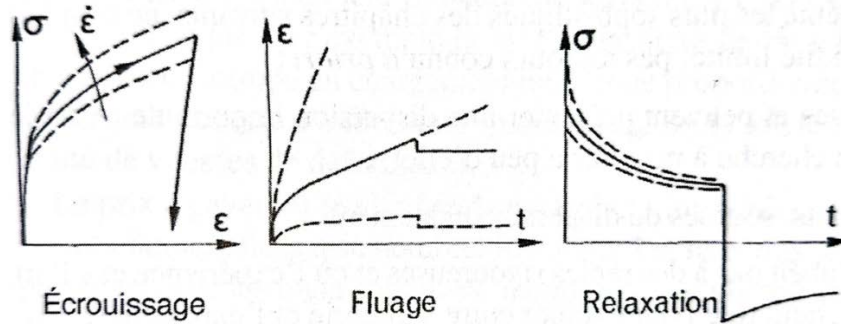


Figure II-9 : Solide-élasto-visco-plastique écrouissable.[30]

### ✚ Application :

- Métaux et alliages aux températures moyennes et élevées.
- Le bois pour des sollicitations élevées.

## II.3 Critères de plasticité :

Les critères de plasticité sont des modèles mathématiques qui décrivent le comportement des matériaux plastiques sous différentes conditions de chargement. Ces critères sont utilisés pour prédire le début de la déformation plastique, ainsi que la manière dont les matériaux vont se déformer sous l'effet de contraintes appliquées.

Les critères de plasticité les plus courants sont les suivants :

### II.3.1 Critère de von Mises :

Le critère de Von Mises est l'un des critères les plus couramment utilisés pour décrire le comportement plastique des matériaux isotropes.

Il est basé sur la déformation équivalente, qui est une combinaison des composantes principales de la déformation.

Le critère stipule que le domaine plastique commence lorsque la contrainte équivalente de von MISES est strictement supérieure à la limite élastique[31] :

$$\sigma_{VM} > \sigma_e \quad (\text{II.18})$$

La contrainte équivalente de von Mises est définie par la formule[32] :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} \quad (\text{II.19})$$

Avec :

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (\text{II.20})$$

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{1}{2} (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (\text{II.21})$$

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{1}{2} (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2)} \quad (\text{II.22})$$

Dans un cas de sollicitations, pour lequel on n'a que deux contraintes  $\sigma$  et  $\tau$  :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2} \quad (\text{II.23})$$

Pour un état de contraintes planes quelconque (correspondant à  $\sigma_3 = 0$ ) on a :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\sigma_{11}^2 + \sigma_{22}^2 - \sigma_{11}\sigma_{22} + 3\sigma_{12}^2} \quad (\text{II.24})$$

### II.3.2 Critère de TRESCA :

Ce critère est une condition basée sur la contrainte de cisaillement maximale pour prédire la plasticité d'un matériau.

En un point, la plasticité est atteinte dès que la valeur absolue de la contrainte de cisaillement atteint une valeur critique[33] :

$$|\tau_{\max}| = \frac{\sigma_3 - \sigma_1}{2} \quad (\text{II.25})$$

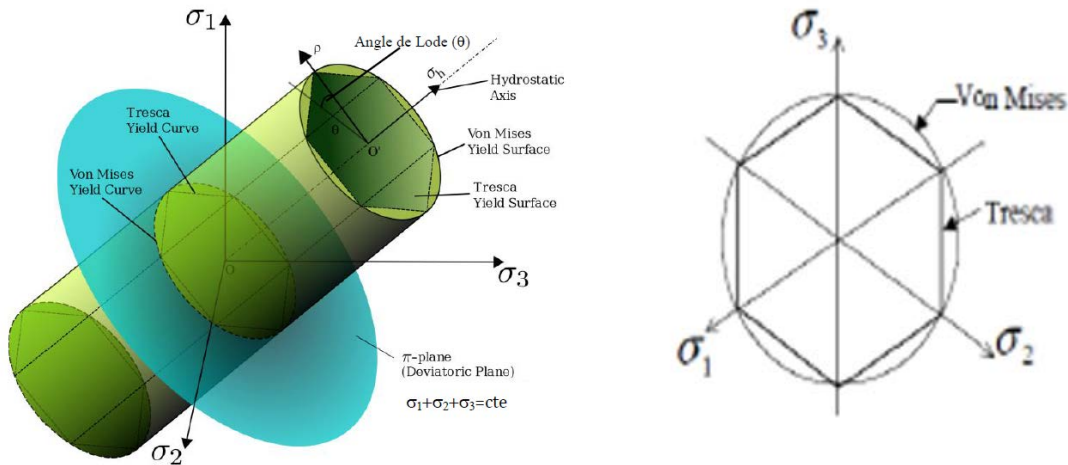


Figure II-10 : Représentation des deux critères von Mises et TRESCA dans les contraintes principales

$$(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3). [34]$$

### II.3.3 Critère de HILL :

Ce critère généralise le critère de von Mises en tenant en compte de l'anisotropie des matériaux, où les propriétés varient selon la direction.

La contrainte équivalente de HILL est définie par la formule suivante :

$$\sigma_H = \sqrt{F(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + G(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + H(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2L\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{23}^2 + 2N\sigma_{31}^2} \quad (\text{II.26})$$

Où F, G, H, L, M, N sont des paramètres caractéristiques de l'état d'anisotropie du matériau. On peut facilement vérifier que pour  $L = M = N = 3G = 3H = 3F$ , on retrouve le critère de von Mises. [35]

## II.4 L'écrouissage :

L'écrouissage survient lorsque la densité des dislocations dans la structure cristalline du matériau augmente. En conséquence, lorsqu'il est soumis à une traction simple, cela se traduit par une augmentation de la limite d'élasticité et une diminution de sa capacité à subir une déformation plastique. Il existe deux types d'écrouissage :

### a. L'écrouissage cinématique :

Pour l'écrouissage cinématique, le domaine de réversibilité (surface de déformation) se translate dans l'espace des contraintes sans se déformer, (voir la figure II-11).[36] On peut généralement l'exprimer comme suit :

$$S = \underline{\underline{X}} + S_0 \quad (\text{II.27})$$

Où  $X \in M_s$ , est un tenseur représentant la translation du domaine initial  $S_0$ .

En termes de la fonction seuil, cela se formule comme :

$$S = \{ \underline{\underline{\sigma}} \in M_s : f(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}) \leq 0 \} \quad (\text{II.28})$$

Cette translation dépend du temps, il reste donc à préciser son évolution. Un cas particulièrement simple est celui d'écrouissage cinématique linéaire où  $X$  est proportionnel à la déformation plastique, c'est-à-dire :

$$\underline{\underline{X}} = \underline{\underline{H}} : \underline{\underline{\varepsilon}}^p \quad (\text{II.29})$$

Où :  $\underline{\underline{H}}$  est le tenseur d'écrouissage. Ceci généralise le modèle ressort-patin-ressort.

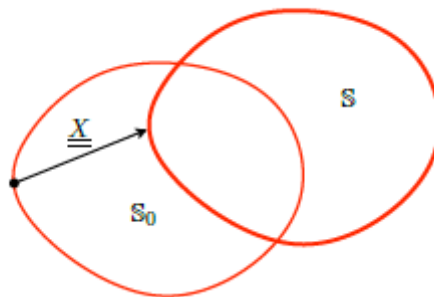


Figure II-11 : Ecrouissage cinématique.[37]

**b. L'écroutissage isotrope :**

Pour l'écroutissage isotrope, de domaine de réversibilité se dilate uniformément dans toutes les directions sans se déplacer. Généralement, [38] on peut l'exprimer comme suit :

$$S = R \cdot S_0 \quad (\text{II.30})$$

Où :  $R > 1$  est un réel représentant la dilatation du domaine initial  $S_0$ .

En termes de la fonction seuil ; cela se traduit par :

$$S = \left\{ \underline{\underline{\sigma}} \in M_s : f\left(\frac{\underline{\underline{\sigma}}}{R}\right) \leq 0 \right\} \quad (\text{II.31})$$

La délatation dépend du temps, il est nécessaire de préciser son évolution, cela pouvant être réalisé en introduisant des variables d'état supplémentaires. Par exemple, on peut supposer que le coefficient de dilatation  $R$  dépend de la déformation plastique cumulée  $P$ , définie par :

$$p(t) = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3}} \|\dot{\varepsilon}^p(s)\| ds \quad (\text{II.32})$$

Où :  $\|\cdot\|$  désigne la norme euclidienne.

$\|\underline{\underline{e}}\|^2 = \sum_{i,j} e_{i,j} e_{i,j}$ . Et le coefficient  $\sqrt{\frac{2}{3}}$  étant introduit pour que  $P$  ait interprétation simple des essais uniaxiaux. On a alors :

$$S = R(p) S_0 \quad (\text{II.33})$$

Et la fonction  $p \mapsto R(p)$  est à identifier expérimentalement tout comme  $S_0$ .

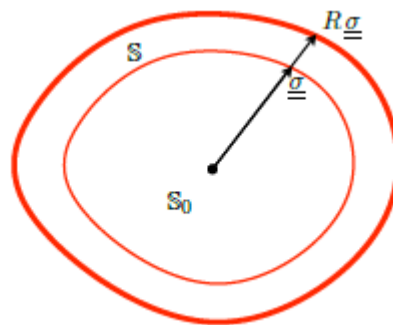


Figure II-12 : Ecroutissage isotrope.[39]

### II.4.1 Les lois d'écrouissage :

- **Loi de Hollomon :**

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (\text{II.34})$$

$K$  et  $n$  : deux paramètres.

$\varepsilon$  : Déformation rationnelle ( $\sigma_r$ ) dans la zone plastique.

$\sigma$  : Contrainte vraie ( $\sigma_v$ ).

- **Loi de Ludwick :**

$$\sigma = \sigma_e + K \varepsilon^n \quad (\text{II.35})$$

$\sigma_e$  : Limite élastique.

- **Loi de Swift :**

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \quad (\text{II.36})$$

$K$ ,  $\varepsilon_0$ ,  $n$  : sont des paramètres.

### II.5 La mécanique de rupture :

Les fissures sont omniprésentes dans toutes les structures, qu'elles résultent de défauts inhérents au matériau ou qu'elles soient induites lors de la construction. Elles représentent la principale cause de défaillance des structures et des composants mécaniques soumis à des charges statiques ou dynamiques.

La mécanique de la rupture vise à comprendre et prédire l'initiation de la propagation des fissures dans les matériaux solides.

Cette discipline, bien que relativement récente, trouve ses racines dans les travaux précurseurs de Griffith dans les années 1920, bien que ces contributions aient été largement négligées jusqu'à leur redécouverte dans les années 1950-1960, marquant le véritable essor de la discipline avec les travaux d'Irwin et Rice.

### II.5.1 Endommagement :

Les déformations élastique et plastique, qui préservent la cohésion de la matière au niveau atomique et cristallin, contrastent avec l'endommagement. Ce dernier, perturbe cette cohésion en créant des discontinuités surfaciques ou volumique.

On perçoit l'endommagement comme un processus de détérioration de la matière, où l'émergence des micro-défauts est provoquée par la localisation irréversible de dislocation.

En général, on distingue deux catégories d'endommagement ; l'endommagement instantané et l'endommagement différé.[40]

#### II.5.1.1 Endommagement instantané :

Pour l'endommagement instantané, le comportement mécanique se détériore sous l'effet de mécanismes physique lors d'une charge monotone. Deux types de mécanismes sont observés : l'endommagement ductile, résultant de l'instabilité de déformations locales importantes près des défauts de la microstructure, et l'endommagement fragile, caractérisé par une rupture quasi-instantanée des liaisons interatomiques.[41]

Dans notre étude, on s'intéresse à l'endommagement ductile ;

- **Endommagement ductile :**

Il est caractérisé par d'importantes déformation plastiques qui conduisent à la croissance et à la fusion de cavités, résultant du mécanisme d'instabilité micro-ductile. Les principales caractéristiques de ce phénomène incluent une accumulation significative de déformation plastique, une phase étendue de striction sur la courbe d'écrouissage, et la capacité du matériau à stocker une quantité importante d'énergie avant la rupture.

Ce type d'endommagement découle de l'instabilité des déformations locales considérables près des défauts cristallins. En fonction de la densité de ces défauts, la déformation macroscopique globale peut être substantielle ou non. Par conséquent, un matériau présentant des signes de ruptures ductile peut manifester un comportement global soit ductile, soit fragile. Les défauts qui amorcent l'endommagement ductile comprennent notamment les particules des éléments d'additions dans les alliages, les inclusions, les précipités formés par traitement thermique, les accumulations de dislocations et les joints de grains.[42]

### II.5.1.2 Endommagement différé :

Quant à l'endommagement différé, il se manifeste de deux manières distinctes : lors de sollicitations cycliques, où la déformation se concentre dans les bandes de glissement et entraîne l'apparition d'extrusions en surface, connu sous le nom d'endommagement par fatigue[43], et à haute température, où le fluage provoque la déformation de cavités conduisant à une rupture intergranulaire.[44]

L'endommagement provoque la diminution des propriétés mécaniques des matériaux, cela conduit à une rupture.

## II.6 Types de rupture :

On distingue essentiellement deux types de ruptures :

### II.6.1 La rupture ductile :

C'est un phénomène mécanique, se caractérise par une déformation importante avant la rupture d'un matériau, souvent observée dans les métaux comme l'acier, l'aluminium et le cuivre.

A l'échelle macroscopique, les ruptures ductiles se manifestent par une zone déformée plastiquement, une surface mate en relief et en cas de traction, une zone de striction, sans zone d'amorçage précise ni direction de propagation nette.[45]

Au niveau microscopique, le faciès présente généralement de nombreuses cupules et parfois des inclusions, avec des ruptures transgranulaires.

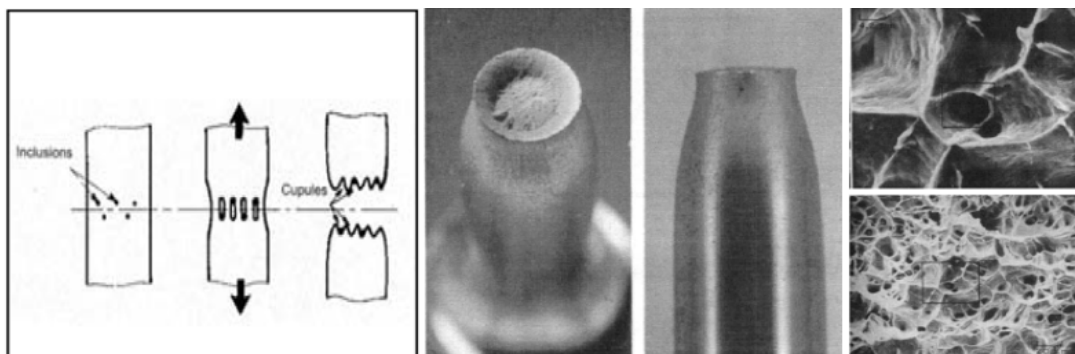


Figure II-13 : Exemple de rupture ductile (avec des inclusions). [46]

**II.6.2 La rupture fragile :**

Elle se produit brusquement, sans déformation significative du matériau et elle est souvent marquée par une propagation rapide de fissures à travers la structure cristalline. Les surfaces de rupture sont généralement planes et lisses, sans signes préalables de déformation plastique.

Ce type de rupture est fréquent dans les matériaux fragiles comme la céramique, le verre et certains polymères. [47]

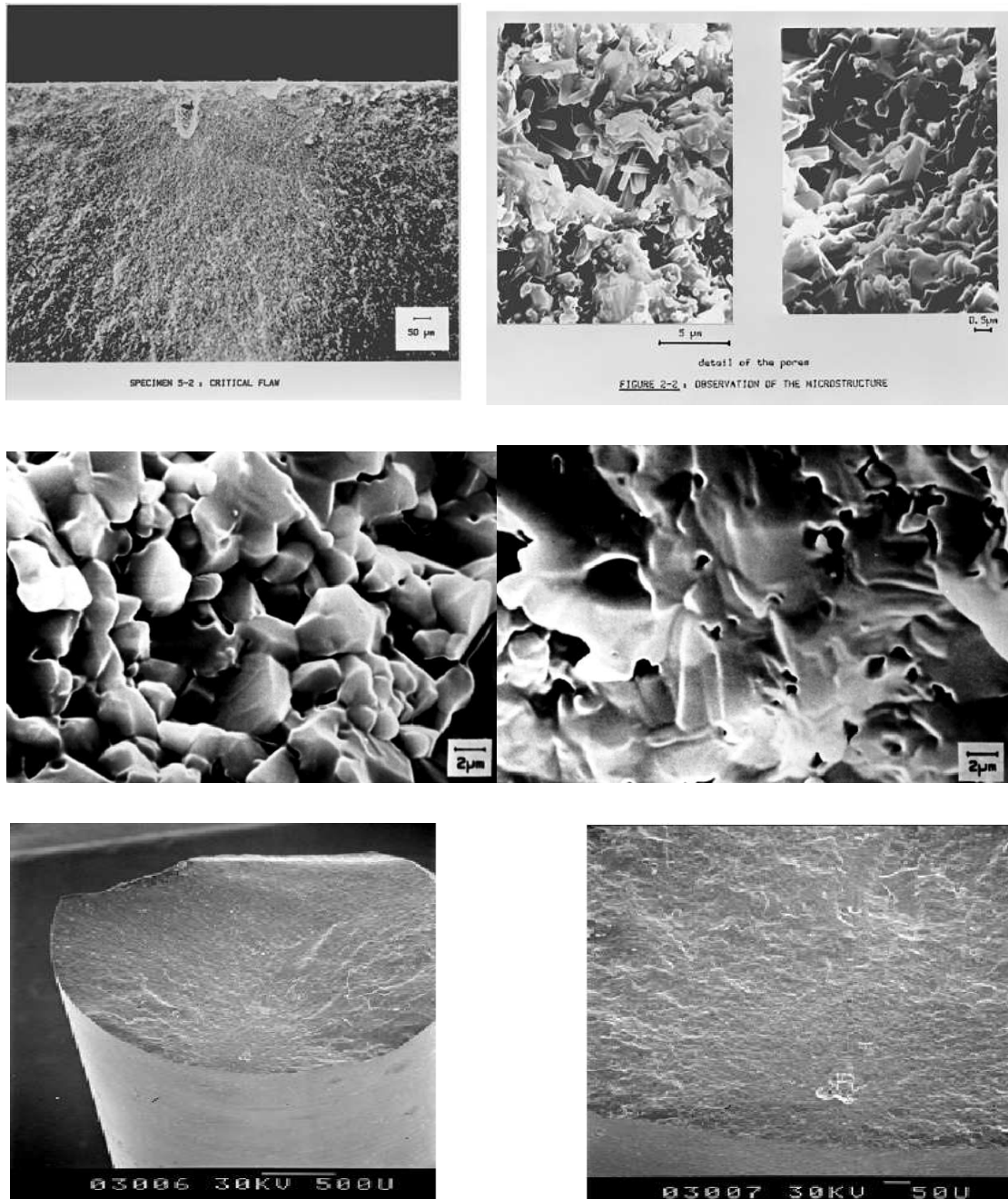


Figure II-14 : Exemples de rupture fragile dans les céramiques : (a) rupture dans un nitrure de silicium à partir d'un défaut de frittage, (b) rupture intergranulaire dans un carbure de silicium, (c) rupture intragranulaire dans un carbure de silicium, (d) rupture dans carbure de silicium à partir d'un défaut.[48]

La rupture fragile se fait par clivage le long des plans cristallographiques. Dans un cristal, plusieurs surfaces de clivage parallèles peuvent se développer et se rejoindre perpendiculairement sous forme de « marche » disposées en « rivières ». Aux joints de grains, les surfaces de clivage changent de direction pour suivre celles des plans cristallographiques de clivage.[29]

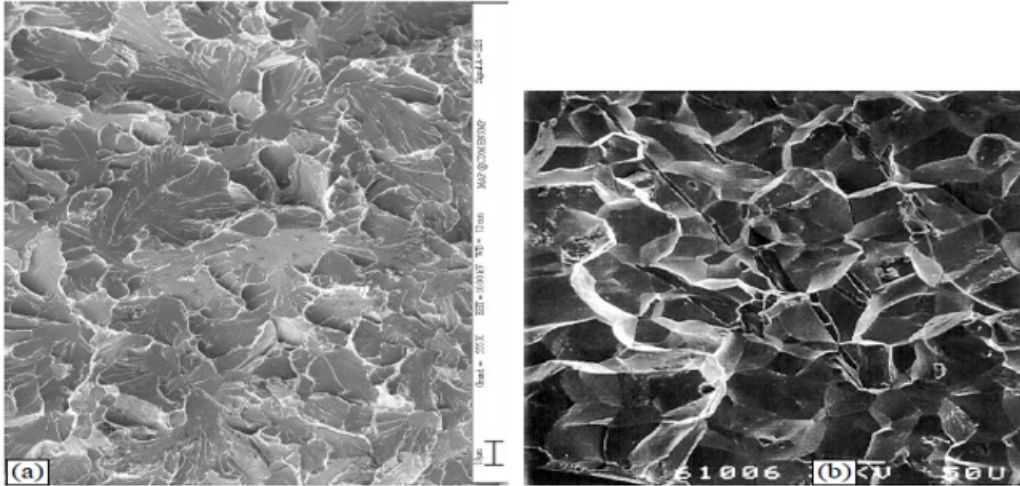


Figure II-15 : Exemples de ruptures fragile dans les métaux : (a) rupture en clivage (intragranulaire), (b) rupture intergranulaire.[48]

### II.7 Les modes de rupture :

Les modes de rupture sont classiquement définis comme suit :

➤ **Mode I (Ouverture) :**

Ce mode de rupture se produit lorsque les forces appliquées au matériau sont perpendiculaire à la surface de la rupture.

Il est souvent appelé « rupture par ouverture » car il se caractérise par l'ouverture d'une fissure dans le matériau, qui se propage progressivement à mesure que la charge est appliquée.

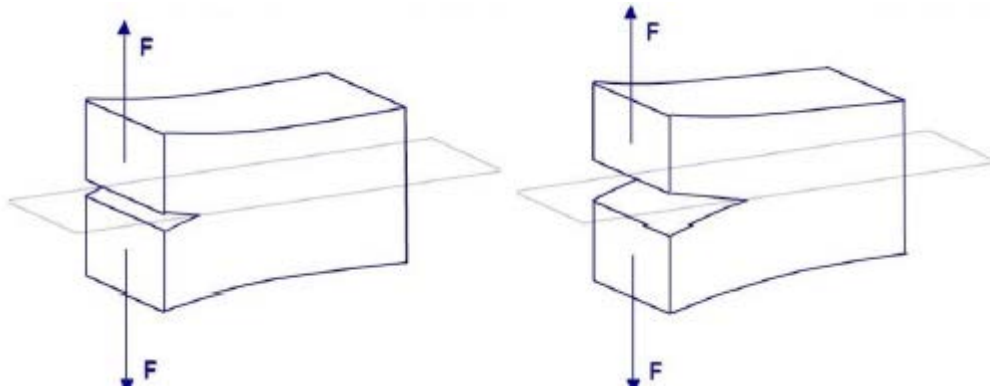


Figure II-16 : Propagation en Mode I.[49]

➤ **Mode II (Glissement de translation) :**

Ce mode de rupture se produit lorsque les forces appliquées au matériau sont parallèles à la surface de rupture et perpendiculaires à la direction de la fissure.

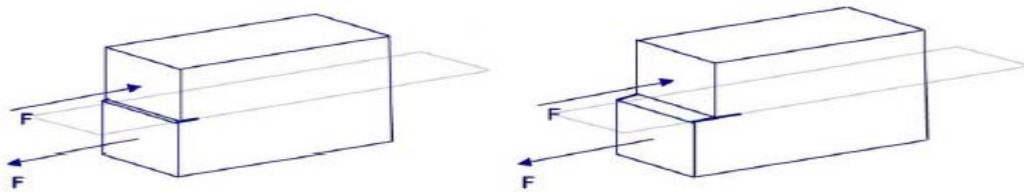


Figure II-17 : Propagation en Mode II.[50]

➤ **Mode III (Glissement de rotation) :**

Ce mode de rupture se produit lorsque les forces appliquées au matériau sont parallèles à la surface de rupture et parallèles à la direction de la fissure.

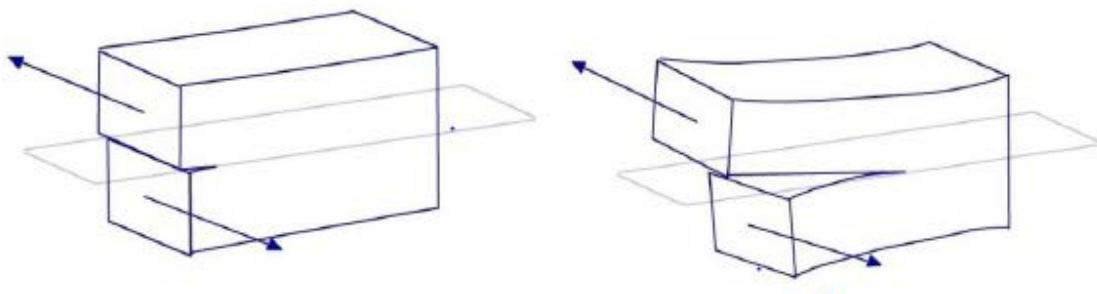


Figure II-18 : Propagation en Mode III.[51]

## II.8 La ténacité :

### II.8.1 Définition :

La ténacité se définit comme la résistance d'un matériau à la propagation des fissures, ou encore comme la quantité d'énergie qu'un matériau peut absorber avant de se rompre.

### II.8.2 Critère d'évaluation de la ténacité :

#### II.8.2.1 Le facteur d'intensité des contraintes :

Le facteur d'intensité des contraintes est un paramètre essentiel en mécanique des matériaux. Ce facteur a été introduit par IRWIN pour décrire la distribution des contraintes au voisinage des fissures, se basant sur les travaux de WISTERGAARD.

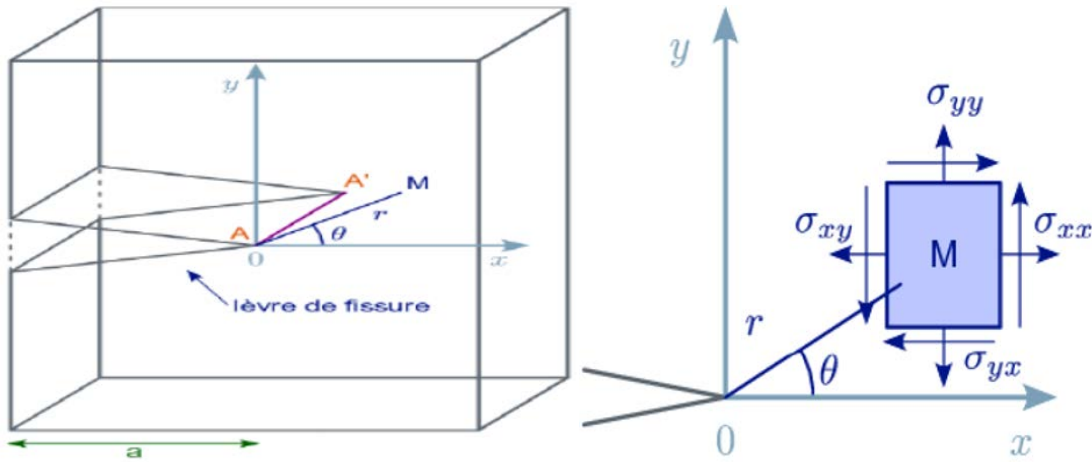


Figure II-19 : Tenseur de contrainte au point (M).[52]

Le FIC varie en fonction du mode de fissuration ; dans le cas du mode I, les contraintes en pointe de fissure sont déterminées par l'expression [53]:

$$\sigma_{ij}(M) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(o) \quad (\text{II.37})$$

Où  $r$  et  $o$  définissent la position du point M.

$f_{ij}(o)$  : est une fonction trigonométrique.

$K_I$  : est le facteur d'intensité des contraintes en mode I qui s'exprime sous la forme :

$$K_I = y \cdot \sigma \sqrt{\pi a} \quad \text{En } \text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}} \quad (\text{II.38})$$

Avec :

$y$  : facteur tenant compte de la géométrie de la fissure et de la répartition des contraintes.[54]

$a$  : la longueur initiale de la fissure.

$\sigma$  : la contrainte uniforme appliquée.

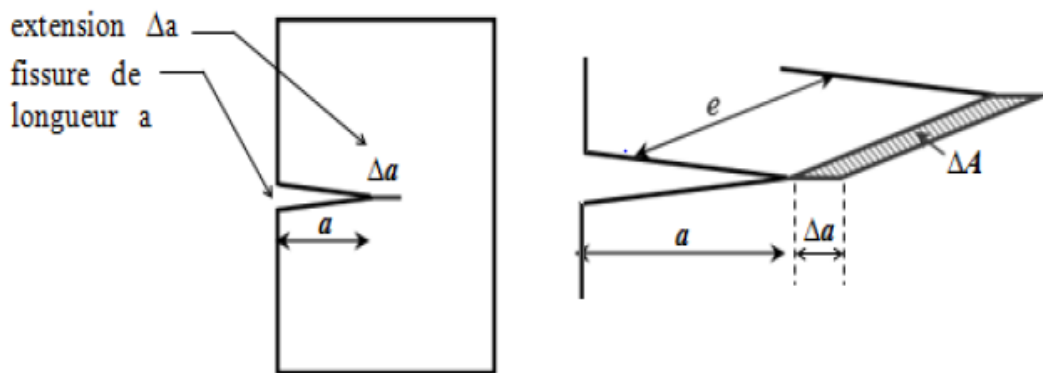
D'après IRWIN[55] la fissure devient instable et se propage lorsque le facteur d'intensité des contraintes  $K_I$  atteint une valeur critique notée  $K_{IC}$  appelée ténacité qui caractérise la capacité du matériau à résister à la propagation brutale d'une fissure en mode I.

Le critère de rupture est :

$$K_I \geq K_{IC} \quad (\text{II.39})$$

**II.8.2.2 Taux de restitution d'énergie (Energie de Griffith) (1920) :**

Dans le cas où l'on néglige l'énergie cinétique, la puissance mécanique disponible pour ouvrir fissures de la surface (A) est égale à la variation de l'énergie potentielle totale V, résultat de la variation de l'énergie élastique stockée dans la structure et de la variation de l'énergie liée à la force externe : Cette contribution est appelée taux de restitution d'énergie (G), son unité est le Joule/ $m^2$  .[56]



*Figure II-20 : Propagation de la fissure sur une longueur.[57]*

$$\Delta W_{ext} = \Delta W_{élast} + \Delta U \quad (\text{II.40})$$

$\Delta W_{ext}$  : variation de l'énergie due aux forces extérieures.

$\Delta W_{\text{elast}}$  : variation de l'énergie élastique.

$\Delta U$  : Energie dépensée (dissipée) lors de la propagation de la fissure sur une longueur  $\Delta a$  (une extension).

Selon la théorie de Griffith, la progression d'une fissure dans un matériau élastique linéaire est stable tant que l'énergie libérée par l'extension de la fissure est absorbée par la structure.

L'énergie de Griffith est définie par un paramètre  $G$ , qui représente l'énergie libérée par unité de surface lors de l'extension de la fissure. [58], l'expression donnée par :

$$G = \frac{dU}{dA} \quad (\text{II.41})$$

$A$  : surface de fissure créée lors de la propagation.

Il existe un seuil critique, noté  $G_C$ , au-delà duquel une extension de la fissure libérée plus d'énergie qu'elle n'en absorbe, ce qui rend la fissure instable et conduit à la rupture du matériau (d'où le critère de rupture :  $G \geq G_C$ ).

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

### ❖ Relation entre le facteur d'intensité des contraintes et l'énergie de Griffith :

IRWIN [55] a établi, les relations entre le facteur d'intensité des contraintes et l'énergie de Griffith dans trois modes de rupture :

#### • Mode I :

Contraintes planes :

$$G_I = \frac{K_I^2}{E} \quad (\text{II.42})$$

Déformations planes :

$$G_I = \frac{K_I^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (\text{II.43})$$

- **Mode II :**

Contraintes planes :

$$G_{II} = \frac{K_{II}^2}{E} \quad (\text{II.44})$$

Déformations planes :

$$G_{II} = \frac{K_{II}^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (\text{II.45})$$

- **Mode III :**

$$G_{III} = \frac{K_{III}^2}{2\mu} \quad (\text{II.46})$$

- **Cas général :**

Dans le cas général lorsque les trois modes coexistent :

$$G = G_I + G_{II} + G_{III} \quad (\text{II.47})$$

Contraintes planes :

$$G = \frac{1}{E} \left[ (K_I^2 + K_{II}^2) + (1 + \nu) K_{III}^2 \right] \quad (\text{II.48})$$

Déformations planes :

$$G = \frac{1}{E} \left[ (1 - \nu^2) (K_I^2 + K_{II}^2) + (1 + \nu) K_{III}^2 \right] \quad (\text{II.49})$$

### II.8.2.3 Intégrale de contour (J) :

➤ **Intégrale J. Rice :**

Le taux de restitution d'énergie peut s'écrire sous la forme d'une intégrale de contour appelée (J).

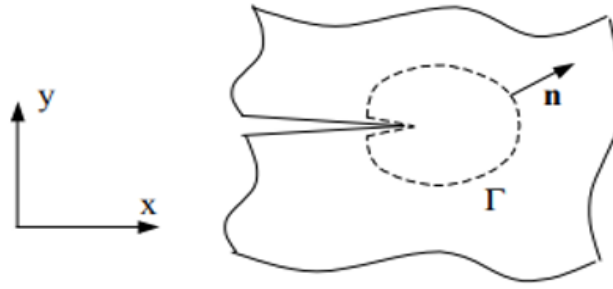


Figure II-21 : Contour dans la définition de l'intégrale J.[59]

L'expression de cette intégrale a été introduite par J. Rice [1968], elle est définie comme suit :

$$J = \oint_{\Gamma} \left( W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right) \quad (\text{II.50})$$

Où :

$\Gamma$  : un contour fermé suivi dans le sens antihoraire (trigonométrique) qui englobe la pointe de la fissure.

$T$  : le vecteur de traction perpendiculaire à  $\Gamma$  dans la direction extérieure :

$$T_i = \sigma_{ij} n_j \quad (\text{II.51})$$

$u$  : le vecteur déplacement.

$ds$  : un élément de contour  $\Gamma$ .

$W$  : l'énergie de déformation par unité de volume (densité) :

$$W = \int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (\text{II.52})$$

On peut noter que cette intégrale de contour possède les caractéristiques suivantes :

## Chapitre II : comportement des matériaux et mécanique de la rupture

---

-  $J$  est indépendante du contour  $\Gamma$  suivi pour les matériaux élastiques linéaires et non linéaires, homogènes, sans contraintes résiduelles et pour un chargement proportionnel. Pour une loi de comportement élasto-plastique, cette propriété reste vraie si le chargement est proportionnel. Ceci implique que  $J$  ne peut être en principe utilisé pour un chargement cyclique.

-  $J^{(pointe)} = J^{(loin)}$  si  $J^{(pointe)}$  désigne l'intégrale de contour de la pointe de la fissure, et  $J^{(loin)}$  l'intégrale de contour éloignée de la pointe. [60]

-  $J$  quantifie l'intensité des champs de contraintes et de déformation en pointe de fissure. Pour un matériau élastique, cette intégrale est identique à la grandeur  $G$  définie par Griffith.

L'égalité de  $G$  et  $J$  et la formule d'IRWIN garantissent que :

$$J = G = \frac{1}{E} \left[ (K_I^2 + K_{II}^2) + (1+\nu) K_{III}^2 \right] \text{ (En contraintes planes)} \quad (\text{II.53})$$

$$J = G = \frac{1}{E} \left[ (1-\nu^2)(K_I^2 + K_{II}^2) + (1+\nu) K_{III}^2 \right] \text{ (En déformation planes)} \quad (\text{II.54})$$

Avec :

$E$  : module de Young.

$\nu$  : coefficient de poisson.

$K_I, K_{II}, K_{III}$  : facteurs d'intensité de contrainte en mode I, II et III.

### ➤ Intégrale $J$ modifié d'ERNST :

Lorsque les limites de validité de la courbe  $J$ - $\Delta a$  dictées par les normes sont dépassées, ERNST propose d'utiliser une intégrale modifiée :

$$J_M = J - \int_{a_p}^a \left( \frac{\partial J_p}{\partial a} \right)_{V_p} da \quad (\text{II.55})$$

Où :  $V_p$  est la composante plastique du déplacement total  $V$ . en effet ERNST écrit l'intégrale  $J$  de fonction du déplacement total  $V$  et de la longueur de fissure  $a$ ,  $J(V ; a)$ . On peut alors écrire :

$$dJ = \left( \frac{\partial J}{\partial V} \right)_a dV + \left( \frac{\partial J}{\partial a} \right)_V da \quad (\text{II.56})$$

Soit en séparant les composantes élastiques et plastiques de l'intégrale  $J$  et du déplacement  $V$  :

$$dJ = \left( \frac{\partial J_e}{\partial V_e} \right)_a dV_e + \left( \frac{\partial J_e}{\partial a} \right)_{V_e} da + \left( \frac{\partial J_{pl}}{\partial V_{pl}} \right)_a dV_{pl} + \left( \frac{\partial J_{pl}}{\partial a} \right)_{V_{pl}} da \quad (\text{II.57})$$

ERNST postule alors que la dépendance géométrique de  $J$  est exclusivement incluse dans le dernier terme. Une amélioration de la transférabilité est effectivement constatée expérimentalement en retranchant ce dernier terme mais reste peu expliquée, [61]

#### II.8.2.4 Le travail essentiel de la rupture :

Mai et Cotterell [Cotterel77] ont déjà identifié le besoin de dissocier les dissipations d'énergie Durant la rupture, afin de déterminer le travail essentiel de rupture, ou Essential Work of Fracture (EWF). Pour cela, ils raisonnent sur un essai en particulier : l'essai de traction avec double entaille profonde, ou Deep Edge Notched Tension (DENT) (figure II-22) et considèrent le travail total nécessaire à la rupture de l'éprouvette. Dans les conditions de dimensions particulières de ce type d'essai, ils décomposent le travail total de rupture de l'éprouvette  $U_d$  et un travail essentiel de rupture  $W_{ess}$ , et un travail plastique dans une région avoisinante  $W_p$ .

$$U_d = W_{ess} + W_p \quad (\text{II.58})$$

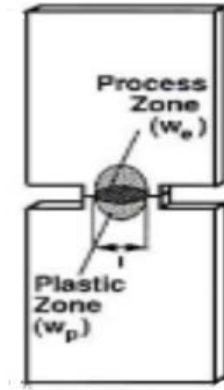


Figure II-22 : Echantillon DENT. [62]

Cette décomposition est en tout point similaire à celle proposée dans l'approche du taux de dissipation d'énergie  $R$ . en revanche, dans le cas d'essai de rupture d'éprouvette DENT, ils proposent de plus de quantifier cette dissociation d'énergie en se basant sur l'analyse dimensionnelle des deux mécanismes identifiés. Le travail essentiel de rupture est homogène à la surface  $B \cdot l$ , tandis que le travail de déformation plastique est homogène à un volume proportionnel à  $B \cdot l^2$ . [60] Ainsi :

$$W_{ess} = w_{ess} \cdot B \cdot l \text{ Et } W_p = w_p \cdot B \cdot l^2 \quad (\text{II.59})$$

$$R = w_{ess} + w_p \cdot l \quad (\text{II.60})$$

Avec :

$R = U_d / (B \cdot l)$  : travail de rupture complète par unité de surface rompue.

$w_{ess}$  : travail essentiel spécifique de rupture.

$w_p$  : travail non-essentiel spécifique de rupture.

$l$  : longueur du ligament.

Basé sur cette hypothèse, la mesure de  $R$  pour différentes longueurs de ligament  $l$  permet par interpolation de déterminer la valeur de  $w_{ess}$  qui serait la valeur de  $R$  pour une longueur de ligament nulle.

Pardoën et al. [Pardoën 99] ont approfondi ce modèle de caractérisation de l'énergie de séparation en prenant en compte l'effet de l'épaisseur. Ils observent que  $w_{ess}$  présente une dépendance linéaire à l'épaisseur  $B$ . ils proposent une explication physique à cette observation : un travail de localisation de la déformation  $w_{loc}$  précède la séparation finale et il est proportionnel à  $B^2$ . L'équation (1.61) s'écrit alors :

$$R = \Gamma + w_{loc} \cdot B + w_p \cdot l \quad (\text{II.61})$$

### II.9 Conclusion :

Dans le cadre de ce chapitre nous avons présenté en premier lieu à donner les différentes lois du comportement, critères de plasticité ainsi que le phénomène d'écroutissage. En deuxième lieu, nous avons abordé la discipline de la mécanique de la rupture, ainsi que le rôle prépondérant qu'elle joue, du fait qu'elle permet d'étudier le comportement des fissures et des défauts dans les matériaux, à ce stade, différentes grandeurs physiques ont été citées, notamment l'intégrale de contour  $J$  et le travail essentiel de rupture, ces paramètres visent à évaluer la résistance à la propagation des fissures. Ils sont couramment utilisés dans la pratique en raison de leur corrélation directe avec la contrainte et la déformation.

Les notions traitées dans cette partie, offrent une meilleure compréhension des phénomènes physiques étudiés, tant au point de vue scientifique qu'industriel, et demeure un moyen abordable en vue d'appliquer une modélisation à la rupture d'un acier inoxydable austénitique de type 304L à l'aide d'un logiciel d'analyse par éléments finis « ABAQUS » qui constitue l'essentiel de prochain chapitre.

**Chapitre III : Modélisation et  
Confrontation des résultats expérimentaux  
et numériques**

### III.1 Introduction :

De nos jours, l'utilisation des logiciels pour résoudre des problèmes physiques est très répandue. En effet, dans de nombreux cas, la résolution analytique des équations régissant divers phénomènes tels que ; (la déformation, la plasticité, la résistance à la rupture...etc.) n'est possible que sous certaines hypothèses simplificatrices. Ces dernières limitent souvent la capacité à étudier de manière réaliste les phénomènes physiques observés.

Dans ce chapitre, le logiciel par élément finis « Abaqus » est utilisé pour modéliser le comportement d'un acier inoxydable austénitique 304L, en utilisant un modèle de dégradation ductile.

Dans ce contexte, les données expérimentales issues d'une étude précédente ont été déjà traitées. Les essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes de caractérisation (sans entaille) et des éprouvettes entaillées de (10% ,20% ,40% et 60% de leur largeur) pour des épaisseurs de 1.5mm et 3mm, sous conditions quasi statique sur une machine uniaxiale avec une cellule de charge de 50KN. Par la suite, une analyse 3D quasi statique a été réalisée à l'aide du logiciel ABAQUS, en important la géométrie de l'éprouvette depuis SolidWorks sous forme de fichier « Step », en appliquant des conditions aux limites ainsi que des propriétés du matériau, puis en effectuant des simulations numériques pour calibrer le modèle à partir des éprouvettes de caractérisation de traction, une fois le modèle est calibré, les mêmes paramètres ont été appliqués pour toutes les autres géométries. Enfin, les résultats numériques obtenus sont comparés à ceux de l'expérimental.

## III.2 Modélisation et confrontation des résultats expérimentaux et numériques :

### III.2.1 Les éprouvettes de caractérisation :

Les résultats expérimentaux ont été obtenus lors d'une étude antérieure.

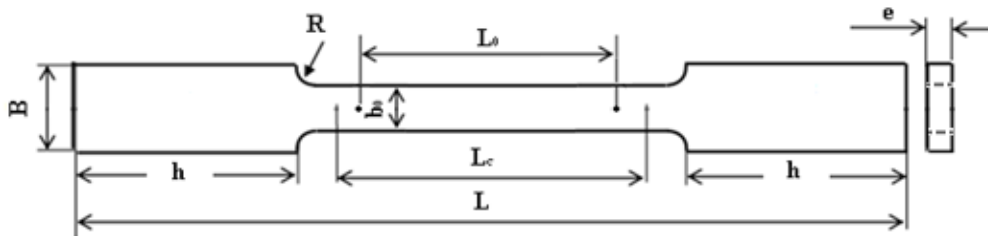


Figure III-1 : La géométrie des éprouvettes de caractérisation.

Les dimensions des éprouvettes de caractérisation sont mentionnées dans le tableau suivant selon la norme ASTM 370:

#### ➤ Epaisseur de 1.5mm :

Tableau III-1 : Les dimensions de l'éprouvette de caractérisation pour  $e=1.5\text{mm}$  (ASTM 370).

e (mm)	$b_0$ (mm)	B (mm)	R (mm)	h (mm)	L(mm)	$L_0$ (mm)	$L_c$ (mm)
1.5	50	50	13	50	200	50	60

#### ➤ Epaisseur de 3mm :

Tableau III-2 : Les dimensions de l'éprouvette de caractérisation pour  $e= 3\text{mm}$  (ASTM 370).

e (mm)	$b_0$ (mm)	B (mm)	R (mm)	h (mm)	L(mm)	$L_0$ (mm)	$L_c$ (mm)
3	6.25	10	6	32	100	25	32

**a. Résultats expérimentaux :**

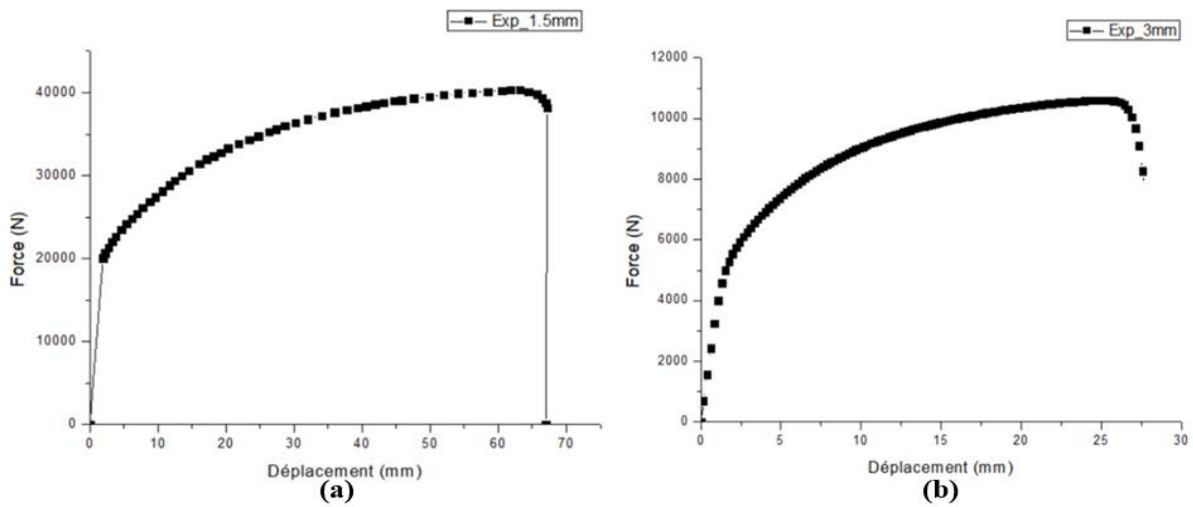


Figure III-2 : Les courbes de forces-déplacements pour les éprouvettes de caractérisation obtenues expérimentalement :  $e=1.5\text{mm}$ (a),  $e=3\text{mm}$ (b).

Les propriétés mécaniques utilisées pour notre matériau (acier inoxydable austénitique 304L) sont mentionnées dans le tableau suivant :

Tableau III-3 : Les propriétés mécaniques de l'acier 304L.

La grandeur	La valeur	L'unité
Module de Young	210000	(MPa)
Coefficient de Poisson	0.3	Sans unité
Densité	7800	(Kg/m <sup>3</sup> )
Limite élastique	346	(MPa)

**b. Résultats numériques :**

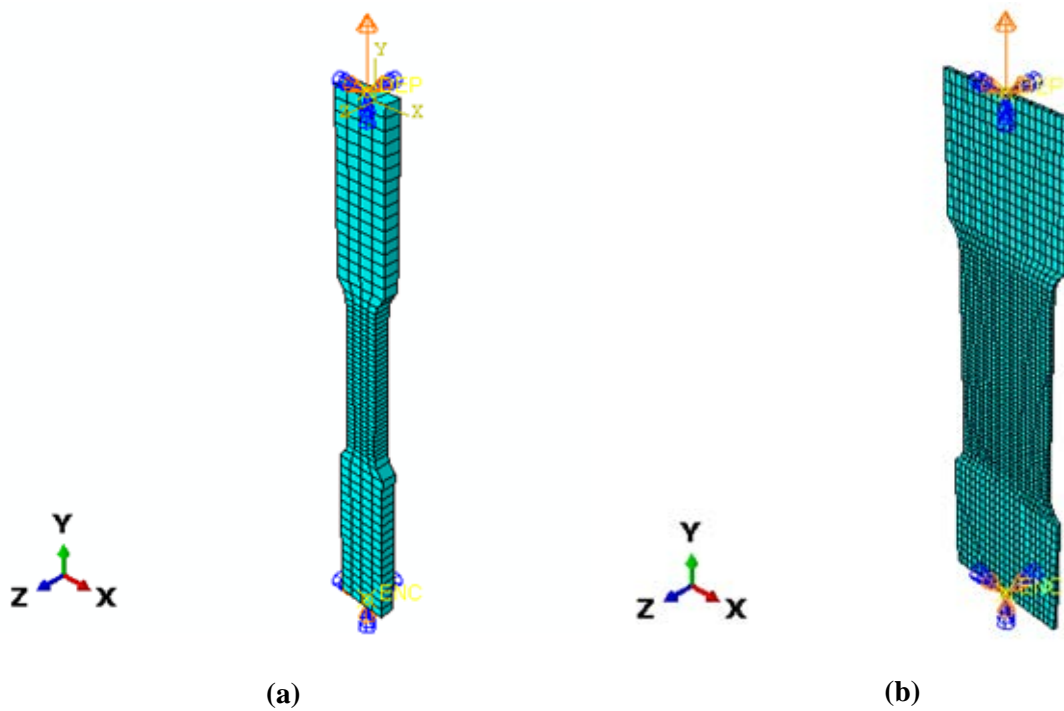


Figure III-3: Le maillage et les conditions aux limites appliqués pour les éprouvettes de caractérisation : (a) éprouvette d'une épaisseur de 1.5mm, (b) éprouvette d'une épaisseur de 3mm.

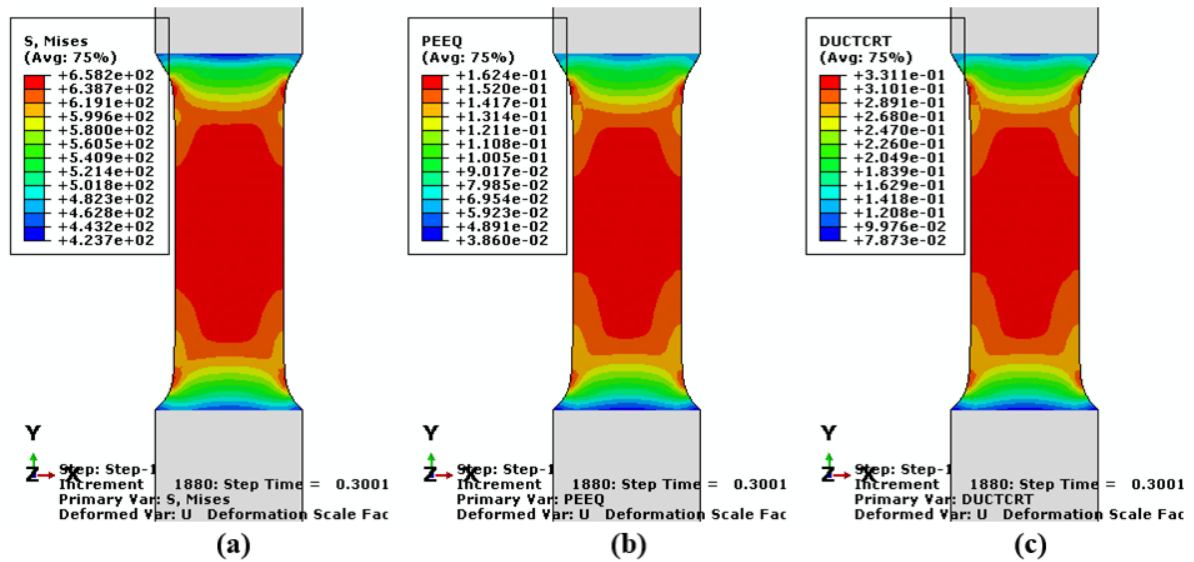


Figure III-4 : Distribution de la contrainte von Mises (a), la déformation plastique (b) et l'endommagement (c) sur l'éprouvette de caractérisation pour  $e=1.5\text{mm}$ .

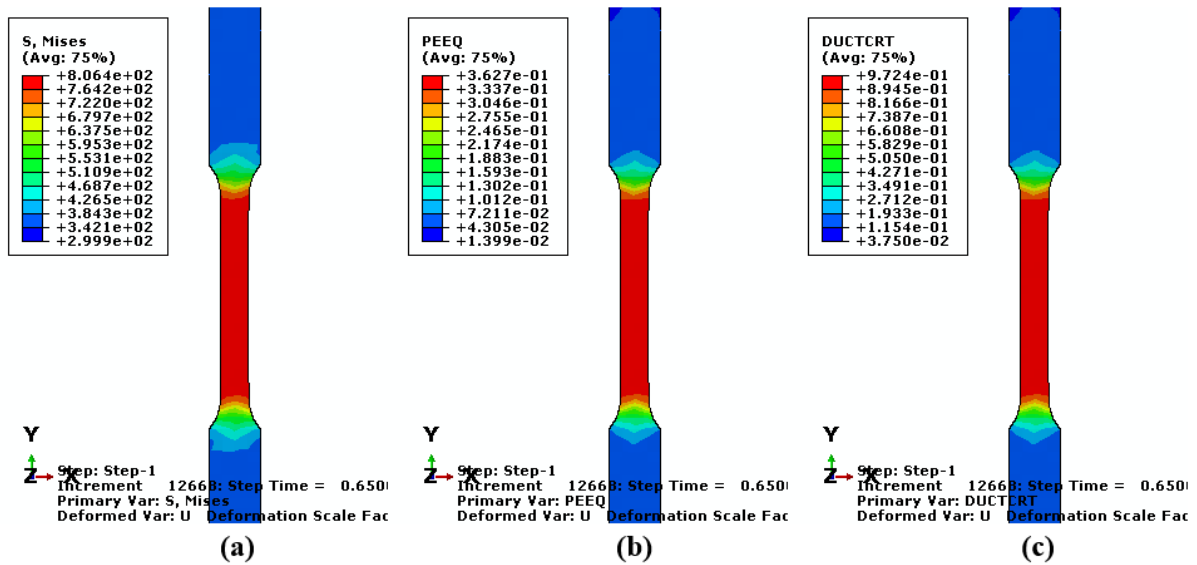


Figure III-5 : Distribution de la contrainte von Mises (a), la déformation plastique (b) et l'endommagement (c) sur l'éprouvette de caractérisation pour  $e=3\text{mm}$ .

### c. La confrontation des résultats expérimentaux et numériques :

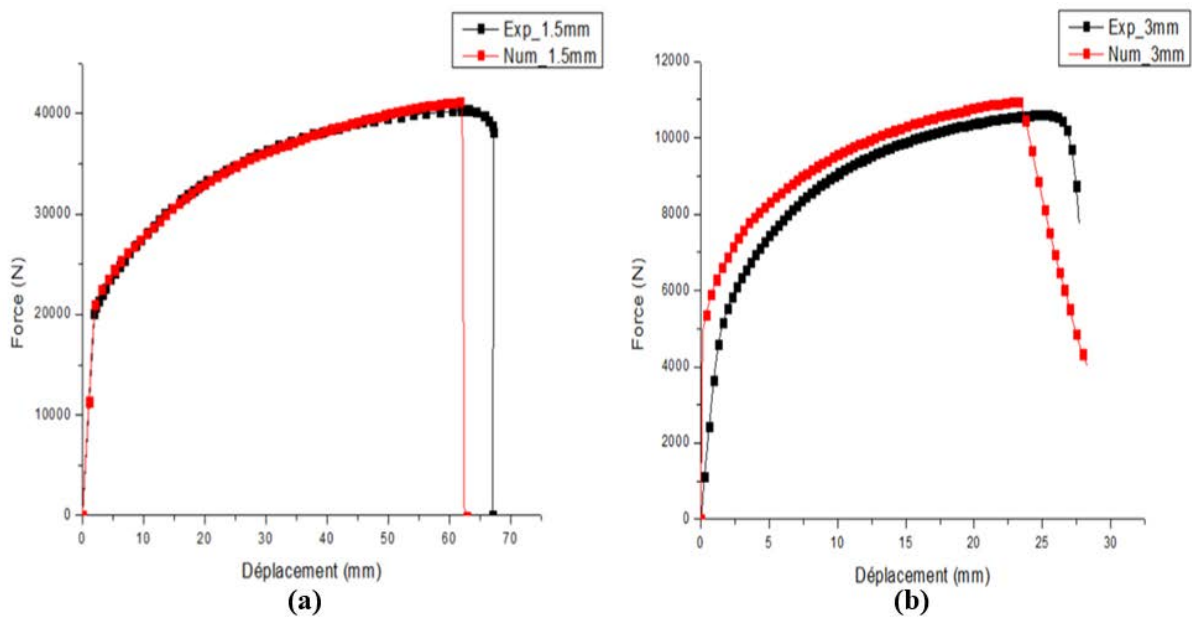


Figure III-6 : La comparaison des courbes de forces-déplacement expérimentales et numériques des éprouvettes de caractérisation d'épaisseur : (a)  $e=1.5\text{mm}$ , (b)  $e=3\text{mm}$ .

### III.2.2 Les éprouvettes fissurées d'épaisseur 3mm :

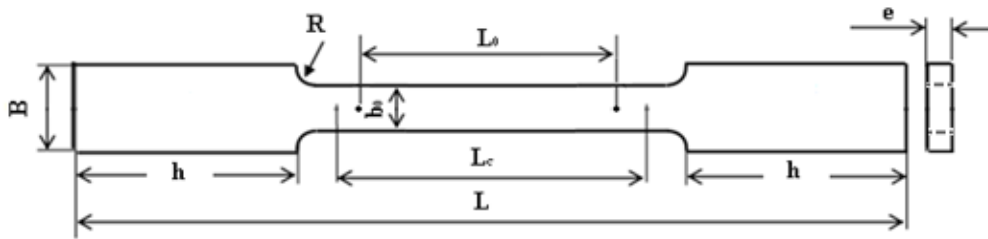


Figure III-7 : La géométrie des éprouvettes fissurées.

**Remarque :** on a utilisé les mêmes dimensions que celles des éprouvettes de caractérisation en ajoutant des fissures de 10%, 20%, 40% et 60% de la largeur de ces éprouvettes.

Les dimensions des éprouvettes utilisées sont les suivantes selon la norme ASTM 370:

Tableau III-4 : Les dimensions des éprouvettes fissurées ( $e=3\text{mm}$ ) (ASTM 370).

e (mm)	$b_0$ (mm)	B (mm)	R (mm)	h (mm)	L (mm)	$L_0$ (mm)	$L_c$ (mm)
3	50	50	13	50	200	50	60

#### a. Résultats expérimentaux :

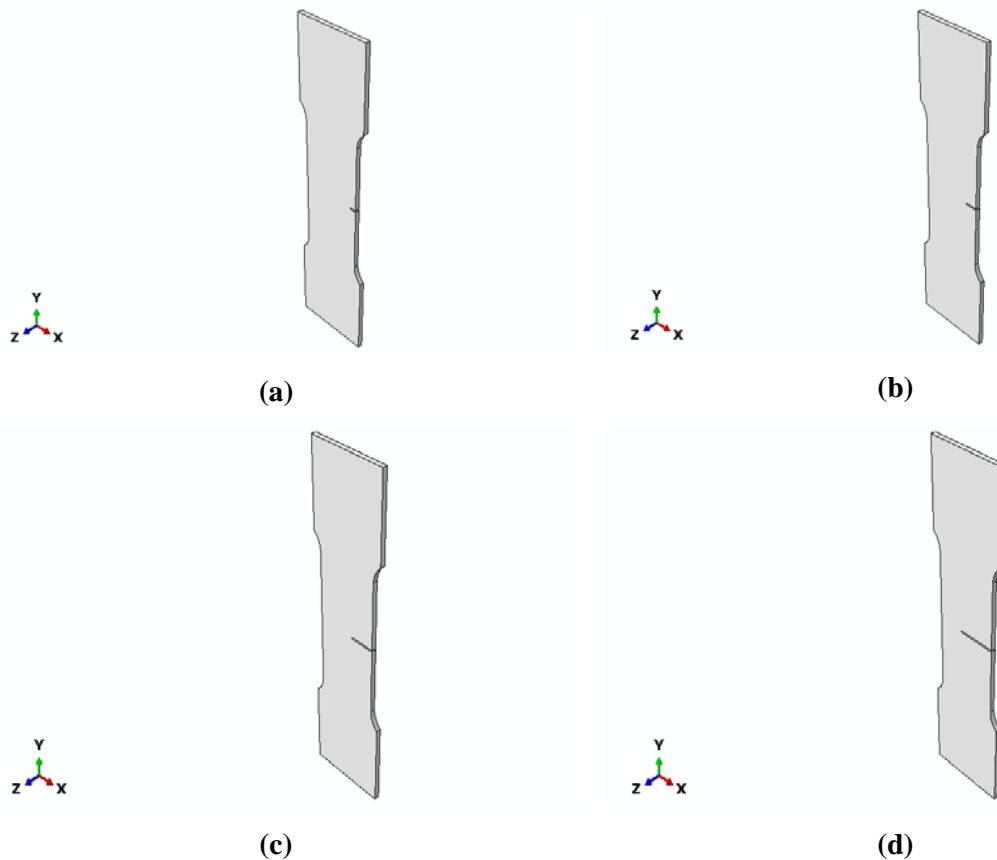


Figure III-8 : La géométrie des éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de 10%(a), 20%(b), 40% (c), et 60%(d).

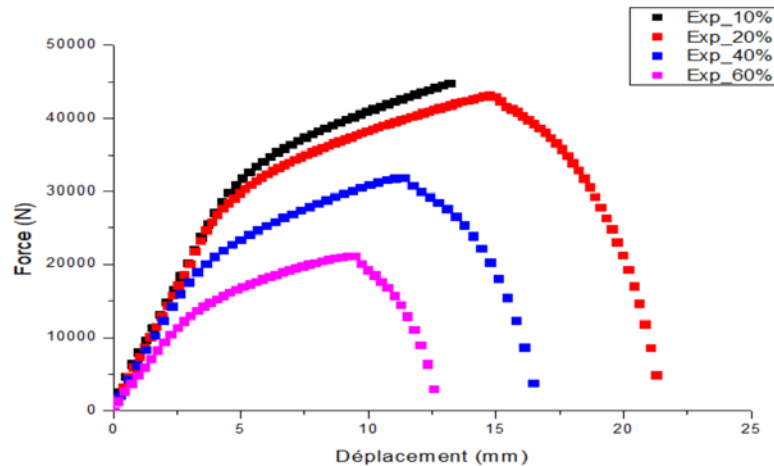


Figure III-9 : La superposition des courbes de force-déplacement obtenues expérimentalement des éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de 10%, 20%, 40% et 60%.

La figure (III-9) illustre les courbes des forces en fonction du déplacement pour les éprouvettes fissurées de différents pourcentages de la largeur de l'éprouvette de (10%,20% ,40% et 60%) d'une épaisseur de 3mm obtenues expérimentalement. Chaque pourcentage de fissure correspond à une longueur spécifique du ligament : 10% correspond à 36mm, 20% correspond à 32mm, 40% correspond à 24mm et 60% correspond à 16mm. Ces courbes ont été sélectionnées après une étude statistique visant à identifier celles qui sont les plus fiables pour chaque niveau de fissuration. L'étude statistique s'appuie sur les données expérimentales d'une étude antérieure, comprenant plusieurs essais pour chaque pourcentage de fissure. Les données ont été traitées pour tracer les courbes correspondantes à chaque pourcentage de fissure, en calculant l'erreur moyenne par rapport à la courbe moyenne. La courbe dont l'erreur est plus faible a été choisie comme étant la plus représentative pour chaque pourcentage de fissure.

D'après la figure (III-9), on peut extraire les valeurs des forces maximales pour chaque longueur du ligament (l), lesquelles récapitulées dans l'histogramme suivant :

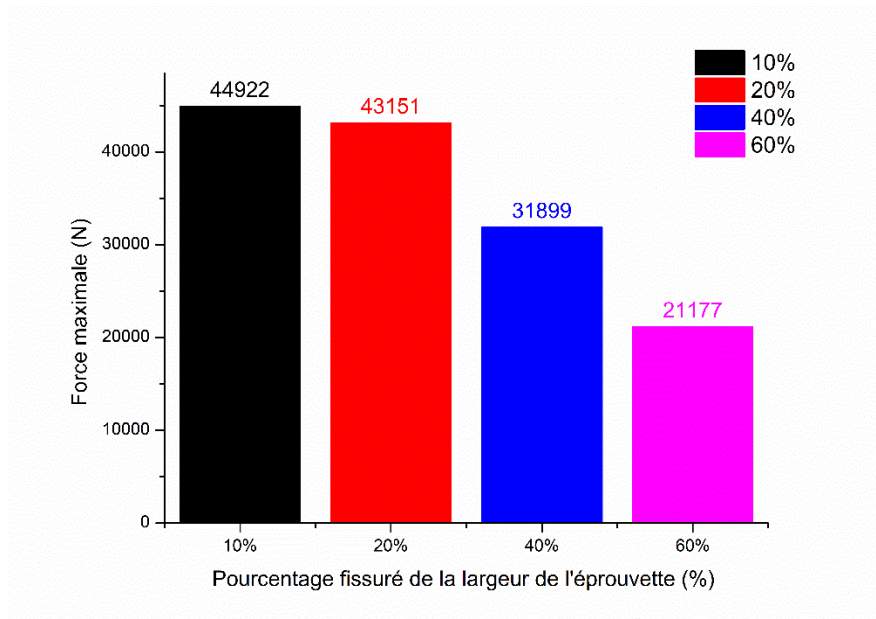


Figure III-10 : Les valeurs des forces maximales obtenues expérimentalement correspondantes à chaque pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette pour une épaisseur de 3mm.

Selon la figure représentée ci-dessus (figure III-10), on constate que la force maximale augmente avec l'augmentation de la longueur du ligament ( $l$ ), plus la longueur de l'entaille est petite, plus la charge maximale augmente.

Pour la longueur du ligament de 36mm (fissure de 10% de la largeur de l'éprouvette), on remarque que l'éprouvette n'atteint pas la rupture, vu que la machine utilisée est limitée à une charge maximale de 50kN. Elle s'arrête avant d'atteindre cette valeur, plus précisément à 45KN, en raison d'un coefficient de sécurité appliquée.

De même, l'allongement augmente avec l'augmentation de la longueur du ligament.

Donc, plus la longueur du ligament augmente, plus la charge maximale et l'allongement augmentent, montrant ainsi l'impact de la géométrie du défaut (longueur d'entaille) sur les propriétés mécaniques du matériau notamment sa résistance à la rupture.

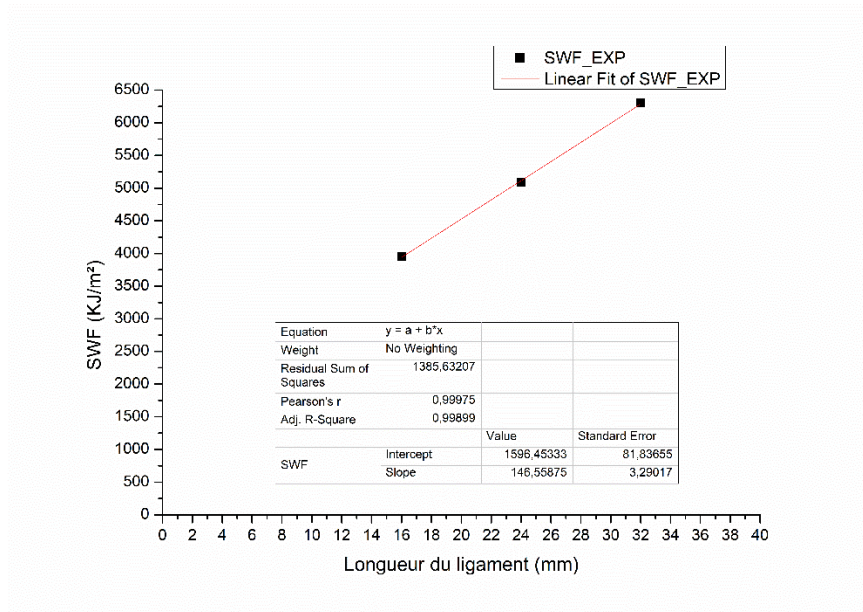


Figure III-11 : Le travail spécifique de rupture (SWF) expérimental de l'éprouvette fissurée d'épaisseur  $e=3\text{mm}$ .

La figure (III-11) illustre le travail spécifique de la rupture (SWF) en fonction de longueur du ligament pour les éprouvettes fissurées à différents pourcentages de la largeur de l'éprouvette de (20%, 40% et 60%) d'une épaisseur de 3mm obtenu expérimentalement. Le travail spécifique essentiel de rupture atteint une valeur de 1596.4 kJ/m<sup>2</sup>, comme montré dans la figure.

Le travail essentiel de rupture est estimé par extrapolation d'une relation linéaire qui relie le travail spécifique total (déterminé expérimentalement par l'aire sous la courbe force-déplacement divisé par la section nominale du ligament) à la longueur du ligament. Ce concept est utilisé pour évaluer la ténacité du matériau.

**b. Résultats numériques :**

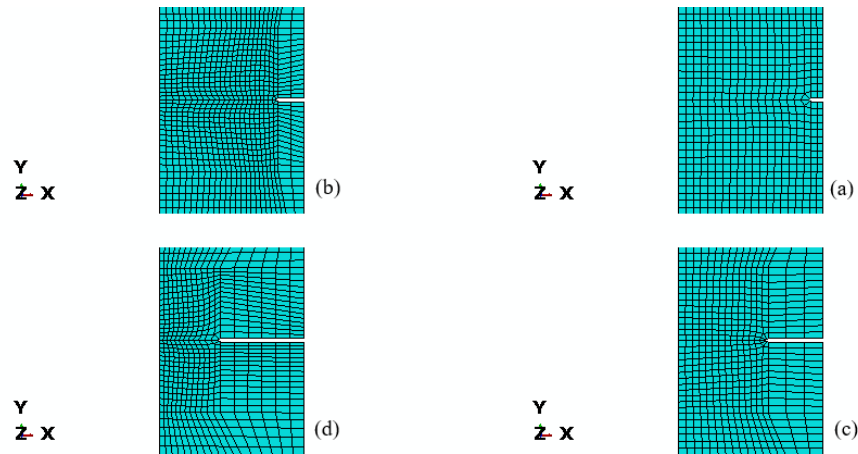


Figure III-12 : Le maillage des éprouvettes fissurées : 10%(a), 20%(b),40%(c), 60% (d).

Le maillage adopté est de type hexaédrique structuré, avec un raffinement plus poussé spécifiquement dans la région de la fissure, où se trouvent les points de concentration des contraintes associés au défaut.

**Remarque :** Pour les conditions aux limites, on a appliqué les mêmes que celles des éprouvettes de caractérisation.

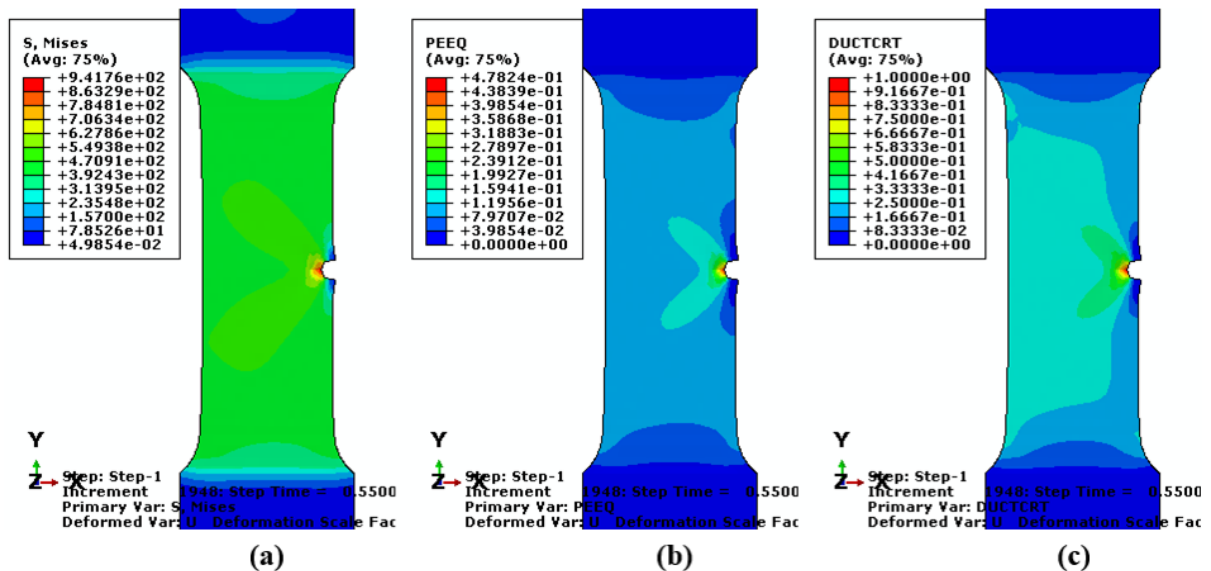


Figure III-13 : Distribution de la contrainte von Mises (a), la déformation plastique (b) et l'endommagement (c) sur l'éprouvette fissuré de 10% de sa largeur pour  $e=3mm$ .

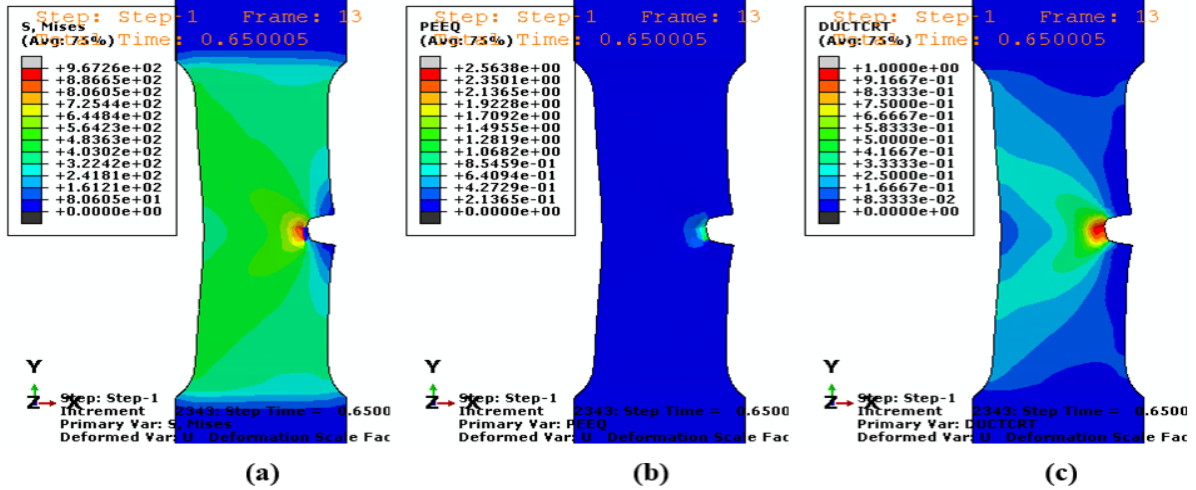


Figure III-14 : Distribution de la contrainte von Mises (a), la déformation plastique (b) et l'endommagement (c) sur l'éprouvette fissuré de 20% de sa largeur pour  $e=3\text{mm}$ .

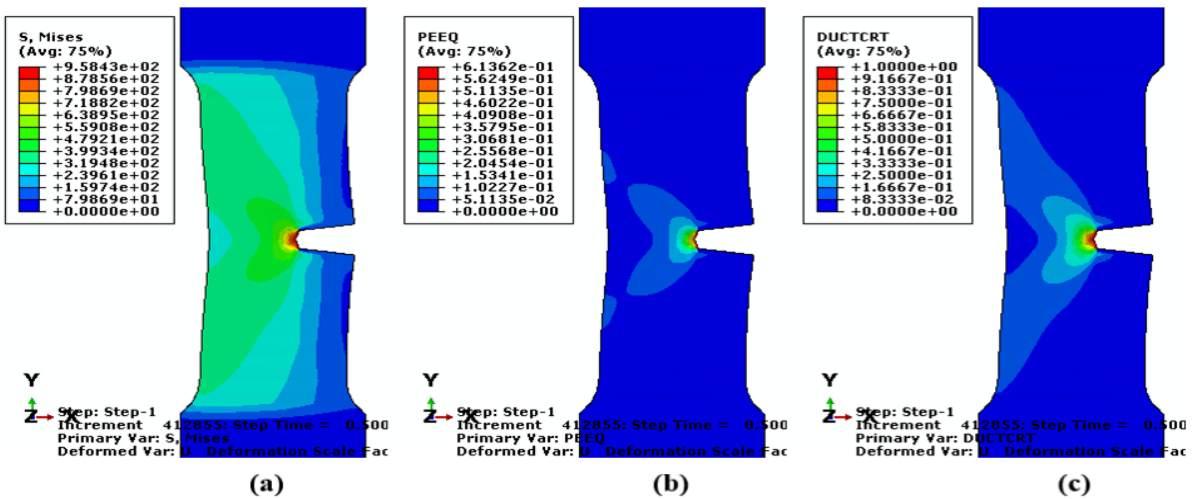


Figure III-15 : Distribution de la contrainte von Mises (a), la déformation plastique (b) et l'endommagement (c) sur l'éprouvette fissuré de 40% de sa largeur pour  $e=3\text{mm}$ .

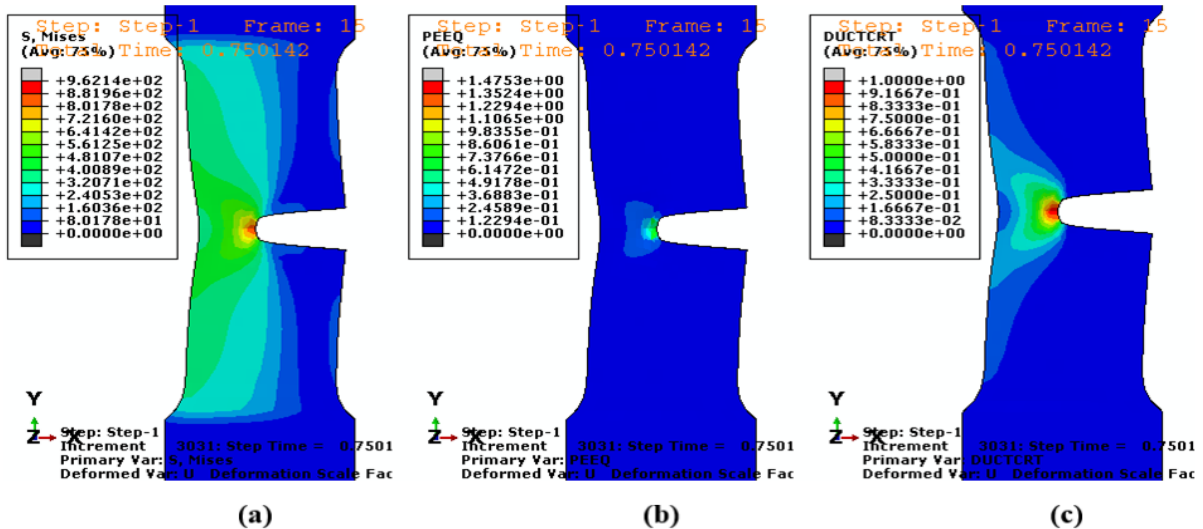


Figure III-16 : Distribution de la contrainte von Mises (a), la déformation plastique (b) et l'endommagement (c) sur l'éprouvette fissuré de 60% de sa largeur pour  $e=3\text{mm}$ .

La répartition des contraintes et des déformations de von mises est plus concentrée dans les alentours de la fissure.

La distribution de la déformation plastique et de l'endommagement est plus marquée dans les environs de la fissure.

#### III.2.2.1 Calcule par intégrale J de Rice :

- Les courbes force-déplacement :

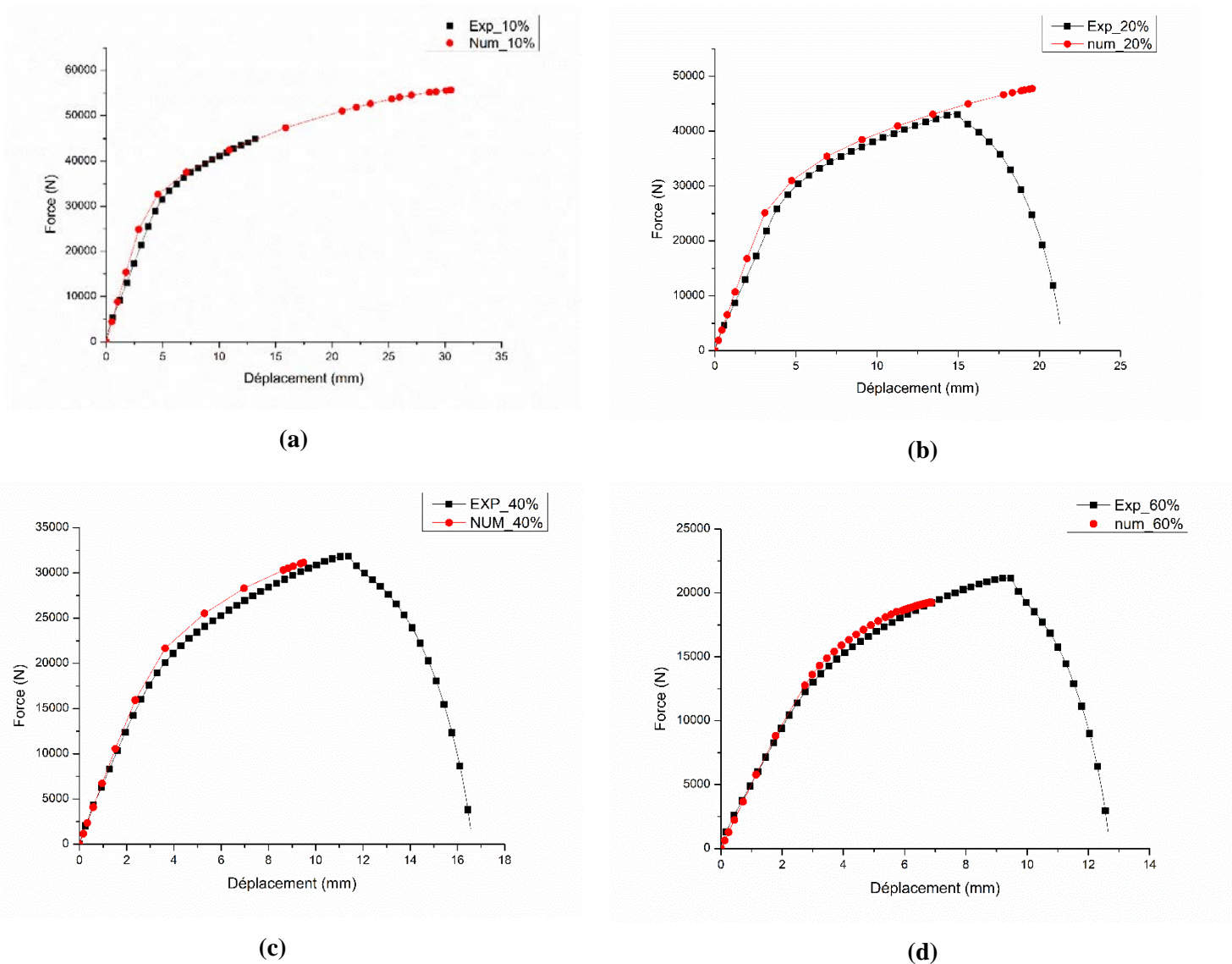


Figure III-17 : La comparaison des courbe expérimentales et numériques de la force-déplacement pour les éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de : 10%(a), 20%(b), 40%(c), 60%(d). (En quasi statique)

• L'intégrale\_J :

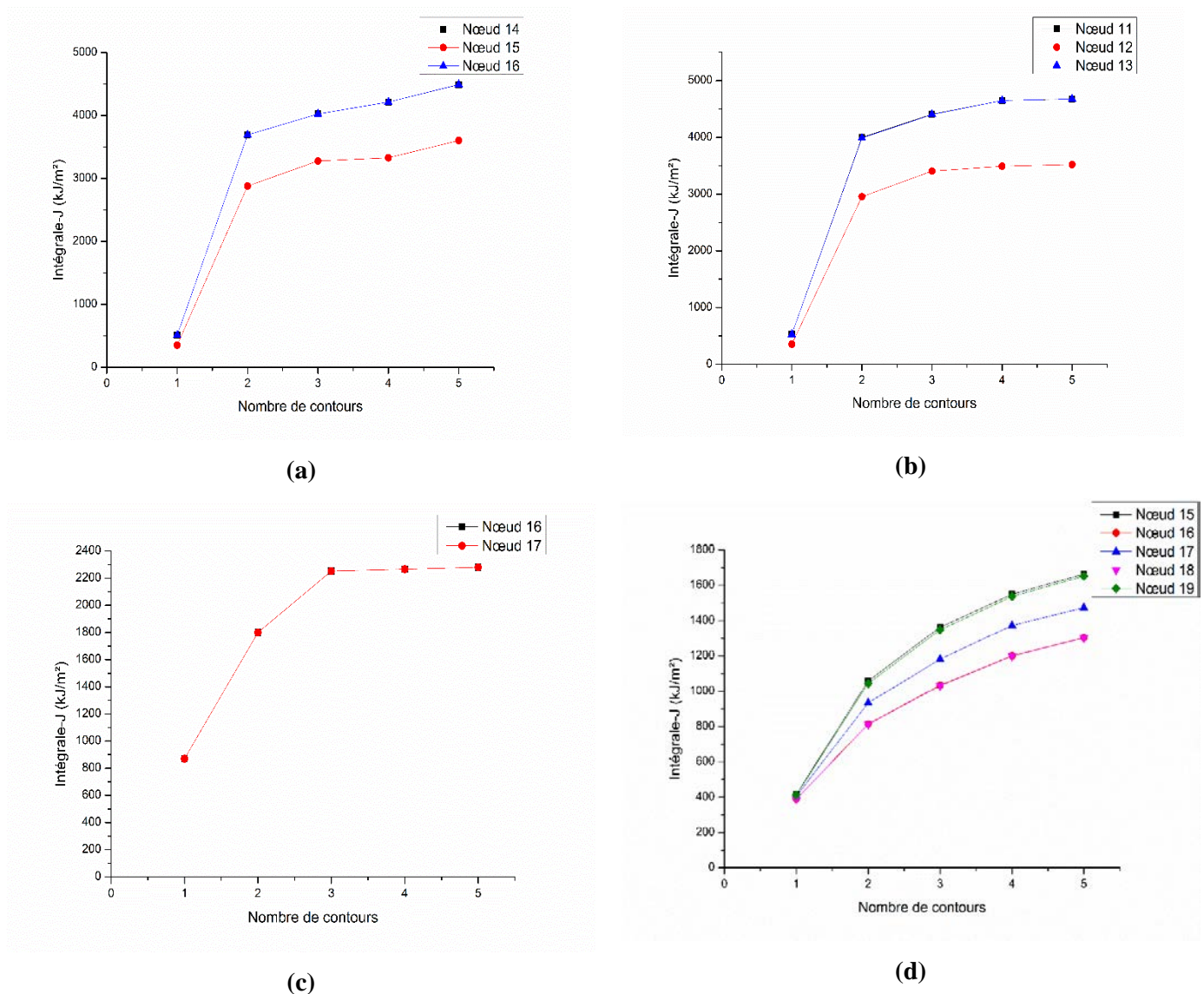


Figure III-18 : L'intégrale\_J pour les éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de :10%(a), 20% (b), 40% (c), 60% (d) de leur largeur.

Au début de notre projet, nous avons dû calculer l'intégrale J, déjà intégrée comme paramètre dans Abaqus. Malheureusement, malgré plusieurs tentatives, nous n'avons pas pu le faire car cette intégrale dépend de contours spécifiques, et nous n'avons pas réussi à identifier le bon contour en raison de l'avancement de la fissure qui n'était pas bien défini.

Même si on arrivait à déterminer cet avancement, nous n'aurions pas pu obtenir la valeur expérimentale correspondante pour la comparer à celle obtenue numériquement. Il est essentiel d'avoir un critère de comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux pour valider la méthode, car le numérique seul ne suffit pas. Idéalement, ces résultats devraient être confrontés aux données expérimentales.

Etant donné que nous n'avons pas mesuré l'ouverture de la fissure, nous avons dû dévier de l'intégrale J pour se concentrer sur le travail essentiel de rupture.

#### III.2.2.2 Calcul par le travail essentiel de rupture :

- Les courbe force-déplacement :

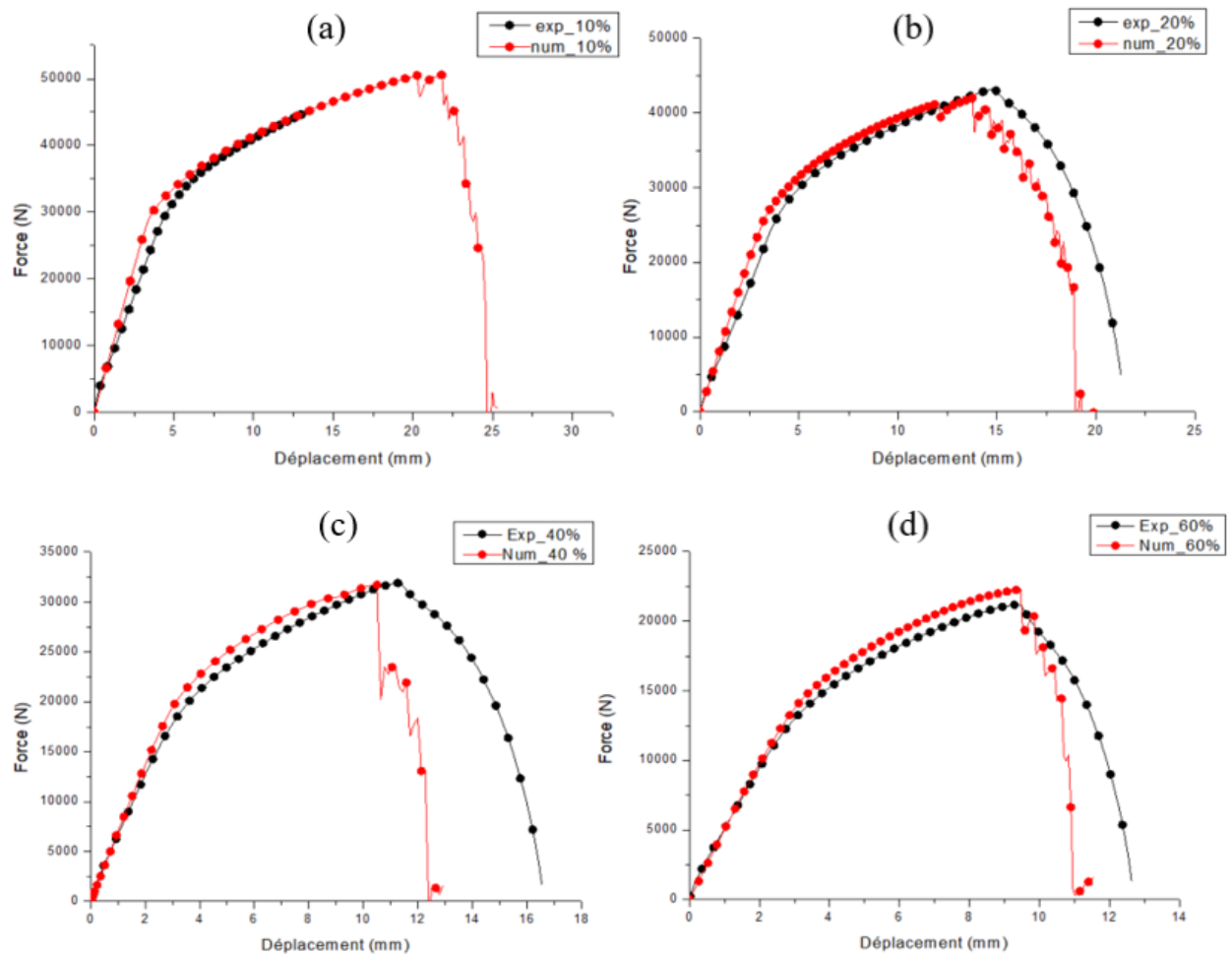


Figure III-19 : La comparaison des courbes force-déplacement expérimentales et numériques pour les éprouvettes d'épaisseur de 3mm fissurées de :10%(a), 20%(b), 40%(c)et 60%(d) de la largeur. (En dynamique)

La figure (III-19) décrit la comparaison des courbes des forces en fonction du déplacement pour les éprouvettes fissurées à différents pourcentages de la largeur de l'éprouvette de (10%, 20%,40% et 60%) d'une épaisseur de 3mm obtenues expérimentalement et celles obtenues numériquement. Chaque pourcentage de fissure correspond à une longueur spécifique du ligament : 20% correspond à 32mm, 40% correspond à 24mm, et 60% correspond à 16mm.

La confrontation des valeurs des forces maximales expérimentales et celles de numériques pour chaque pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette sont mentionnées comme suit :

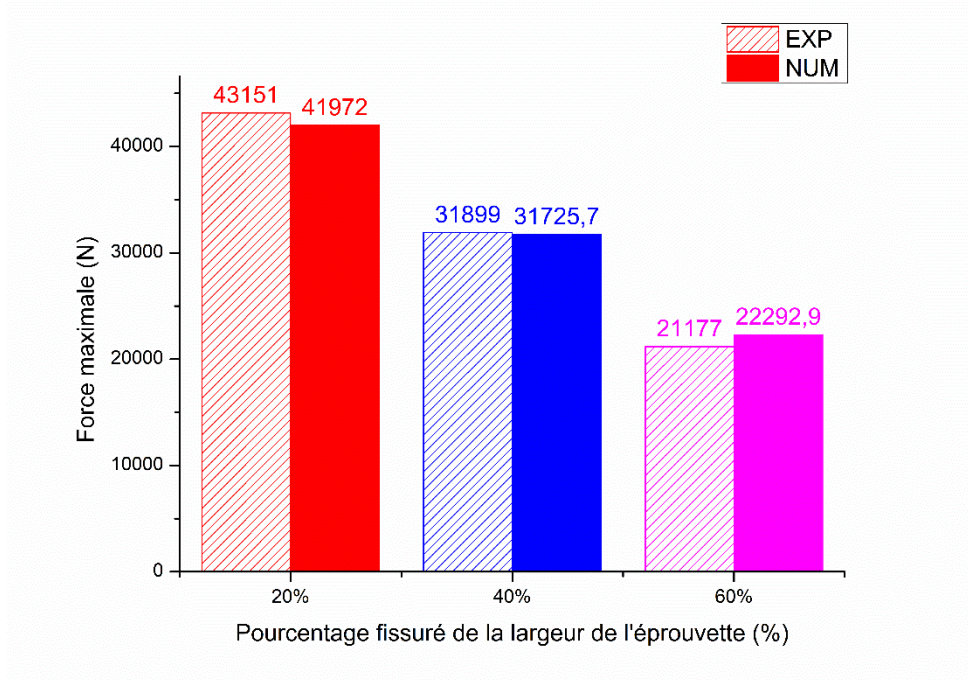


Figure III-20 : La comparaison des valeurs des forces maximales expérimentales et numériques correspondantes à chaque pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette pour une épaisseur de 3mm.

Tableau III-5 : Pourcentage d'erreur des valeurs forces maximales expérimentales et numériques, correspondantes à chaque longueur du ligament pour une épaisseur de 3mm.

Le pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette	60% (l=16mm)	40% (l=24mm)	20% (l=32mm)
Pourcentage d'erreur par rapport à la force Max (%)	5,005	0,54	2,73

On peut marquer que la cohérence entre les résultats expérimentaux et numériques souligne une similitude significative.

• Calcul de travail essentiel de rupture :

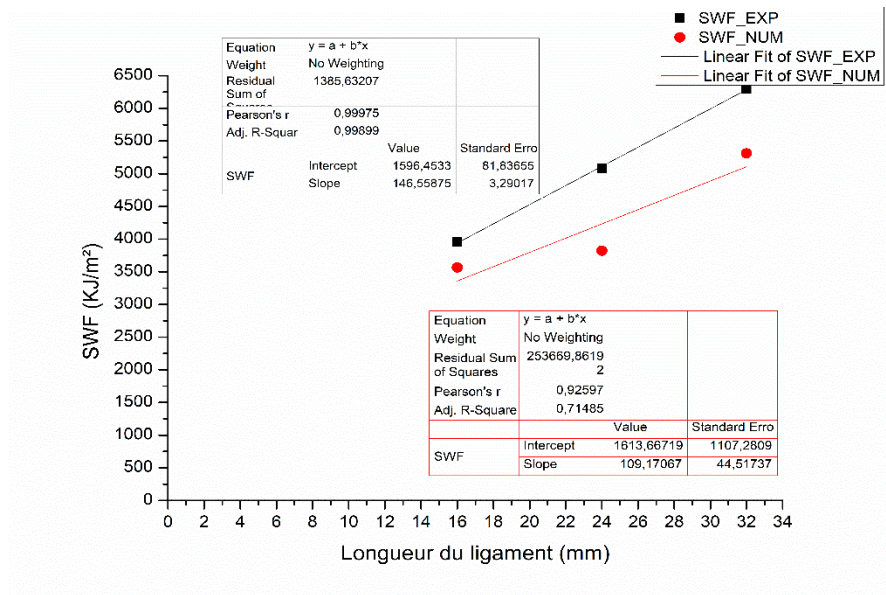


Figure III-21 : La comparaison du travail spécifique de rupture (SWF) expérimentale et numérique des éprouvettes fissurées pour  $e=3\text{mm}$ .

D’après La figure (III-21) qui représente la superposition du travail spécifique de rupture en fonction de la longueur du ligament pour une épaisseur de 3mm obtenu expérimentalement et numériquement, on peut extraire les résultats suivants :

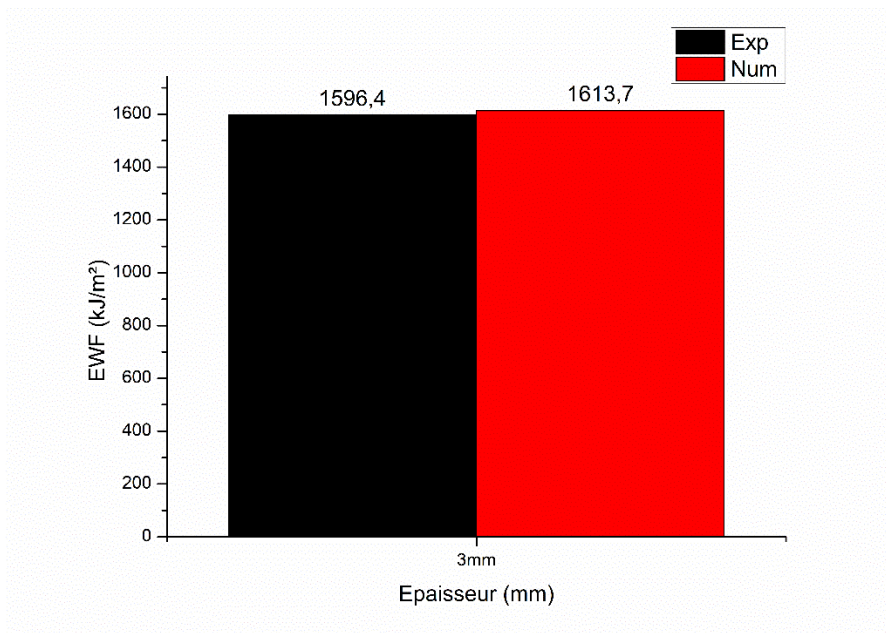


Figure III-22 : Comparaison du travail essentiel de rupture expérimental et numérique pour une épaisseur de 3mm.

Le travail spécifique essentiel de rupture obtenu expérimentalement atteint une valeur de 1596.4kJ/m², tandis que celui obtenu numériquement est égale à 1613.7kJ/m².

On peut dire que le travail spécifique essentiel de rupture issue de la simulation numérique et celui obtenu expérimentalement sont proches avec un pourcentage d'erreur de 1.072%.

Ci-dessous, on représente un exemple de la déformation à la rupture de l'éprouvette fissurée d'épaisseur de 3mm.

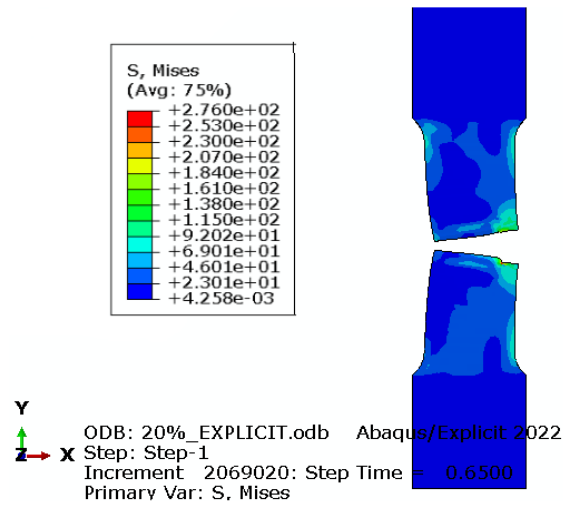


Figure III-23 : Exemple de la déformation à la rupture de l'éprouvette fissurée pour  $e=3\text{mm}$ .

### III.2.3 Les éprouvettes fissurées d'épaisseur 1.5mm :

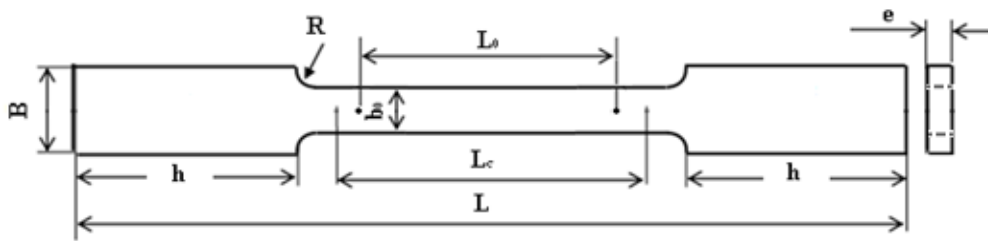


Figure III-24 : La géométrie des éprouvettes fissurées.

Les dimensions des éprouvettes utilisées sont les suivantes selon la norme (ASTM 370) :

Tableau III-6 : Les dimensions des éprouvettes fissurées ( $e=1.5\text{mm}$ ) (ASTM 370).

e (mm)	$b_0$ (mm)	B (mm)	R (mm)	h (mm)	L (mm)	$L_0$ (mm)	$L_c$ (mm)
1.5	50	50	13	50	200	50	60

#### a. Résultats expérimentaux :

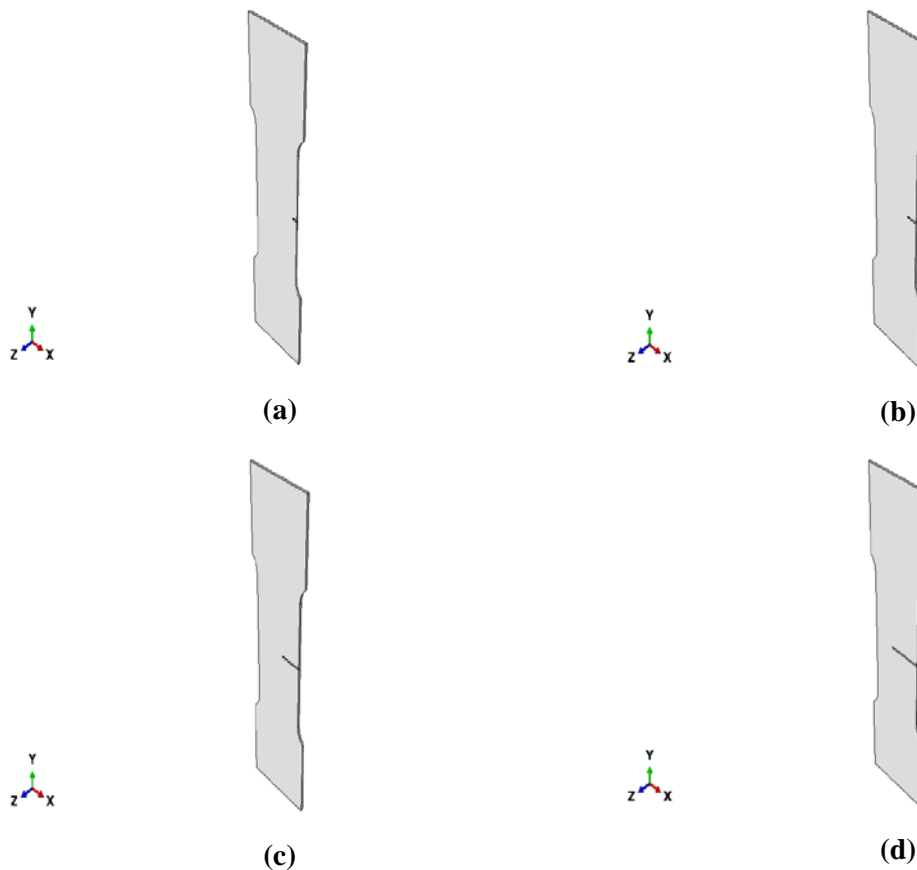


Figure III-25 : La géométrie des éprouvettes d'une épaisseur de 1.5mm fissurées de : 10%(a), 20%(b), 40%(c), et 60%(d).

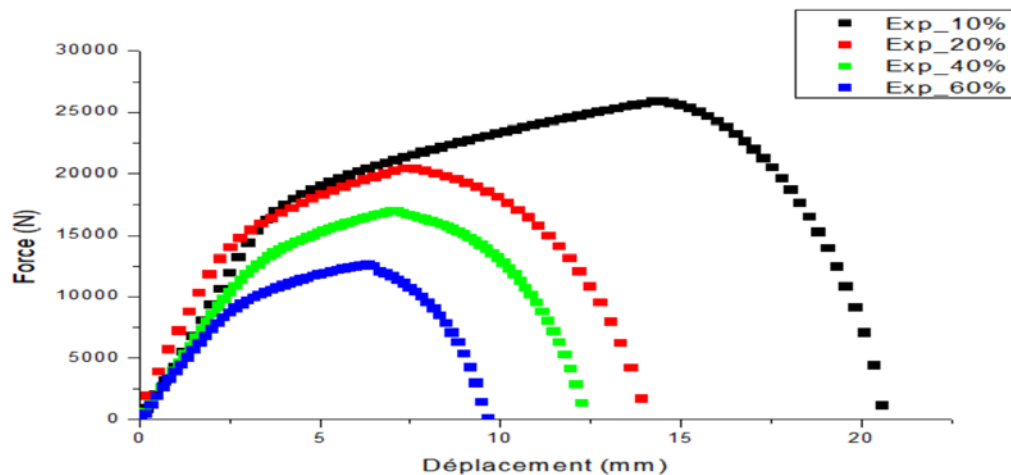


Figure III-26 : La superposition des courbes de force-déplacement obtenues expérimentalement des éprouvettes dont l'épaisseur est de 1.5mm fissurées de 10%, 20%, 40% et 60%.

La figure ci-dessus décrit les courbes des forces déplacement pour les éprouvettes fissurées à différents pourcentages de la largeur de l'éprouvette de (10%,20% ,40% et 60%) d'une épaisseur de 1.5mm obtenues expérimentalement. Chaque pourcentage de fissure correspond à une longueur spécifique du ligament : 10% correspond à 36mm, 20% correspond à 32mm, 40% correspond à 24mm et 60% correspond à 16mm. Ces courbes ont été sélectionnées après une étude statistique visant à identifier celles qui sont les plus fiables pour chaque niveau de fissuration. L'étude statistique s'est basée sur les données expérimentales d'une étude antérieure, où plusieurs essais ont été réalisés pour chaque pourcentage de fissure. Après analyse des données, les courbes correspondantes à chaque pourcentage de fissure ont été tracées en tenant compte de l'erreur moyenne par rapport à la courbe moyenne. La courbe présentant l'erreur la plus faible a été choisie comme étant la plus représentative pour chaque pourcentage de fissure.

D'après la figure (III-26), on peut extraire les valeurs des forces maximales correspondantes à chaque longueur du ligament, lesquelles sont résumées dans l'histogramme suivant :

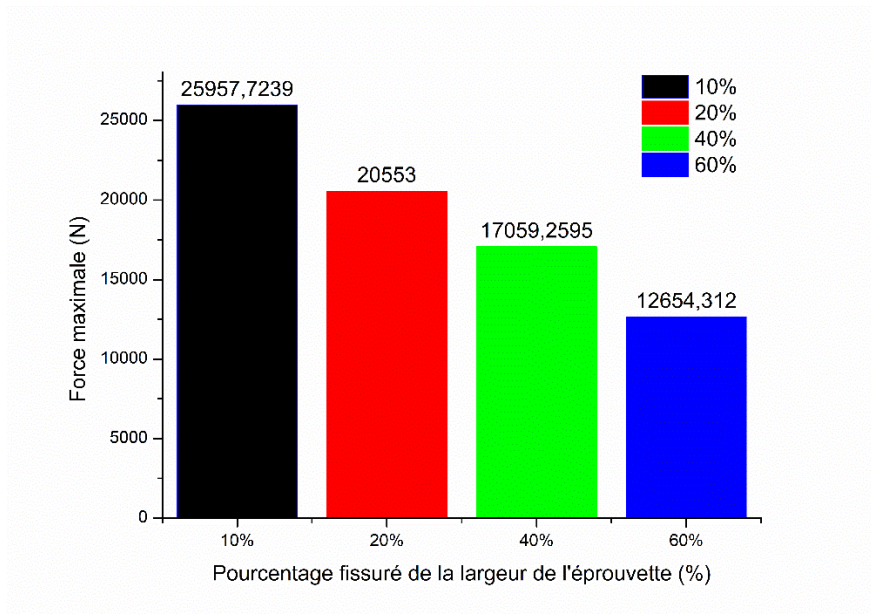


Figure III-27 : Les valeurs des forces maximales obtenues expérimentalement correspondantes à chaque pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette pour une épaisseur de 1.5mm.

Selon la figure mentionnée ci-dessus, on constate que la force maximale augmente avec l'augmentation de la longueur du ligament ; plus la longueur de l'entaille est petite, plus la charge maximale augmente.

De même, l'allongement augmente avec l'augmentation de la longueur du ligament.

Si on compare les valeurs de charge maximale obtenues expérimentalement pour une épaisseur de 1.5mm et celles obtenues pour une épaisseur de 3mm, on constate que ces dernières sont plus importantes (presque 2 fois plus de celles de l'épaisseur de 1.5mm).

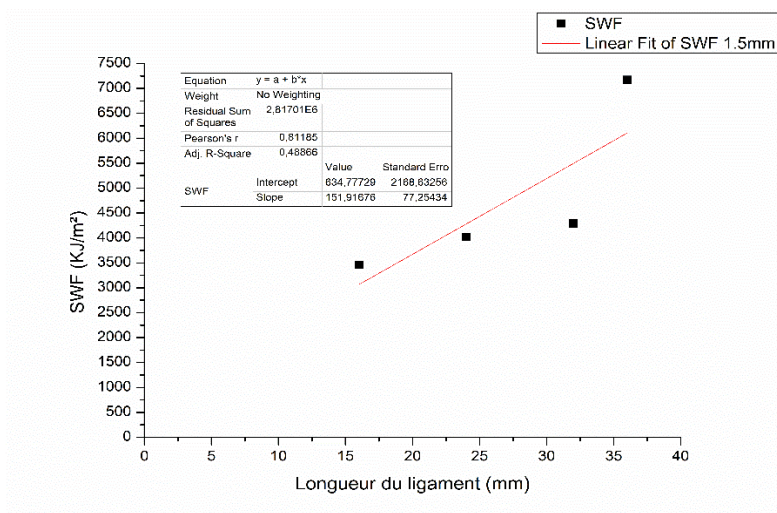


Figure III-28 : Le travail spécifique de rupture expérimental de l'éprouvette fissuré d'épaisseur  $e=1.5mm$ .

La figure (III-28) décrit le travail spécifique de rupture en fonction de longueur du ligament pour les éprouvettes fissurées à différents pourcentages de la largeur de l'éprouvette de (10%,20%, 40% et 60%) d'une épaisseur de 1.5mm obtenu expérimentalement. Le travail spécifique essentiel de rupture atteint une valeur de 634,78kJ/m<sup>2</sup>, comme montré dans la figure précédente.

**a. Les résultats numériques :**

**Remarques :**

- Pour les conditions aux limites, on a appliqué les mêmes que celles des éprouvettes de caractérisation.
- Le maillage est le même que celui des éprouvettes fissurées d'épaisseur de 3mm.

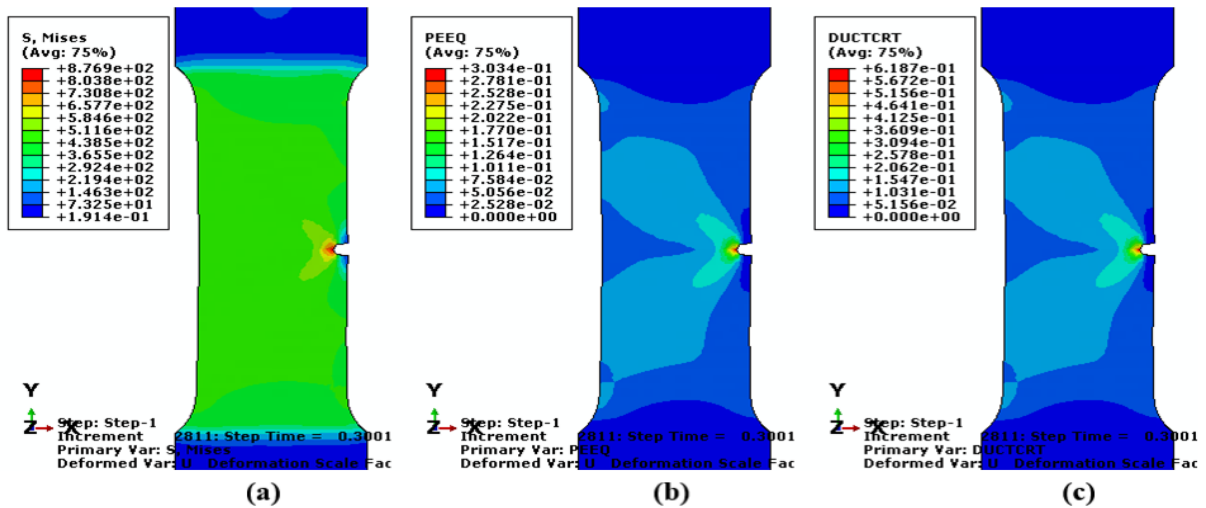


Figure III-29 : Distribution de la contrainte von Mises (a), la déformation plastique (b) et l'endommagement (c) sur l'éprouvette fissuré de 10% de sa largeur pour  $e=1.5mm$ .

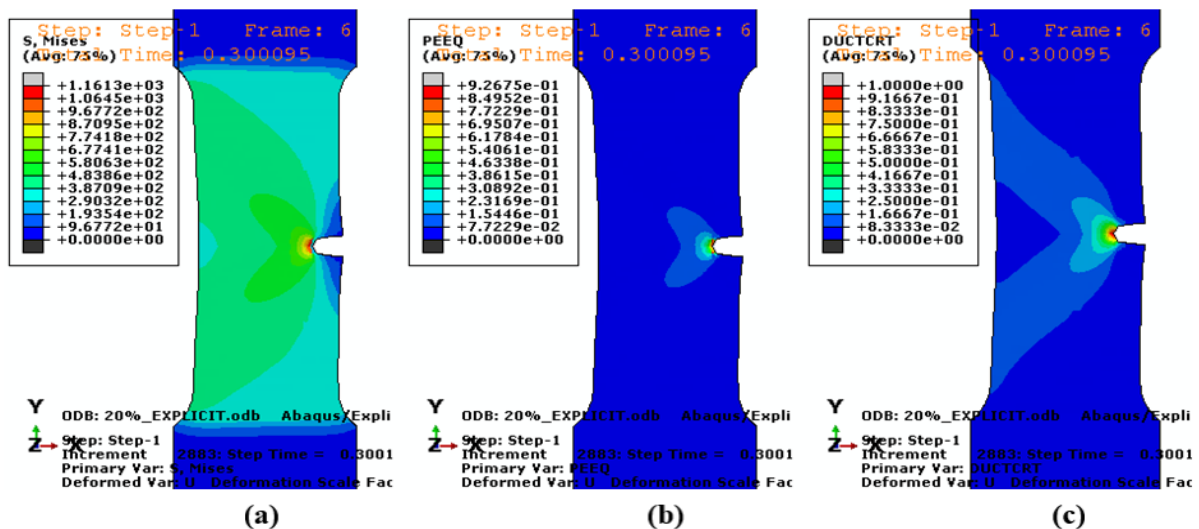


Figure III-30 : Distribution de la contrainte von Mises (a), la déformation plastique (b) et l'endommagement (c) sur l'éprouvette fissuré de 20% de sa largeur pour  $e=1.5mm$ .

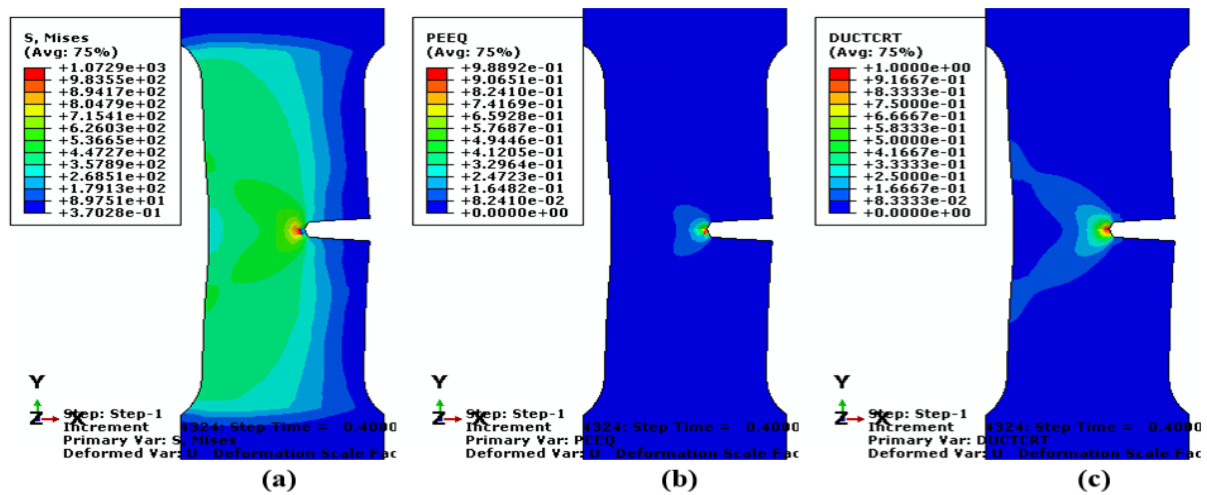


Figure III-31 : Distribution de la contrainte von Mises (a), la déformation plastique (b) et l'endommagement (c) sur l'éprouvette fissurée de 40% de sa largeur pour  $e=1.5\text{mm}$ .

La contrainte von Mises, la déformation plastique et l'endommagement sont plus marqués dans les environs de la fissure.

### III.2.3.1 Calcul par intégrale J de Rice :

- Les courbe force-déplacement :

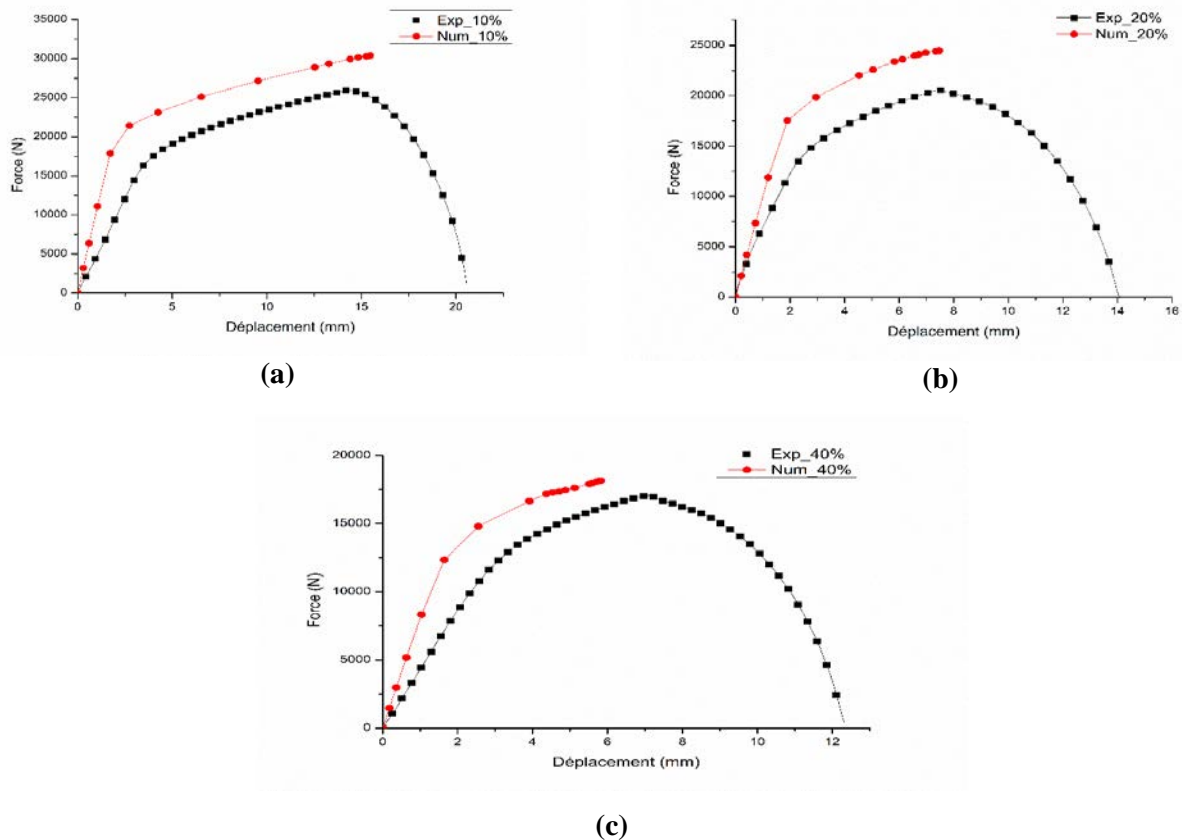
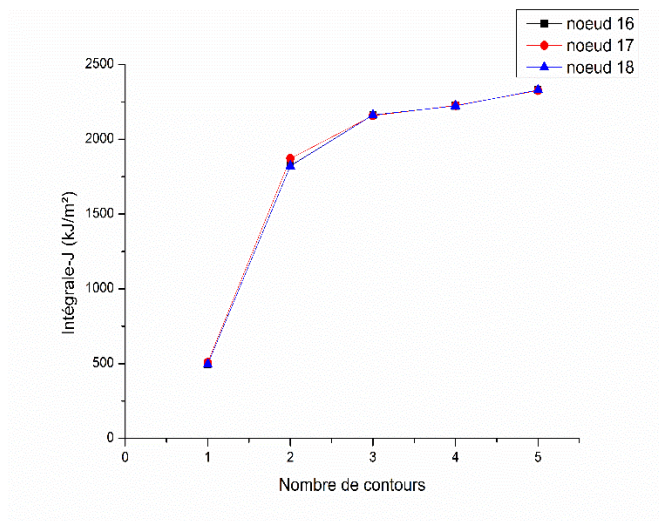
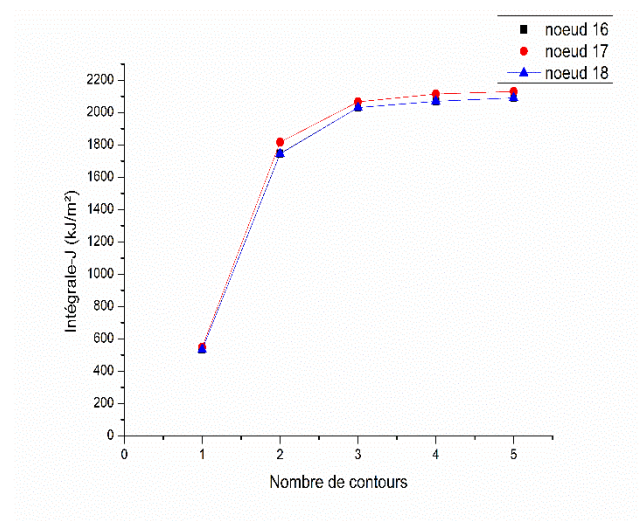


Figure III-32 : La comparaison des courbe force-déplacement expérimentales et numériques pour les éprouvettes d'épaisseur de 1.5mm fissurées de : 10%(a), 20%(b), 40%(c). (En quasi statique).

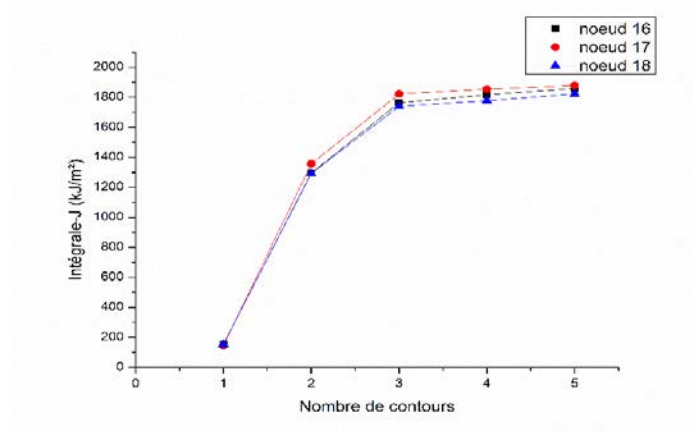
• L'intégrale\_J :



(a)



(b)



(c)

Figure III-33 : L'intégrale\_J pour les éprouvettes d'épaisseur de 1.5mm fissurées de : 10%(a), 20%(b), 40%(c).

### III.2.3.2 Calcul par le travail essentiel de rupture :

- Les courbes force-déplacement :

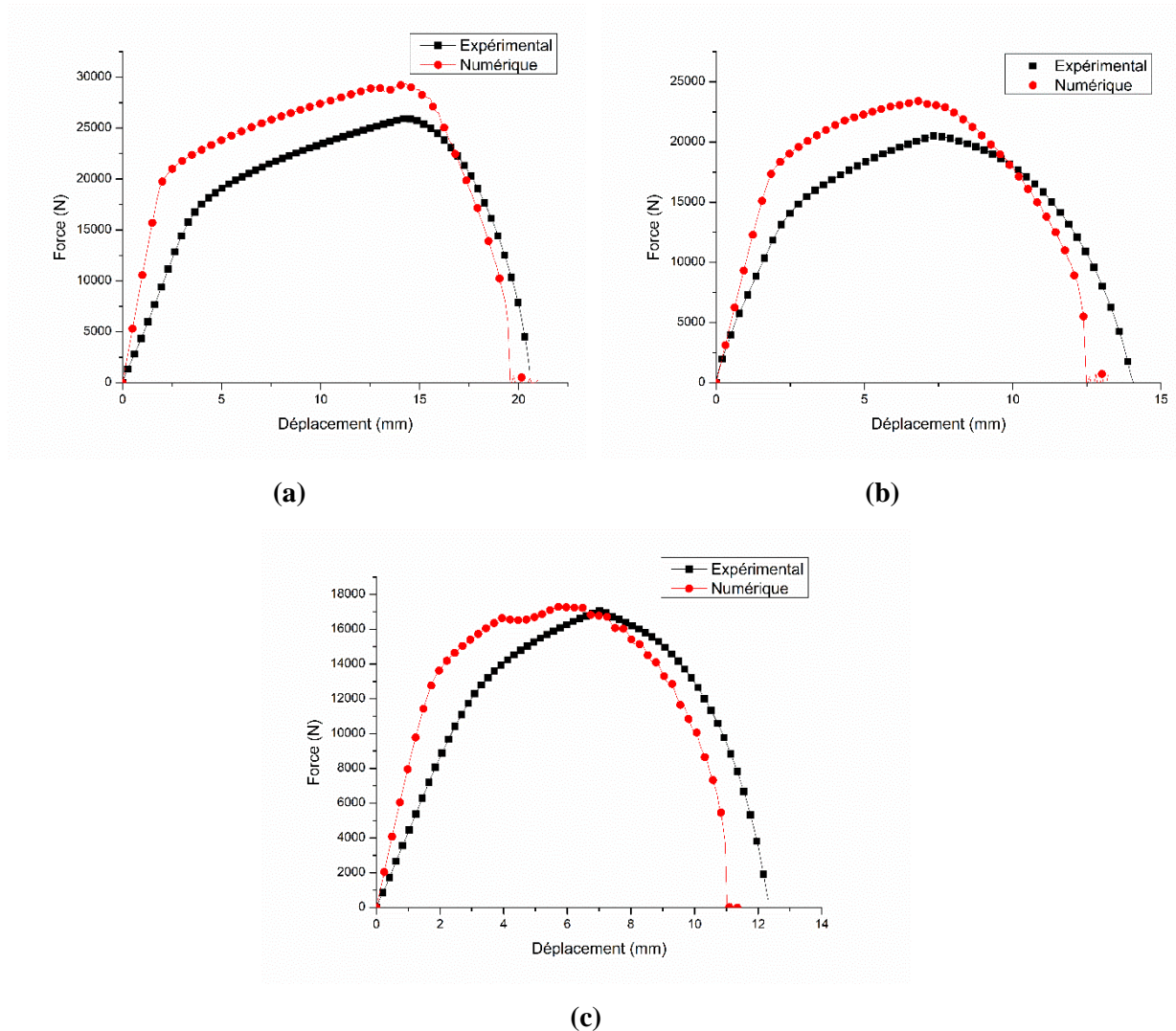


Figure III-34 : La comparaison des courbes de force-déplacement expérimentales et numériques pour les éprouvettes d'épaisseur de 1.5mm fissurée de : 10%(a), 20%(b), 40%(c). (En Dynamique)

La figure (III-34) décrit la comparaison des courbes des forces en fonction du déplacement pour les éprouvettes fissurées à différents pourcentages de leur largeur de (10%,20% et 40%) d'une épaisseur de 1.5mm obtenues expérimentalement et celles obtenues numériquement. Chaque pourcentage de fissure correspond à une longueur spécifique du ligament : 10% correspond à 36mm, 20% correspond à 32mm, et 40% correspond à 24mm.

La confrontation des valeurs des forces maximales expérimentales et celles de numériques pour chaque longueur du ligament sont représentées comme suit :

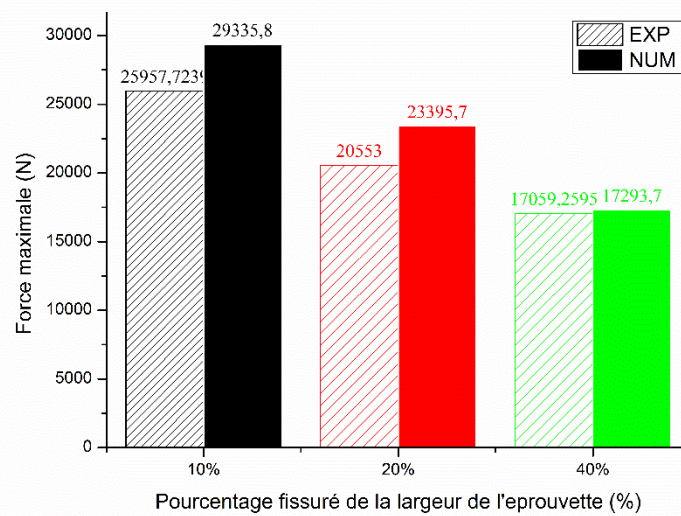


Figure III-35 : La comparaison des valeurs des forces maximales expérimentales et numériques correspondantes à chaque pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette pour une épaisseur de 1.5mm.

Tableau III-7 : Pourcentage d'erreur des valeurs forces maximales expérimentales et numériques, correspondants à chaque longueur du ligament pour une épaisseur de 1.5mm.

Le pourcentage fissuré de la largeur de l'éprouvette	10% (l=36mm)	20% (l=32mm)	40% (l=24mm)
Pourcentage d'erreur par rapport à la force Max (%)	11,51	12,15	1,35

On peut noter que l'étude comparative entre les résultats expérimentaux et numériques indique une bonne concordance.

• Le travail essentiel de rupture :

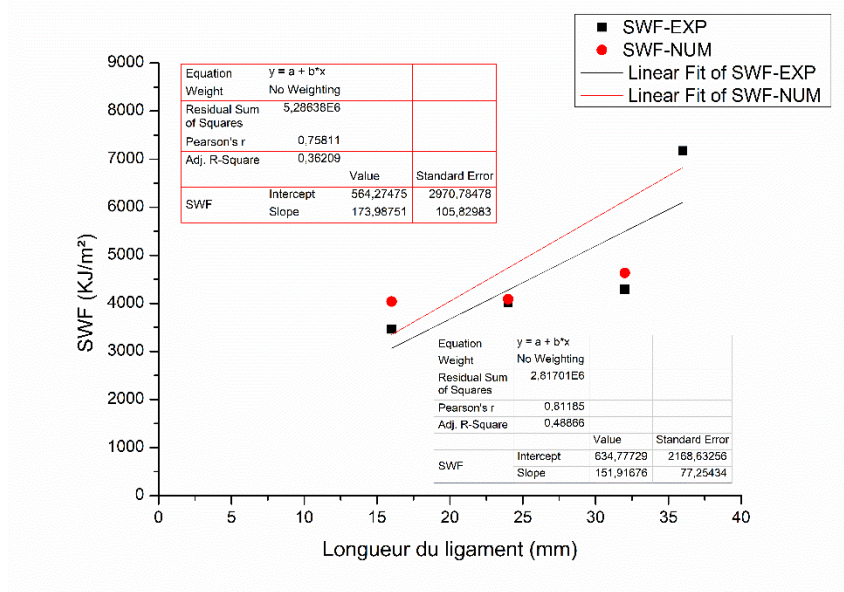


Figure III-36 : La comparaison du travail spécifique de rupture expérimentale et numérique les éprouvettes fissurées d'épaisseur de 1.5mm.

D'après La figure (III-36) qui représente la superposition du travail spécifique de rupture en fonction de la longueur du ligament pour une épaisseur de 1.5mm obtenu expérimentalement et celui obtenu numériquement, les résultats peuvent être structurés de manière suivante :

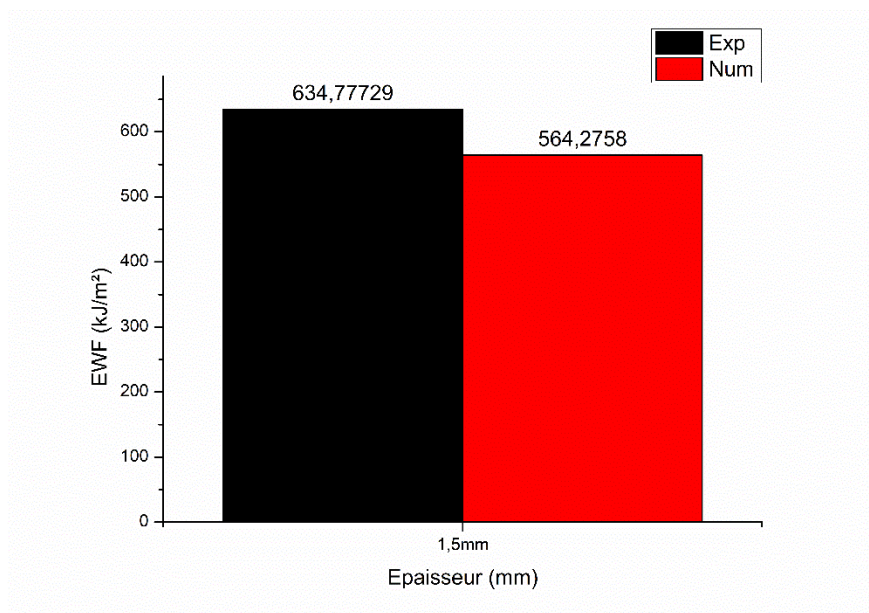


Figure III-37 : Comparaison du travail essentiel de rupture obtenu expérimentalement et celui obtenu numériquement pour une épaisseur de 1.5mm.

Expérimentalement, le travail spécifique essentiel de rupture atteint une valeur de 634,78kJ/m<sup>2</sup>, tandis que numériquement, il atteint une valeur de 564,27kJ/m<sup>2</sup>.

Le travail spécifique essentiel de rupture résultant de la simulation numérique et celui obtenu expérimentalement sont similaires, avec une marge d'erreur de 11.11%.

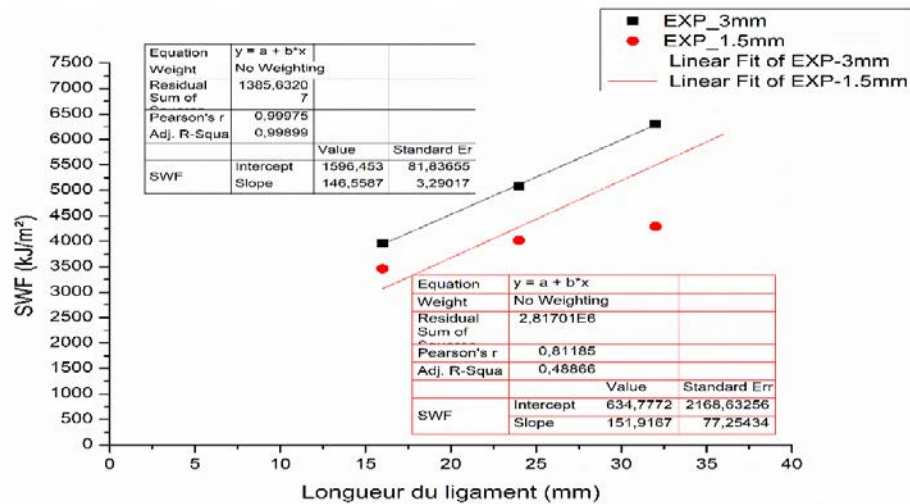


Figure III-38 : La superposition du travail spécifique de rupture expérimental des éprouvettes de différentes épaisseurs 1.5mm et 3mm.

D'après La figure (III-38) qui représente la superposition du travail spécifique de rupture obtenu expérimentalement des éprouvettes de différentes épaisseurs 1.5mm et 3mm. On peut organiser les résultats comme suit :

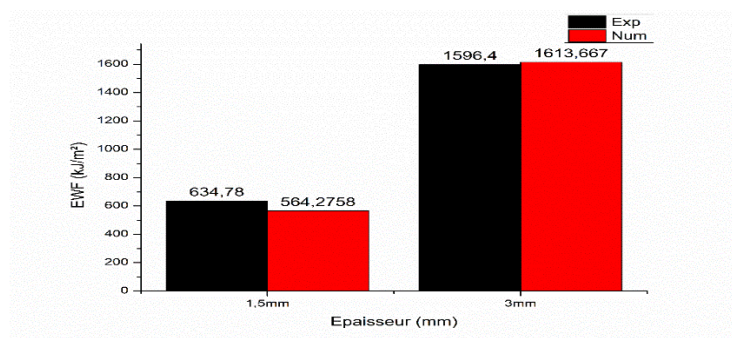


Figure III-39 : La comparaison du travail essentiel expérimentale et numérique pour les éprouvettes fissurés de différentes épaisseurs 1.5mm et 3mm.

On constate que le travail essentiel de rupture augmente avec l'augmentation de l'épaisseur, car cette grandeur est en fonction de l'allongement de l'échantillon, ainsi le travail essentiel de rupture est proportionnel à l'allongement lors des essais.

### III.3 Conclusion :

En conclusion, ce chapitre met en évidence l'efficacité de l'approche numérique (utilisant le logiciel ABAQUS) pour une modélisation à la rupture du comportement d'un acier inoxydable austénitique 304L. L'étude comparative entre les résultats expérimentaux et numériques a démontré une bonne concordance, validant ainsi le modèle de dégradation ductile adopté.

L'impact significatif de la géométrie de défaut, notamment la longueur de l'entaille, sur les propriétés mécaniques du matériau a été clairement observée. Il est évident que l'augmentation de la longueur du ligament entraîne une augmentation proportionnelle de la charge maximale supportée et de l'allongement, soulignant l'importance de ce paramètre dans la résistance à la rupture du matériau.

L'analyse du travail essentiel de rupture a permis de quantifier la ténacité du matériau, révélant une augmentation proportionnelle avec l'épaisseur de l'éprouvette. Cette observation est essentielle pour comprendre comment les propriétés mécaniques peuvent être ajustées en fonction des variations géométriques des échantillons.

## **Conclusion générale**

Le travail effectué dans cette étude est principalement basé sur la modélisation numérique du comportement d'un acier inoxydable austénitique du type 304L, en mettant l'accent sur l'analyse de l'impact de la géométrie du défaut sur les propriétés mécaniques du matériau. Les résultats obtenus ont démontré la robustesse du modèle de dégradation ductile utilisé, avec une concordance notable entre les données expérimentales et les simulations numériques.

L'étude a révélé que l'augmentation de la longueur du ligament entraîne une augmentation significative de la charge maximale supportée et de l'allongement, soulignant l'influence de ce paramètre sur la résistance à la rupture du matériau. Notamment, les essais ont montré que pour une éprouvette de 3mm d'épaisseur, la charge maximale était près de deux fois supérieure à celle pour une épaisseur de 1.5mm, ce qui met en évidence l'importance de considérer la géométrie dans la conception et l'analyse des structures.

De plus, le concept du travail essentiel de rupture a permis d'évaluer la ténacité du matériau. Il est clair que ce critère augmente proportionnellement à l'allongement de l'échantillon lors des essais, ce qui confirme une résistance accrue avec l'épaisseur accrue de l'éprouvette.

En conclusion, cette recherche enrichit notre compréhension des matériaux avancés et des méthodes de modélisation numérique en mécanique des matériaux.

Pour une étude approfondie et perspective de notre travail, on suggère d'utiliser des lois de comportement qui permettent de tenir compte de déformation austénite et martensite, afin d'avoir une meilleure compréhension des zones de formations de la martensite et les zones de rupture.

## Références bibliographiques :

- [1] M. Souetre, « Simulation numérique de la fonderie d'aciers: détermination et optimisation des paramètres de calage pour les aciers faiblement alliés coulés en moule sable à vert. », PhD Thesis, HESAM Université, 2023.
- [2] L. BAGHDADI, « Soudage à l'état solide de deux aciers non semblables », Université Mohamed Khider Biskra, 2023.
- [3] W. D. Callister *et al.*, *Materials science and engineering: an introduction*, vol. 7. John wiley & sons New York, 2007.
- [4] M. Breda, M. Pellizzari, et M. Frigo, «  $\sigma$ -Phase in Lean Duplex Stainless Steel Sheets », *Acta Metall. Sin. Engl. Lett.*, vol. 28, n° 3, p. 331-337, mars 2015.
- [5] A. Zahri, « Caractérisation du transfert de matières des aciers dans un système tribologique », PhD Thesis, 2024.
- [6] D. Gentet, « Compréhension et modélisation du comportement mécanique cyclique anisotherme de l'acier austénitique AISI 316L (N) », PhD Thesis, La Rochelle, 2009.
- [7] F. Slamani, « Amélioration de la stabilité mécanique de l'austénite dans un acier inoxydable 13Cr-4Ni lors de déformations monotones et oligo-cycliques », PhD Thesis, École de technologie supérieure, 2024.
- [8] M. OUCHEN, « Effet du PH du milieu sur la corrosion de l'acier inoxydable 304 L », PhD Thesis, Université de Batna 2, 2013.
- [9] A. El Bartali, « Apport des mesures de champs cinématiques à l'étude des micromécanismes d'endommagement en fatigue plastique d'un acier inoxydable duplex », PhD Thesis, Ecole Centrale de Lille, 2007.
- [10] P.-J. Cunat, « Aciers inoxydables. Critères de choix et structure », *Tech. Ing. Matér. Métalliques*, n° M4540, p. M4540-1, 2000.
- [11] A. Belattar, « Analyses multi-échelles du comportement et la durée de vie d'aciers inoxydables 304L sous sollicitations cycliques avec pré-écrouissage », PhD Thesis, INSA de Rouen, 2013.

- [12] P. Huguenin, « Amorçage des fissures de corrosion sous contrainte dans les aciers inoxydables austénitiques pré-déformés et exposés au milieu primaire des réacteurs à eau sous pression », PhD Thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2012.
- [13] M. Jambor, T. Vojtek, P. Pokorný, et M. Šmíd, « Effect of solution annealing on fatigue crack propagation in the AISI 304L TRIP steel », *Materials*, vol. 14, n° 6, p. 1331, 2021.
- [14] H. Mirzadeh, « Superplasticity of fine-grained austenitic stainless steels: A review », *J. Ultrafine Grained Nanostructured Mater.*, vol. 56, n° 1, p. 27-41, 2023.
- [15] O. BEZZIOU, « Etude de la soudabilité par fusion d'un acier inoxydable à un acier au carbone », PhD Thesis, Université Mohamed Khider Biskra, 2023.
- [16] E. Polatidis *et al.*, « Suppressed martensitic transformation under biaxial loading in low stacking fault energy metastable austenitic steels », *Scr. Mater.*, vol. 147, p. 27-32, 2018.
- [17] M. Naoun, « Influence du peroxyde d'hydrogène sur la susceptibilité à la corrosion des aciers inoxydables en milieu salin », PhD Thesis, Université de Batna 2, 2014.
- [18] M. F. McGuire, *Stainless steels for design engineers*. Asm International, 2008.
- [19] J. Alsarraf, « Hydrogen embrittlement susceptibility of super duplex stainless steels », 2010.
- [20] B. Belkessa, « Contribution à l'étude de la cohésion du joint de soudure hétérogène entre un acier duplex et un acier HSLA », PhD Thesis, Faculté de Génie Mécanique et Génie des Procédés, 2017.
- [21] V. Maillot, « Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2 CrNi18-09 (AISI 304 L) », PhD Thesis, Lille 1, 2003.
- [22] W. Pacquentin, « Contribution à l'étude des propriétés physico-chimiques des surfaces modifiées par traitement laser: application à l'amélioration de la résistance à la corrosion localisée des aciers inoxydables », PhD Thesis, Université de Bourgogne, 2011.
- [23] B. LAFIFI, « Cours de mécanique des solides déformables », Université de Guelma 2023.

- [24] F. Bouras, « Plasticite Et Endommagement », cours, Université de Guelma, Avril2021.
- [25] F. Z. BABA HAMED, « Théorie de la plasticité », cours, Université de sciences et de la technologie, Oran, 2022.
- [26] Y. Neghmouche et S. R. Messiou, « Réponse dynamique des systèmes sol-pieux-dalle et sol-inclusions-matelas (Interaction cinématique et inertielle) », 2024.
- [27] Y. Zhang, « Comportement mécanique du matériau granulaire en tenant compte de la rupture des particules », Université de Lorraine, 2018.
- [28] B. Ahmed, « Cours de Mécanique des Solides Déformables », Université de sciences et de la technologie, Oran, 2021.
- [29] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal, et R. Desmorat, *Mécanique des matériaux solides-3e éd.* Dunod, 2020.
- [30] T. Heuzé, « Plasticité des structures », 2015.
- [31] S. Patinet, « Modélisation numérique de la plasticité des matériaux amorphes », Université Paris Sciences & Lettres, 2022.
- [32] N. DEMMOUCHE, « Etude des effets de l'endommagement d'adhésif et de la plasticité sur la réparation des structures fissurées. », 2020.
- [33] J. Bastien, « Introduction à la résistance des matériaux », 2004.
- [34] B. Ahmed, « Cours de Calcul à la Rupture et Analyse Limite », Université de sciences et de la technologie, Oran, 2024.
- [35] M. Guenfoud, *Introduction à la Mécanique des Milieux Continus Application à la Mécanique des Solides.* 2006.
- [36] D. François, A. Pineau, et A. Zaoui, « Elasticité et plasticité », 1992,
- [37] S. Bradai, « Etude de l'effet de l'équiaxiabilité sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique », ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique-Poitiers, 2014.
- [38] J. Garrigues, *Fondements de la mécanique des milieux continus.* BHERMES Science Publications, 2007.

- [39] M. Zouaoui, « Etude numérique et caractérisations expérimentales d'un matériau architecturé issu de la fabrication additive », Université de Technologie de Troyes, 2021.
- [40] D. François, A. Pineau, et A. Zaoui, « Viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact », 1993.
- [41] J. Lamon, *Mécanique de la rupture fragile et de l'endommagement: approches statistiques et probabilistes*. Hermes Science, 2007.
- [42] C. Thouénon, A. Dubois, J. Besson, et F. Willot, « Analyse statistique de l'endommagement sous choc dans des matériaux ductiles ».
- [43] D. Alexis, « Mécanismes d' endommagement par corrosion et vieillissement microstructural d' éléments de structure d' avion en alliage d' aluminium 2024-T351 », Institut National Polytechnique de Toulouse, 2024.
- [44] S. Collomb, « Étude de l'endommagement en fluage d'assemblages soudés en acier martensitique à 9% Cr-Grade 91 », Université de Lorraine, 2020.
- [45] C. Cadet, J. Besson, S. Flouriot, S. Forest, P. Kerfriden, et V. de Rancourt, « Étude de la rupture ductile par homogénéisation numérique de matériaux avec une répartition aléatoire de défauts », in *Colloque National Mecamat. Contraintes résiduelles: de nouveaux outils pour de nouveaux défis*, 2020.
- [46] C. Lemaignan, *La rupture des matériaux*. EDP sciences, 2003.
- [47] J.-B. Leblond et P. Germain, *Mécanique de la rupture fragile et ductile*. Hermès science publications, 2003.
- [48] J. BESSON, « Méthodes numériques pour la rupture ductile », *Modélisation Numér. En Mécanique Fortement Non Linéaire Contact Rupture*, p. 149, 2023.
- [49] R. Naman, *Mécanique de la rupture par fissuration*. Lavoisier, 2012.
- [50] S. A. Xergia, C. Tsarbou, N. I. Liveris, M. Hadjithoma, et I. P. Tzanetakou, « Risk factors for Achilles tendon rupture: an updated systematic review », *Phys. Sportsmed.*, vol. 51, n° 6, p. 506- 516, 2023.
- [51] E. Markiewicz, E. Weyenbergh, Y. Ravalard, et B. Langrand, « MATERIAUX METALLIQUES ET LOIS DE COMPORTEMENT DYNAMIQUES ».

- [52] J.-C. Charmet, « Mécanique du solide et des matériaux Elasticité-Plasticité-Rupture », *ESPCI-Lab. D'Hydrodynamique Mécanique Phys.*, p. 113-144, 2005.
- [53] R. Labbens, « Introduction à la mécanique de la rupture », 1980.
- [54] K. ZIDANE et S. BENSEGHIER, « Simulation numérique d'une éprouvette CT présentant une fissure émanant d'une entaille, en comportement en rupture, par la méthode des éléments finis étendus (XFEM) », Université Ibn Khaldoun-Tiaret-, 2021.
- [55] B. Barthélémy, « Notions pratiques de mécanique de la rupture », 1980.
- [56] P. Suquet, *Rupture et plasticité: majeure de mécanique, option matériaux et structures: promotion 2003, Année 3, Majeure 1, MEC551*. École polytechnique, Département de mécanique, 2005.
- [57] S. Brek, « Comportement Mécanique des Matériaux Métalliques (cours et exercices) », Université Abbes Laghrour, Khenchla, 2021.
- [58] D. François, *Endommagement et rupture de matériaux*. EDP sciences, 2012.
- [59] C. Stolz, M. Le Cren, et A. Martin, « Intégrale J et champs asymptotiques le long d'une fissure plane », in *CSMA 2019, 14ème Colloque National en Calcul des Structures*, 2019.
- [60] R. Lacroix, « Caractérisation de la rupture interfaciale de points soudés d'aciers à très haute résistance », Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2011.
- [61] V. Le Corre, « Etude de la compétition déchirure ductile/rupture fragile: Application à la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés. », Ecole Centrale de Lille, 2006.
- [62] T. Barany, T. Czigany, et J. Karger-Kocsis, « Essential work of fracture concept in polymers », *Period. Polytech. Mech. Eng.*, vol. 47, n° 2, p. 91-102, 2003.