



EN VUE DE L'OBTENTION DU DIPLÔME DE MASTER  
EN GENIE MECANIQUE  
OPTION : CONSTRUCTION MÉCANIQUE

*Etude de la Rupture et de la Formabilité  
des Tôles en Acier A60.  
Propriétés et Microstructure*

Présenté Par

**SAHLI Rabah**

Soutenu publiquement le 11 /10 / 2012 devant le Jury composé de :

ELMANSBA Madjid	Maitre de Conférences B	UMMTO	Président
OULD OUALI Mohand	Maitre de Conférences A	UMMTO	Encadreur
MEHDI Brahim	Attaché de Recherche	CSC Chéraga	Co-Encadreur
FERHOUM Rabah	Maitre de Conférences B	UMMTO	Examineur
HACHOUR Kamel	Maitre Assistant A	UMMTO	Examineur

**Promotion 2012**

# *Remerciements*

Je tiens tout d'abord à remercier Dieu le tout puissant, qui ma donné la force et la patience d'accomplir ce modeste travail.

En second lieu, je tiens à remercier mon encadreur monsieur OULD OUALI Mouhand, ses précieux conseils et son aide durant toute la période du travail.

Je remercie profondément monsieur MEHDI Brahim, pour ses conseils et sa disponibilité tout au long de ce travail.

Je remercie également monsieur MOKHTARI Ahcen pour son soutien, et ces conseils et sa disponibilité tout au long de ce travail.

Mes vifs remerciements vont également aux membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à notre recherche en acceptant d'examiner ce travail et de l'enrichir par leurs propositions.

Enfin, je tiens également à remercier toutes les personnes qui ont participé de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

## *Dédicace*

Ce travail, et bien au-delà, je le dois à mes très chers parents qui m'ont fourni au quotidien un soutien et une confiance sans faille et de ce fait, je ne saurais exprimer ma gratitude seulement par des mots. Que dieu vous protège et vous garde pour nous.

A ma précieuse sœur Djahida, les mots ne peuvent résumer ma reconnaissance et mon amour à ton égard.

A mes chères frères Menad et Nacer-eddine que j'aime tant.

A mes adorables amis, Nasro, Nardjes, Hocine, Khalef, Djamel, Omar et Hakim pour leur fidélité.

A la femme de ma vie Houria.

A tous mes amis avec lesquels j'ai partagé mes moments de joie et de bonheur.

Que toute personne m'ayant aidé de près ou de loin, trouve ici l'expression de ma reconnaissance.

# Sommaire

Remerciements.....	i
Dédicace.....	ii
Sommaire.....	iii
Liste des figures.....	vi
Liste des tableaux.....	viii
Nomenclature.....	ix

<b>Introduction générale.....</b>	<b>1</b>
-----------------------------------	----------

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

I.1. Les aciers.....	3
I.1.2. Définition de l'acier.....	3
I.1.3. Constituants des aciers.....	4
I.1.4. Diagramme d'équilibre.....	5
I.1.4.1. Diagramme des alliages fer-carbone.....	5
I.1.4.2. Condition de validité du diagramme d'équilibre.....	7
I.2. Les tôles.....	8
I.2.1. Laminage.....	8
I.2.1.1. Principe de laminage.....	8
I.2.1.2. Laminage à chaud.....	8
I.2.1.3. Laminage à froid.....	9
I.2.1.4. Les produits de laminage.....	10
I.2.1.5. Les paramètres du laminage.....	11
I.3. anisotropie.....	11
I.4. La Rupture.....	12
I.4.1. La rupture ductile.....	13
I.4.2. La rupture fragile.....	14
I.4.3. Les ruptures à temps.....	14
I.5. Conclusion.....	15

## **Chapitre II : Techniques expérimentales**

II.1. Introduction.....	16
II.2. Matériau étudié.....	16
II.3. Déformation plastique à froid par laminage.....	16

II.4.Préparation métallographique.....	17
II.4.1.Enrobage .....	17
II.4.2.Polissage .....	17
II.5.Analyse des phases par diffraction des rayons X (DRX).....	18
II.6. Essai de traction.....	18
II.7. Essai de flexion.....	19
II.8. La mesure de microdureté.....	20
II.9. Microscopie Electronique à Balayage (MEB).....	21
II.10. Conclusion.....	21

### **Chapitre III : Aspect numérique**

III.1. Introduction.....	22
III.2. Fonctionnement du code Abaqus.....	22
III.2.1 Discrétisation du principe des puissances virtuelles (PPV).....	22
III.2.2 Le schéma Dynamique Explicite.....	26
III.3. Modèles de comportement.....	28
III.3.1. Modèle micromécanique de Gurson, Tvergaard et Needleman(GTN).....	28
III.3.2. Un modèle élastoplastique orthotrope couplé à l'endommagement.....	30
III.3.2.1. Comportement plastique.....	30
III.3.2.2. Le comportement anisotrope avec le potentiel de HILL.....	31
III.3.2.3. Critère d'endommagement ductile du métal.....	33
III.4. Conclusion.....	34

### **Chapitre IV : Résultats et discussions**

IV.1. Résultats expérimentaux.....	35
IV.1.1. Essais Mécanique.....	35
IV.1.1.1.Essai de traction.....	35
IV.1.1.1.1.Norme utilisé.....	35
IV.1.1.2.Essai de pliage.....	38
IV.1.1.3.Essai de la Microdureté.....	40
IV.1.2. Caractérisation.....	41
IV.1.2.1. Caractérisation de l'acier étudié par diffraction des rayons X.....	41
IV.1.2.2. Caractérisation de l'acier étudié par Microscope Electronique à Balayage.....	44
IV.2. Résultats numérique.....	46
IV.2.1. Essai de traction.....	46
IV.2.2. Essai de pliage.....	49
IV.3. Comparaison des résultats.....	53

IV.3.1. Essais de traction.....	53
IV.3.2. Essais de pliage.....	55
IV.4. Conclusion.....	56
<b>Conclusion et Perspectives .....</b>	<b>57</b>
Références bibliographique.....	58

## Listes des figures

Figure. I.1. variation de la structure cristalline du fer en fonction de la température.....	3
Figure. I.2. Diagramme d'équilibre fer-carbone.....	5
Figure. I.3. Principe de laminage.....	7
Figure. I.4. Laminage à chaud.....	8
Figure. I.5. Laminage à froid.....	9
Figure. I.6. contrainte seuil sur du bois feuillu tropical "Wana-Kouali".....	11
Figure. I.7. Schéma de la déformation des cupules lors d'une rupture ductile.....	12
Figure. II.1. Schéma de l'opération de laminage.....	16
Figure. II. 2. Diffractogramme à deux cercles.....	17
Figure. II.3. Machine de Traction utilisé.....	18
Figure. II.4. dispositif de flexion.....	19
Figure. III.1. Structure en équilibre.....	23
Figure. III.2. Organigramme de résolution d'un problème mécanique en utilisant un schéma dynamique explicite.....	27
Figure. IV.1. Eprouvette de traction normalisé.....	33
Figure. IV.2. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction du laminage.....	34
Figure. IV.3. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction à 45° par rapport à la direction du laminage.....	34
Figure. IV.4. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction transversale.....	35
Figure. IV.5 Superposition des courbes de traction.....	35
Figure. IV.6. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la première Gamme.....	36
Figure. IV.7. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la deuxième gamme.....	37
Figure. IV.8. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la troisième gamme.....	37
Figure. IV.9. Superposition des courbes de pliage.....	38
Figure. IV.10. Evolution de la microdureté en fonction de taux de déformation.....	39
Figure. IV.11. Diffractogramme de l'Acier ordinaire à l'état reçu.....	40
Figure. IV.12. Diffractogramme de l'Acier ordinaire déformé plastiquement par laminage à 40 % de réduction d'épaisseur.....	40
Figure. IV.13. Diffractogramme de l'Acier ordinaire déformé plastiquement par laminage à 90 % de réduction d'épaisseur.....	41
Figure. IV.14. Faciaces de rupture pour l'échantillon dans la direction du laminage.....	43
Figure. IV.15. Faciaces de rupture pour l'échantillon à 45° par rapport à la direction du laminage.....	43
Figure. IV.16. Faciaces de rupture pour l'échantillon dans la direction transversale.....	44
Figure. IV.17. Modélisation de l'éprouvette de traction avec ABAQUS.....	44
Figure. IV.18. Simulation de l'essai de traction dans la direction du laminage.....	45
Figure. IV.19. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction du laminage.....	45
Figure. IV.20. Simulation de l'essai de traction à 45° par rapport à la direction du	

laminage.....	46
Figure. IV.21. courbe contrainte déformation d'un essai de traction à 45° par rapport à la direction du laminage.....	46
Figure. IV.22. Simulation de l'essai de traction dans la direction transversale.....	47
Figure. IV.23. courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction transversale.....	47
Figure. IV.24. Simulation de l'essai de pliage, 1 <sup>ère</sup> gamme: appuis distants de 80mm.....	48
Figure. IV.25. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la première gamme: appuis distants de 80mm.....	48
Figure IV.26. Simulation de l'essai de pliage, 2 <sup>ème</sup> gamme: appuis distants de 100mm...	49
Figure. IV.27. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la deuxième gamme: appuis distants de 100mm.....	49
Figure IV.28. Simulation de l'essai de pliage, 3 <sup>ème</sup> gamme: appuis distants de 120mm...	50
Figure. IV.29. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la troisième gamme: appuis distants de 120mm.....	50
Figure. IV.30. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction du laminage.....	51
Figure. IV.31. courbe contrainte déformation d'un essai de traction à 45° par rapport à la direction du laminage.....	52
Figure. IV.32. courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction transversale.....	52
Figure. IV.33. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la première gamme.....	53
Figure. IV.34. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la deuxième gamme.....	53
Figure. IV.35. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la troisième gamme.....	54

## *Liste des tableaux*

Tableau. II.1. Composition chimique en %.....	15
Tableau. IV.1. Caractéristique mécanique de l'acier étudié.....	36
Tableau. IV.2. Evolution de la microdureté en fonction de taux de déformation.....	39
Tableau IV.3. Échantillon à l'état reçu.....	41
Tableau IV.4. Échantillon déformée plastiquement par laminage à 40%.....	41
Tableau IV.5. Échantillon déformée plastiquement par laminage à 90%.....	42
Tableau IV.6. Paramètres $a_{hkl}$ moyens en fonction du taux de déformation.....	42
Tableau IV.7. Représente F, G, H, L, M et N.....	51

# *Nomenclature*

$W$  : Densité élastique.

$J$  : Intégrale J.

$\Gamma$  : Frontière.

$\bar{T}$  : Vecteur contrainte en un point.

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  : Contraintes principales.

$\sigma_m$  : Contrainte moyenne.

$\sigma_e$  : Limite d'élasticité initiale en traction.

$\underline{\dot{\varepsilon}}_p$  : Tenseur de vitesse de déformation plastique.

$\underline{\dot{\varepsilon}}_e$  : Tenseur de vitesse de déformation élastique.

$\varepsilon$  : Déformation totale.

$\varepsilon^e$  : Déformation élastique.

$\varepsilon^p$  : Déformation plastique.

$\sigma_c(\varepsilon_p)$  : Appelée seuil de plasticité.

$\vec{n}$  : Normale à la surface.

$\sigma$  : Contrainte.

$I$  : Tenseur identité.

$\dot{\lambda}_{pl}$  : Multiplicateur plastique.

$\tilde{\sigma}$  : Contrainte effectives.

$\sigma_{eq}$  : Contrainte équivalente.

$\sigma_{ec}$  : Limite d'écoulement.

$\underline{\tilde{\sigma}}$  : Tenseur des contraintes effectives.

$R$  : Ecrouissage isotrope.

$X$  : Tenseur d'écrouissage cinématique.

$S$  : Surface de charge.

$D_c$  : Valeur critique de l'endommagement.

$D$  : Variable d'endommagement.

$S_D$  : Surface résultant des défauts.

$S$  : la surface totale à la normale  $\vec{n}$ .

$\tilde{S}$  : Surface résistance effective.

$\tilde{\sigma}_u$  : Contrainte unidimensionnelle de rupture.

$R(p)$  : Ecrouissage du matériau dense (sans porosité).

$f$  : Fraction volumiques des cavités.

$f^*$  : Fonction de porosité fictive.

$\delta$  : Accélération de la croissance de porosité.

$f_c$  : Fraction volumique critique de vides.

$f_u^*$  : Valeur ultime de  $f^* = \frac{1}{q_1}$ .

$f_F$  : Fraction volumique de vides lors de la rupture finale.

$\dot{p}$  : Déformation plastique cumulé.

$\dot{\varepsilon}_{kk}^p$  : Trace du tenseur de déformation plastique.

$\dot{\varepsilon}_{eq}^p$  : Déformation plastique équivalente.

$\phi$  : Surface d'écoulement.

$\mu$  et  $\lambda$  : Coefficients de Lamé.

$E$  : Module de Young.

$\nu$  : Coefficient de Poisson.

# *Introduction*

Les matériaux en général et les métaux en particulier constituent un rôle important pour tout développement industriel ou progrès technologique. Une grande partie de l'activité économique des pays industrialisés est rattachée aux matériaux. Les alliages métalliques occupent toujours une place importante, car les caractéristiques de ces derniers s'améliorent de jour en jour grâce aux recherches.

Les propriétés d'emploi des métaux et alliages sont déterminées en grande partie par la morphologie et le degré de dispersion des phases qui les constituent, c'est-à-dire par la microstructure. A cet égard différentes techniques d'analyses se complétant ont été utilisées notamment :

- La diffraction des rayons X.
- La microdureté.
- La microscopie électronique à balayage (MEB).

Les propriétés mécaniques des métaux et alliages sont d'un grand intérêt puisqu'elles conditionnent non seulement les problèmes de mise en forme des matériaux mais également leur comportement en service dans des applications industrielles extrêmement diversifiées. Le choix du matériau d'une pièce industrielle dépendra des propriétés mécaniques, résistance, dureté, ductilité ... Il est donc nécessaire de mesurer ces grandeurs physiques par des essais mécaniques et de réaliser des simulations numériques selon différents modèles afin de déterminer les grandeurs micromécaniques et déduire les lois du comportement des matériaux sous différentes conditions.

Dans notre travail, nous nous intéressons à l'étude du comportement mécanique des tôles d'un acier ordinaire par deux approches, une étude expérimentale et une simulation numérique. Les résultats expérimentaux de notre présente étude sont utilisés pour déterminer les paramètres des lois de comportement afin de réaliser une simulation numérique par le Logiciel ABAQUS.

Ce mémoire est donc divisé en quatre chapitres:

Après l'introduction, nous commençons par le premier chapitre qui nous donne des généralités sur les aciers.

Dans le deuxième chapitre, nous présentons le matériau étudié et les différentes techniques expérimentales utilisées dans notre travail.

Le troisième chapitre est consacré à l'aspect numérique et l'application du logiciel ABAQUS.

Le dernier chapitre regroupe les résultats obtenues et leurs interprétations, et nous terminons par une conclusion et perspectives.

## **I.1. Les aciers**

### **I.1.1. Introduction**

Le fer est le métal de base le plus important pour les alliages techniques, il est relativement abondants dans l'écorce terrestre (4.5 % en masse) sous forme d'états combinés dans de nombreuses roches. Le fer pur n'est pas employé dans l'industrie, les plus employés sont les alliages fer –carbone qui sont la fonte et l'acier.

Le fer et l'acier ont joué un rôle capital dans l'évolution des civilisations, il est difficile de dater avec précision les premiers pas de l'histoire du fer. Les premiers usages de ce métal remontent aux temps préhistorique avec des fers météoriques contenant des quantités de nickel importantes, de l'ordre de 8%.

Les aciers sont élaborés pour résister à des sollicitations mécaniques, à des agressions chimiques ou à la combinaison des deux. Pour résister à ces sollicitations et/ou agression, on lui ajoute des éléments chimiques. Ces éléments sont appelés éléments d'additions, les principaux éléments sont le manganèse (Mn), le chrome(Cr), les nickel (Ni) et le molybdène (Mo).

Les éléments chimiques présents dans l'acier sont les impuretés et des éléments d'additions

### **I.1.2. Définition de l'acier**

L'acier est un alliage métallique utilisé dans les domaines de la structure métallique et de la construction mécanique.

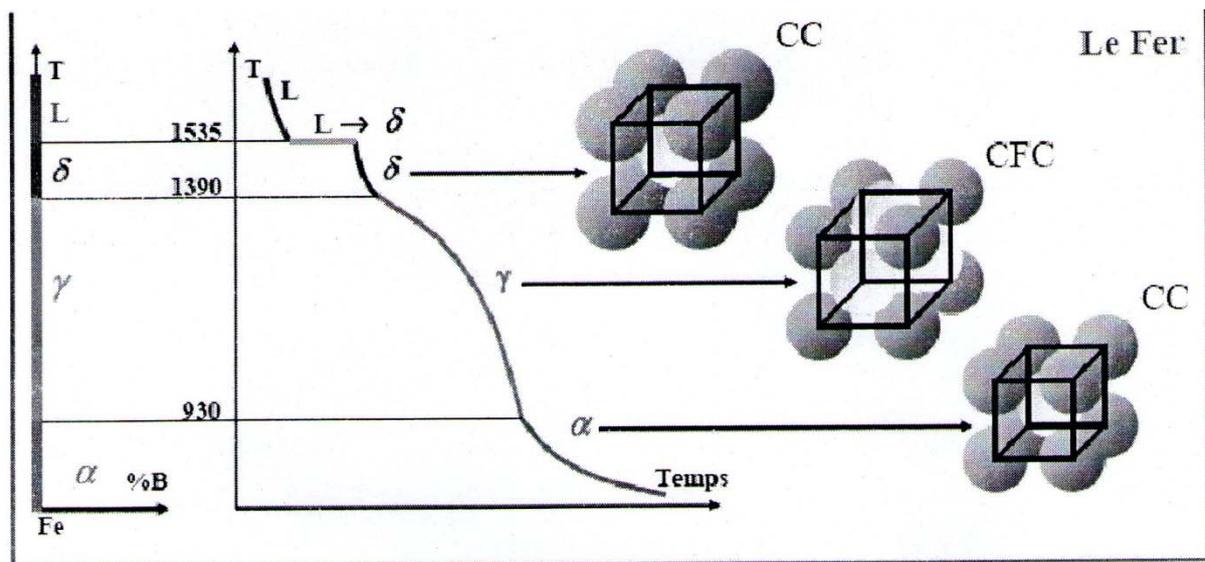
L'acier est constitué au moins de deux éléments essentiels de fer et le carbone dans les proportions de ce dernier sont comprises entre 0.02 et 2.14% en masse.

C'est essentiellement la teneur en carbone qui confère à l'alliage les propriétés du métal qu'on appelle «acier».

### I.1.3. Constituants des aciers

Les constituants de l'acier sont liés au fer qui est un élément métallique de symbole Fe, de numéro atomique 26 de masse atomique 55, 85 g/mole. Il est solide à la température ambiante, devient liquide à la température 1538°C et gazeux à la température de 2880°C. [1]

Le fer existe sous plusieurs formes cristallines différentes (allotropiques) selon la température (Fig. I.1). A basse température, la structure cristalline du fer est de type cubique centrée (CC), c'est-à-dire que les atomes occupent les sommets et le centre d'un cube, avec un paramètre cristallin de  $2.9\text{Å}$ , on l'appelle fer- $\alpha$ . Cette structure est stable jusqu'à une température de 910°C. Aux températures comprises entre 910°C et 1390°C, le fer- $\alpha$  se transforme en fer- $\gamma$ , de structure cristalline cubique à faces centrées (C.F.C) Au-delà de 1394°C, la structure cristalline stable est de nouveau de type cubique centrée que l'on appelle alors fer- $\delta$ .



**Figure. I.1.** variation de la structure cristalline du fer en fonction de la température [2]

L'existence des deux variétés allotropiques du fer joue un grand rôle sur les propriétés de l'acier. Notamment la solubilité du carbone qui est différente dans chacune de ces formes. Cette solubilité est nulle ou extrêmement faible dans le fer- $\delta$ , alors qu'elle est notable dans le fer- $\gamma$ , voisine de 2% à 1145 °C. La solution de carbone dans le fer- $\gamma$  est appelé austénite, tandis que la solution très diluée (0,0218% à 727°C) dans le fer- $\alpha$  est appelée ferrite.

En raison de cette faible solubilité, le carbone forme un troisième constituant le carbure de fer ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) ou cémentite. Ainsi, un acier est constitué à la température ordinaire d'un mélange de ferrite et de cémentite, mais à température plus élevée, le fer- $\alpha$  s'est transformé en fer- $\gamma$ . Le chauffage destiné à provoquer cette transformation est appelé austénisation. La présence de carbone entraîne d'ailleurs des modifications de la température à la quelle se fait la transformation, ces modifications sont présentées dans le diagramme Fer-Carbone.

#### **I.1.4. Diagramme d'équilibre**

L'une des raisons pour lesquelles un ingénieur doit connaître et comprendre les diagrammes d'équilibre est la mise au point des traitements thermiques. Bien que la plupart des diagrammes d'équilibres représentent des états et des microstructures stables, ils permettent néanmoins de prévoir la formation des structures d'équilibre, leurs températures de transformation, leurs compositions chimiques et leurs pourcentages en phases. [3]

##### **I.1.4.1. Diagramme des alliages fer-carbone**

La figure. I.2 représente une partie du diagramme d'équilibre du système fer-carbone : Seul la portion décrivant l'équilibre du fer avec le carbure de fer ( $\text{Fe}_3\text{C}$  contenant 6,67% de carbone) est présentée, ce système présente un grand nombre de transformations, tant en ce qui concerne les équilibres liquide-solide que les équilibre solide-solide. [4]

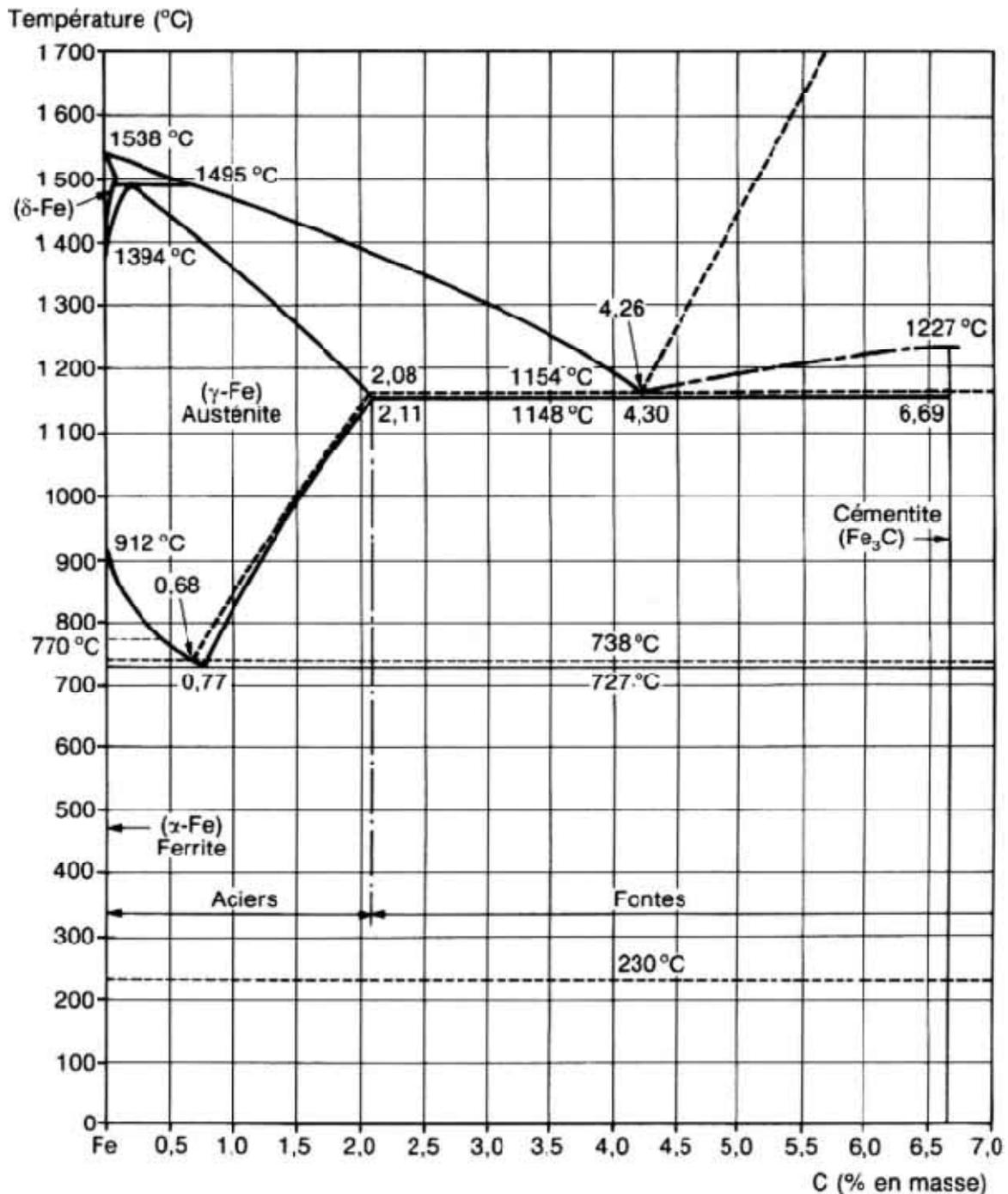


Figure. I.2. Diagramme d'équilibre fer-carbone [5]

Ce type d'équilibre (métastable) : contient du carbone sous forme d'un composé chimiquement défini (Fe<sub>3</sub>C).

- Le pourcentage de carbone dans la cémentite varie entre 0 et 6,67% ;
- La température du palier eutectoïde est égale à 727°C ;
- La température du palier eutectique est égale à 1148°C ;
- La teneur en carbone de l'eutectoïde est égale à 0,77% ;

- La teneur en carbone de l'eutectique est égale à 4,3% ;

### I.1.4.2. Condition de validité du diagramme d'équilibre

Ce diagramme n'est valable que pour des alliages formés exclusivement du fer et de carbone. Si un ou plusieurs éléments sont additionnés en faibles proportions, le diagramme obtenu reste très voisin du diagramme théorique. C'est ainsi que ce dernier peut être utilisé pour les aciers ordinaires sous réserve que les éléments étrangers interviennent en faibles proportions. Dans le cas contraire, le diagramme peut être profondément modifié. D'autre part, ce diagramme s'applique à des alliages suffisamment recuits. [6]

La structure cristalline des aciers à l'équilibre thermodynamique dépend de leur concentration (essentiellement en carbone mais aussi en d'autres éléments d'alliages) et de la température.

La structure du fer pur dépend de la température :

- Jusqu'à 910°C, c'est le fer- $\alpha$ , à structure cristalline cubique centrée formant la ferrite lors de l'insertion du carbone (0,025% à 727°C) ;
- Entre 910°C et 1394°C, c'est le fer- $\gamma$  à structure cristalline cubique à faces centrée appelées austénite lors de l'insertion du carbone (2,1% à 1148°C) ;
- Entre 1394°C et jusqu'à son point de fusion à 1538°C, le fer adopte la structure fer- $\delta$  qui retrouve une structure cristalline cubique centrée.

La structure fer-carbone évolue d'une façon plus complexe en fonction de la température et de la teneur en carbone. On distingue trois types d'aciers :

-**acier eutectoïde** : 0,77%C contient 100% de perlite ;

-**acier hypoeutectoïde** :  $0,02 < C\% < 0,77$  contient de la perlite ( $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ) et de la ferrite proeutectoïde  $\alpha$  ;

-**acier hypereutectoïde** :  $0,77 < C\% < 2,11$  contient de la perlite +  $\text{Fe}_3\text{C}$  ;

## I.2. Les tôles

### I.2.1. Laminage

Les tôles sont fabriquées par laminage à chaud ou par laminage à froid selon les épaisseurs désirées [7]. Alors que jusqu'au milieu des années 60, les deux présentations pouvaient être obtenues sur les plaques laminées à l'unité, on fabrique aujourd'hui des tôles laminées à froid à partir de bandes laminées à chaud cisailées transversalement dont les longueurs peuvent être établies en fonction des largeurs. Par contre les tôles laminées à chaud sont surtout fabriquées à l'unité.

Le laminage des produits plats est une réduction d'épaisseurs par passage de produit entre deux cylindres animés d'un mouvement de rotation inverse. Le produit est entraîné par effet de frottement.

Le métal est alors réduit en épaisseur par cette « passe de laminage »

#### I.2.1.1. Principe de laminage

Le laminage consiste à faire passer le métal entre deux cylindres tournant dans le sens inverse, les cylindres déterminent une diminution de la section autrement dit, le laminage est un procédé de formage

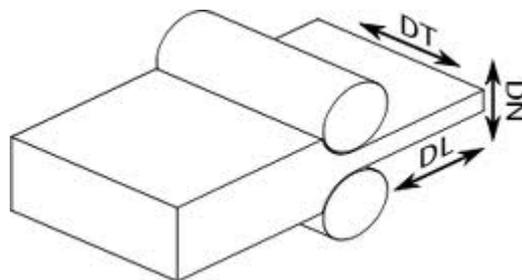


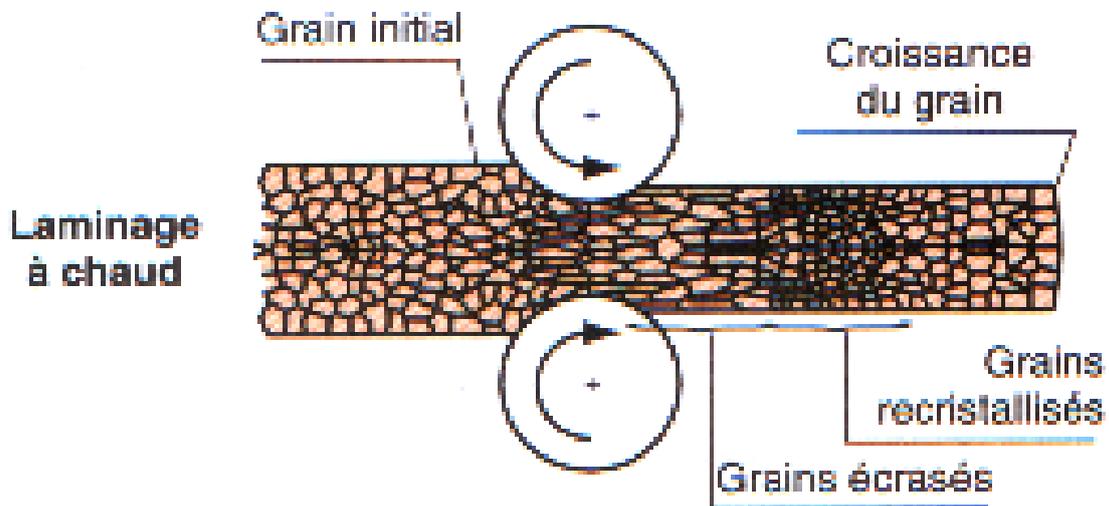
Figure. I.3. Principe de laminage

#### I.2.1.2. Laminage à chaud

Le laminage à chaud est une opération capitale pour les métaux et alliages, car c'est au cours de cette étape que les précipités se déforment plus facilement.

Les brames ou les blooms sont réchauffés dans un four de réchauffage. Le laminage est effectué à l'état austénitique particulièrement malléable. Le dégrossissage a lieu entre 1100 °C et 1200°C et la finition peut se faire à des températures allant jusqu'à 800°C. Les tôles

minces et les fils sont enroulés en bobines ; les tôles fortes, les larges plats et les profilés sont débités en longueur.



**Figure. I.4.** Laminage à chaud [8]

### I.2.1.3. Laminage à froid

Environ la moitié des produits laminés est commercialisée à l'état laminé à chaud. Les produits minces sont obtenus par laminage à froid des produits laminés à chaud. Le laminage à froid augmente la dureté et la limite d'élasticité, améliore l'état de surface, mais réduit la formabilité. Il introduit des textures d'orientation cristalline de déformation plane. Si le produit doit subir des déformations ultérieures importantes, un recuit est nécessaire pour restaurer la formabilité.

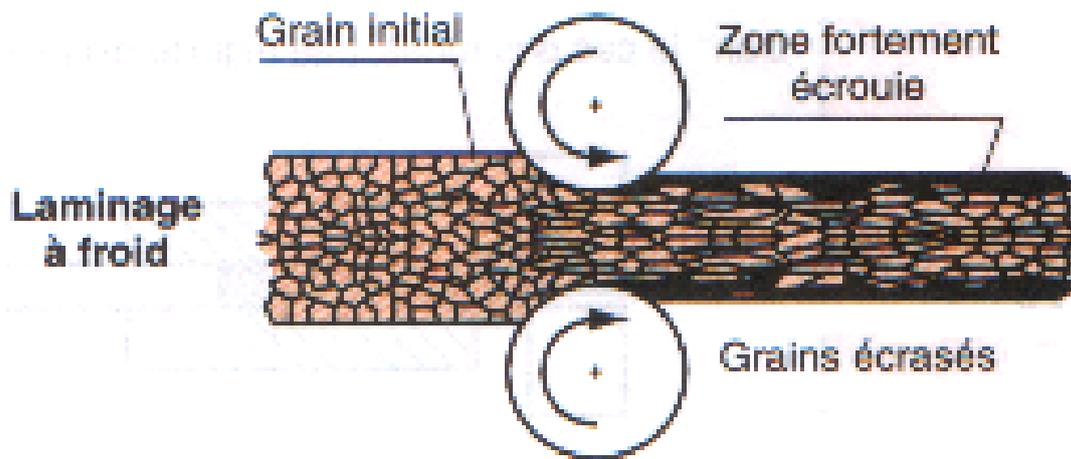


Figure. I.5. Laminage à froid [8]

#### I.2.1.4. Les produits de laminage

La norme NF EN 10079 classe des produits sidérurgiques en produit plats et produit long.

- les produits plats, fabriqués à partir des blooms, comprennent les tôles, les feuillards et les larges plats.

Les tôles sont classées selon leurs épaisseurs en tôles fortes, moyennes et minces.

#### Exemples

- NF A 36-301 : Tôles et bandes laminées à chaud en continu pour emboutissage et pliage à froid.
- NF A 10149 : Produit plats laminées à chaud en aciers à haute limite d'élasticité Pour formage à froid.

Les produits longs sont fabriqués à partir des blooms de coulée continue. Le plus souvent par laminage à chaud.

Une fois laminés, les produits peuvent être recouverts de divers revêtements.

#### Exemples

Selon la norme EN 10147 la tôle Fe E 320 G ZF100 RB-O est une tôle en acier Fe E 320 G revêtue d'un alliage zinc-fer d'épaisseur 100  $\mu\text{m}$  (ZF 100), d'aspect normal (R), de qualité de finition B, huilé (O).

**I.2.1.5. Les paramètres du laminage :** On distingue :

**a. Refroidissement et lubrification :** La lubrification du contact entre la bonde et les cylindres de travail est indispensable pour réduire et contrôler le coefficient de frottement. La force du laminage croît très fortement quand le coefficient augmente, pour les épaisseurs faibles. La lubrification doit, en conséquence, être d'autant plus efficace que l'épaisseur est plus faible.

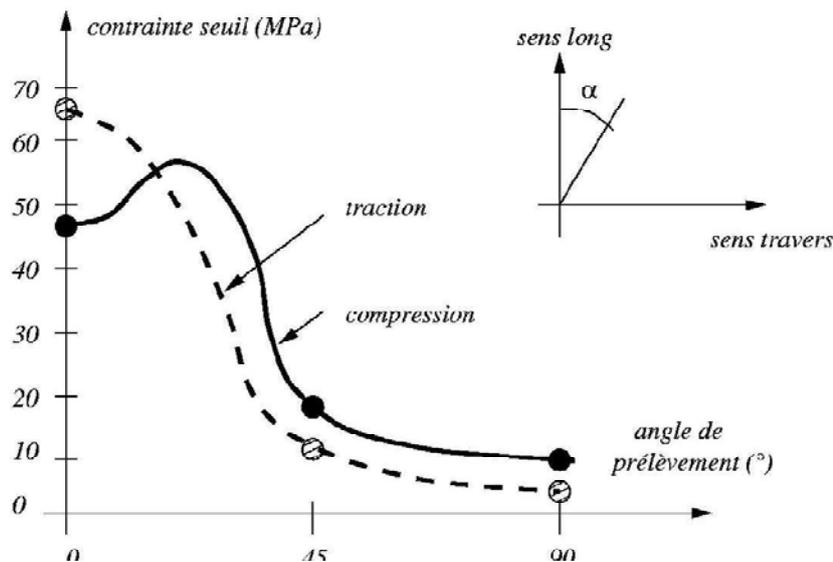
**b. Epaisseur :** La régularité de l'épaisseur est un facteur important de la qualité du laminage. On atteint des régularités d'épaisseur de l'ordre 1% de l'épaisseur visée.

**c. Propriété de surface :** La propriété de surface d'une bande d'acier à la sortie d'un laminoir à froid est caractérisée par le taux de fer et le taux de carbone résiduels, exprimés usuellement en  $\text{mg}/\text{m}^2$ . Ces deux taux sont souvent liés entre eux et dépendent des conditions de lubrification et de refroidissement, et de la rugosité des cylindres de travail.

**I.3. anisotropie**

Par définition, la limite d'élasticité  $\sigma_0$  est un scalaire qui ne dépend que du matériau. En particulier, elle ne doit pas dépendre du type de sollicitation appliquée. Par exemple, dans le cas de la traction ou de la compression uniaxiale, ce scalaire est comparé directement à la contrainte limite appliquée dans la direction de sollicitation (si cette contrainte dépasse  $\sigma_0$ , le matériau se plastifie) [9].

Dans certains matériaux, la contrainte appliquée en traction lorsque le matériau plastifié change en fonction du sens de prélèvement de l'éprouvette, le matériau est alors dit anisotrope (c'est le cas par exemple des composites à fibres longues ou des tôles laminées). Il est alors fréquent de parler de limites d'élasticité « sens longitudinal » et « sens transversal », alors qu'elles correspondent au même matériau, et doivent donc être égales ; en fait, ces limites d'élasticité sont apparentes. La valeur  $\sigma_0$  de la limite d'élasticité reste la même, mais elle n'est plus comparée directement à la contrainte appliquée. On introduit un facteur correctif par direction dans la définition du scalaire qui sera comparé à la limite d'élasticité. Ces facteurs rendent compte de l'anisotropie du matériau, et définissent une fonction du tenseur des contraintes, que l'on appelle contrainte équivalente.



**Figure. I.6.** contrainte seuil sur du bois feuillu tropical "Wana-Kouali". [10]

On remarque également parfois que la contrainte correspondante à la limite d'élasticité en traction n'est pas la même que celle en compression (bois, béton, . . .). Comme pour l'anisotropie, cet effet peut être incorporé dans la définition de la contrainte équivalente. La figure I.6 donne la contrainte seuil observée sur du bois, en traction et en compression, en fonction de l'angle de sollicitation par rapport au sens longitudinal. Les effets d'anisotropie ainsi observés peuvent être modélisés à l'aide d'une contrainte équivalente de Tsai.

#### I.4. La Rupture

La réalisation d'une déformation plastique de plus en plus importante conduit à la rupture du métal, rupture qui peut prendre plusieurs aspects dépendant du (ou des) mécanisme(s) mis en jeu [11]. C'est ainsi que l'on distingue :

- La rupture ductile ;
- La rupture fragile ;
- Les ruptures « à temps » dues à des phénomènes complexes dont le développement fait que la rupture n'intervient qu'après une durée de service qui peut être très importante (des semaines, des mois voire des années).

### I.4.1. La rupture ductile

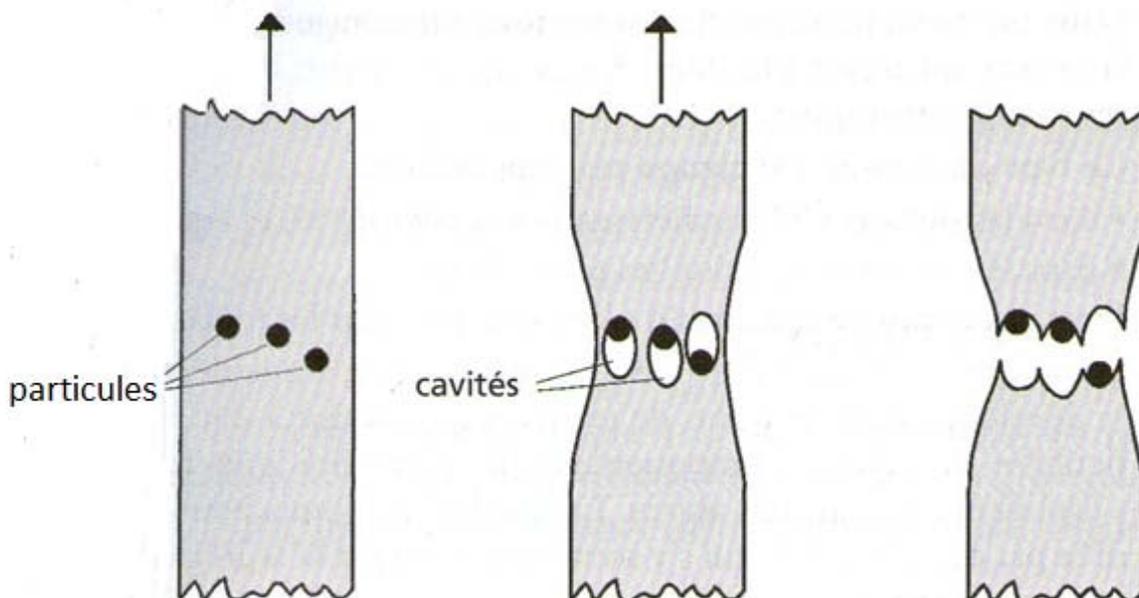
C'est un mode de rupture qui apparaît à l'issue d'une déformation plastique généralement importante.

La rupture ductile s'amorce sur des particules présentes dans le métal (précipités, inclusions), particules autour desquelles le métal se déforme plastiquement, ce qui entraîne, dans le sens de la déformation, un décollement à l'interface particule-métal et donc la création de microcavités.

Celles-ci croissent au cours de la déformation **Figure. I.7** et les ponts métalliques subsistant entre elles s'amincissent et finalement se rompent.

La surface de rupture apparaît creusée de cupules qui sont les demi-cavités formées au cours des dernières étapes de la déformation plastique. Au fond de ces cupules subsistent généralement les particules qui les ont initiées.

Ce processus de rupture peut être perturbé par la présence d'inclusion présentant un grand développement dans le sens perpendiculaire à l'effort appliqué ; ces inclusions sont responsables, dès le début de l'application de l'effort, de décollement de grandes surfaces affaiblissant la résistance de métal et conduisant à la rupture après une faible (voire négligeable) déformation plastique (cassure dite en «bois pourri»).



**Figure. I.7.** Schéma de la déformation des cupules lors d'une rupture ductile. [11]

### I.4.2. La rupture fragile

Contrairement à la rupture ductile, la rupture fragile n'est pas précédée d'une déformation plastique. Elle peut revêtir deux aspects :

➤ le clivage : le phénomène élémentaire est alors la rupture d'un grain par séparation le long d'un plan du réseau cristallin («décohésion»).

La cassure d'un grain apparaît très plate avec des microreliefs dû au fait que la séparation ne se fait pas uniquement entre deux plans du réseau mais qu'elle se développe par fois entre deux autres plans voisins. Il se forme ainsi :

- Des marches qui traduisent le saut de la décohésion entre deux plans voisins. On les appelle «rivières» car elles sont très ramifiées (intervention de plusieurs plans parallèles).
- Des languettes qui sont des perturbations dues à la présence de défauts de structure.

Dans un métal polycristallin, la rupture par clivage des grains donne à la cassure un aspect à facettes. Au passage des joints de grain les rivières sont interrompues.

Ce type de rupture par clivage peut apparaître :

- Dans les métaux CC parallèlement aux plans (110) et équivalents.
- Dans les métaux HC selon les plans (0001).

Il est important de noter qu'il n'apparaît pas dans les métaux CFC.

➤ la rupture intergranulaire : c'est la conséquence d'une décohésion qui se développe dans les joints de grains et qui est due à une fragilité particulière de ceux-ci. Pratiquement on peut dire que les grains se «décollent» les uns des autres. La fragilité des joints peut être engendrée par des précipités qui s'y sont formés ou par la ségrégation de certaines impuretés.

### I.4.3. Les ruptures à temps

Ces modes de rupture qui se développent pendant des durées importantes passent généralement par plusieurs étapes faisant intervenir des mécanismes différents.

### **a. La rupture par fatigue**

Elle se développe sous les charges répétées un grand nombre de fois avec :

- Amorçage de fissure(s) sur des concentrations de contrainte et/ou dans des zones ayant subi une déformation plastique ;
- Propagation lente de(s) fissure(s) ;
- Rupture brutale quand la section restante de métal (affaiblie par le développement des fissures) ne peut plus supporter l'effort appliqué.

### **b. La rupture par fluage**

Elle se produit à chaud, généralement sous charge statique, avec :

- Déformation plastique à chaud (avec glissement aux joints des grains) ;
- Formation de cavités, principalement dans les joints des grains ;
- Rupture brutale quand la section restante de métal (affaiblie par le développement des cavités) ne peut plus supporter l'effort appliqué.

### **c. La rupture par corrosion sous tension**

Elle se développe en plusieurs stades

- Une phase d'incubation au cours de laquelle un processus local aggrave le phénomène de corrosion et permet l'amorçage de fissures ;
- Une phase de propagation des fissures (en générale assez rapide) ;
- Une rupture brutale quand la section non fissurée du métal est devenue trop faible

Ces types de ruptures à temps se produisent sous des efforts inférieurs à la résistance du métal, voire inférieure à sa limite d'élasticité, ce qui exige donc une prise en compte particulière lors du calcul d'une construction. Ils peuvent intervenir simultanément (fatigue-corrosion, fatigue-fluage...).

## **I.4.4. Conclusion**

Dans ce premier chapitre, nous avons présenté une étude bibliographique sur l'acier en général ainsi que sur les tôles métalliques. Ces dernières sont l'objet de notre étude. Nous avons successivement abordé l'élaboration des tôles par laminage, l'anisotropie induite par ce procédé ainsi que la rupture de ce matériau. Dans le chapitre suivant, nous détaillerons les caractéristiques du matériau de cette étude.

## II.1. Introduction

Ce chapitre est dédié à la caractérisation du matériau de cette étude. Nous étudierons aussi bien la microstructure du matériau que ses propriétés mécaniques.

## II.2. Matériau étudié

Le matériau que nous avons étudié est l'acier ordinaire A60, sa composition chimique est donnée par le tableau II.1.

C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Ni (%)	Cu (%)	Mo (%)	Al (%)
0.21	20.13	0.24	0.012	0.005	0.182	0.203	0.295	0.029

**Tableau. II.1.** Composition chimique en (%)

## II.3. Déformation plastique à froid par laminage

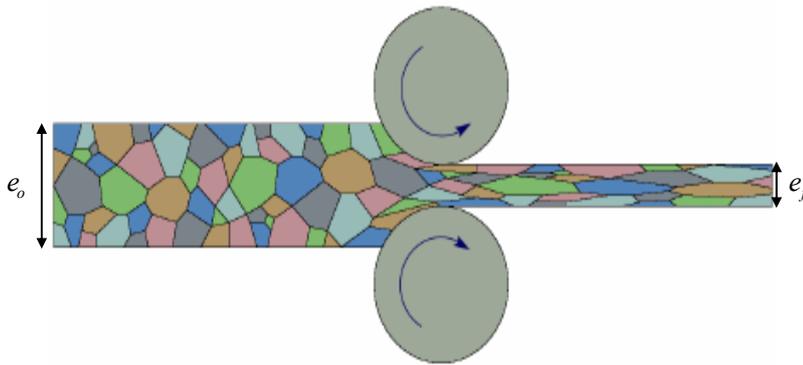
Nous avons réalisé des traitements de laminage à froid. Ces traitements sont effectués en plusieurs passes (afin d'éviter les échauffements) dans un laminoir constitué de deux cylindres tournant au sens inverse, et dont l'écartement peut être réglé afin d'obtenir l'épaisseur d'échantillon souhaitée [12].

Le taux laminage est défini par la relation suivante :

$$\tau = \frac{e_0 - e_f}{e_0} \times 100 \quad (\text{II-1})$$

Où  $e_0$  et  $e_f$  sont les épaisseurs initiale et finale du produit.

La figure montre l'opération de laminage.



**Figure. II.1.** Schéma de l'opération de laminage.

## II.4.Préparation métallographique

### II.4.1.Enrobage

L'enrobage est un procédé industriel consiste à appliquer une couche de liquide de poudre sur la surface d'un point de base de forme quelconque afin se lui conféré des propriétés. L'enrobage qu'on a effectué c'est l'enrobage à chaud .Est réalisé sur une machine de type STRUERS/LABO PRESS-1.

### II.4.2.Polissage

Le polissage est l'action de polir, de rendre lisse et éventuellement brillant par : abrasion, écrouissage. Le polissage est l'étape principale de la méthode d'observation de la structure du métal. Le polissage est réalisé sur une machine de type METASERV 2000.GRINDER/POLISHER .à l'aide d'un disque abrasif tournant à une vitesse de quelques Centaines de tours par minute sous jet d'eau : pour éviter l'échauffement de l'échantillon .le polissage comprend deux étapes :

- **Le dégrossissage** : cette opération est réalisé sur une série de papiers revêtus de carbure de silicium dont le grain est de plus en plus fin (800, 1000, 1200, 1400,2400 ,4000). On croise l'orientation de l'échantillon d'un papier à l'autre pour éliminer les rayures.
- **Le finissage** : ce polissage de finition est réalisé sur drap en feutre imprégné d'une pate diamantée dont les grains sont de plus en plus fins (granulométrie de  $\mu\text{m}$  à  $0.1 \mu\text{m}$ ) avec une pression plus faible, pour produire un état de surface de miroir appelé « poli spéculaire ».

## II.5. Analyse des phases par diffraction des rayons X (DRX)

Afin d'identifier les différentes phases dans un alliage traité, nous avons utilisé la diffraction des rayons X figure II.5. Cette méthode nous permet d'identifier les phases et de déterminer les paramètres de maille de la matrice et des précipités. Les diffractogrammes de nos échantillons sont obtenus par un diffractomètre de type Xpert Pro Panalytical MPD. Le rayonnement X monochromatique est produit par une anticathode en cuivre. Le filtre est constitué de nickel et ne laisse passer que la raie  $K_{\alpha 1}$  ( $\lambda_{\alpha} = 1.5406 \text{ \AA}$ ). Cette analyse a été réalisée au Laboratoire de la Chimie des Procédés à l'Université Abderrahmane Mira de Bédjaia.



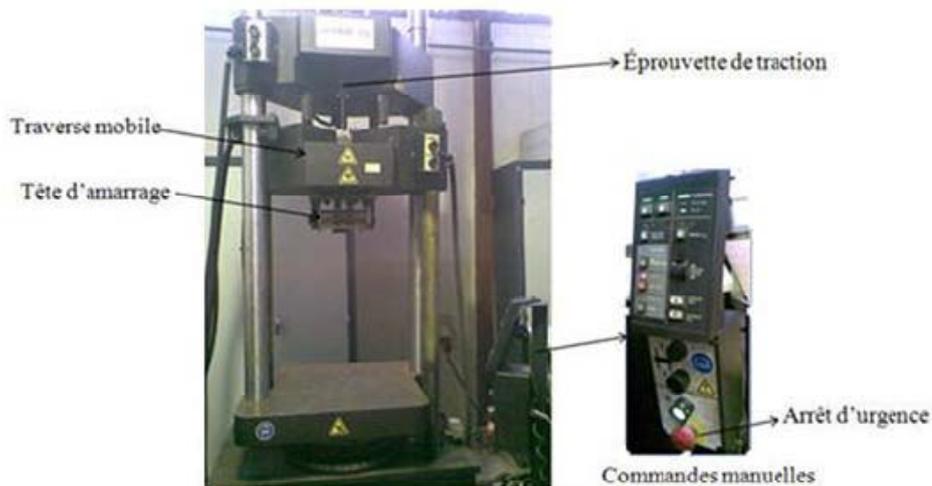
**Figure. II. 2.** Diffractogramme à deux cercles.

## II.6. Essai de traction

Les essais de traction permettent d'expliquer une partie des comportements mécaniques des matériaux. On distingue souvent deux groupes : ceux qui sont dits fragiles et ceux qui sont dits ductiles. On appelle fragile un matériau qui atteint la rupture avant même d'entrer dans le domaine plastique. On appelle ductile un matériau qui présente un domaine élastique et un domaine plastique.

L'essai consiste à soumettre une éprouvette à un effort de traction, et cela généralement jusqu'à la rupture en vue de définir une ou plusieurs caractéristiques mécaniques. On impose en générale une déformation croissante à une éprouvette sur laquelle on a tracé deux repères

initialement distants  $L_0$ , et on mesure simultanément l'effort  $F$  et l'allongement  $\Delta L = L - L_0$ . Un essai de traction est une expérience qui permet de mesurer le degré de résistance à la rupture d'un matériau quelconque. Certains objets fabriqués par l'homme doivent avoir un minimum de solidité pour pouvoir supporter les charges, le poids et bien d'autres efforts. L'essai de traction donne un chiffre qui permet de comparer la résistance des différents matériaux. Cet essai ou expérience consiste à placer une petite barre de forme normalisée (éprouvette) du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur l'éprouvette jusqu'à sa rupture. On enregistre l'allongement et la force, que l'on convertit en suite en déformation et contrainte dans une courbe dite *courbe de traction*. L'éprouvette au repos présente une longueur initiale  $L_0$  et une largeur initiale  $l_0$ . Lorsque les efforts sont appliqués axialement, une déformation est constatée suivant la longueur  $L$ , tandis que sa largeur,  $l$ , diminue (**Figure. II.3**).



**Figure. II.3.** Machine de Traction utilisé

## II.7. Essai de flexion

L'essai consiste à fléchir en son milieu une éprouvette disposée sur deux appuis. Il a l'avantage d'être très simple, mais il fait intervenir des déformations hétérogènes. Il fournit une courbe de flexion donnant les variations du moment de flexion en un point en fonction du rayon de courbure de la fibre neutre de l'échantillon. Cette courbe peut être ramenée à une

courbe de traction grâce à certaines relations. Comme l'essai de compression, il ne permet pas d'atteindre la rupture si le métal est assez ductile et il est donc plutôt réservé aux matériaux fragiles. Mais dans notre cas nous l'avons utilisé pour un matériau ductile dans le but d'atteindre la rupture, et de comparer les résultats obtenus avec ceux de traction, pour cela nous avons réalisé le dispositif qui nous permet de faire cette essai (**figure. II.4**).



**Figure. II.4.** dispositif de flexion

## II.8. La mesure de microdureté

Faits sous très faible charge, les essais de microdureté permettent des mesures très localisées (sur environ  $100 \mu\text{m}^2$ ) [13]. Nous avons effectué nos mesures à l'aide d'un microduremètre de type MICROHARDNESS TESTER (BUEHLERLT. DLAKE. ILLINOIS. 60044. USA).

La mesure de dureté Vickers se fait avec une pointe pyramidale normalisée en diamant de base carrée et d'angle au sommet entre faces égal à  $136^\circ$ . L'empreinte a donc la forme d'un carré ; on mesure les deux diagonales  $d_1$  et  $d_2$  de ce carré à l'aide d'un appareil optique. On obtient la valeur  $d$  en effectuant la moyenne de  $d_1$  et  $d_2$ . C'est  $d$  qui sera utilisé pour le calcul de la dureté. La force et la durée de l'appui sont également normalisées.

$$HV = \frac{2F \sin(136^\circ/2)}{gd^2} \quad (\text{II-2})$$

HV : dureté de Vickers.

F : force appliquée [N].

D : moyenne des diagonales de l'empreinte [mm].

G : accélération terrestre [ms<sup>-2</sup>] (9.80665).

## II.9. Microscopie Electronique à Balayage (MEB)

La Microscopie Electronique à Balayage est basée sur le principe d'interaction électrons-matière, capable de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon avec des agrandissements exploitables jusqu'à 300.000 environ.

Le fonctionnement en mode électrons secondaires permet d'observer la morphologie en surface, tandis que l'imagerie en mode électrons rétrodiffusés permet d'obtenir un contraste chimique, les atomes plus légers (Z faibles) apparaissent plus sombres sur l'image alors que la présence d'atomes lourds engendre une couleur plus claire.

Le microscope électronique à balayage utilisé est de type JEOL JSM-6060 équipé d'un spectromètre à dispersion d'énergie (EDS-X). Le filament du microscope est en tungstène et la tension appliquée est généralement de 20kv. Le système d'analyse permet l'acquisition d'analyses ponctuelle et de cartographies élémentaires X.

Les observations des échantillons ont été faites très souvent on mode rétrodiffusé, ce qui permet de mieux visualiser les faciès de ruptures [14].

## II.10. Conclusion

Il apparaît clairement de l'étude précédente que notre matériau est un acier ordinaire A60 ductile. Ce dernier résultat était prévisible en raison de l'utilisation de tôles laminées. Dans le chapitre suivant, nous aborderons les aspects numériques.

### III.1. Introduction

La simulation numérique du comportement des matériaux prend de plus en plus de place dans le domaine des procédés de fabrication et de mise en forme des composants mécanique. Celle-ci permet d'optimiser virtuellement les gammes de fabrication. Ce chapitre est consacré à la présentation des aspects numériques liés au fonctionnement du code de calcul ABAQUS.

ABAQUS est un logiciel complexe de la simulation en ingénierie créé en 1978 aux USA. Il est basé sur la méthode des éléments finis et peut résoudre les problèmes linéaires les plus simples aux problèmes non linéaires les plus complexes.

ABAQUS renferme une bibliothèque considérable d'éléments qui peuvent modéliser pratiquement toutes les géométries, il a également une liste étendue de modèles matériels qui peuvent simuler le comportement de la plus part des matériaux d'ingénierie (métaux, béton, polymères...).

Conçu comme un outil de simulation à usage général, Abaqus peut être aussi utilisé pour simuler les problèmes de transfert thermique, de diffusion de masse, de mécanique de sol, d'acoustique et les problèmes piézoélectrique. On a deux types de résolutions :

- ABAQUS/standard : il peut résoudre une grande variété de problèmes en utilisant un schéma de résolution incrémental implicite.
- ABAQUS/explicite : il est destiné à des analyses spéciales, il est utilisé pour résoudre les problèmes dynamiques transitoires comme l'explosion et le choc. Il utilise une formulation par éléments finis explicite.

### III.2. Fonctionnement du code Abaqus

Dans cette section, une description de la discrétisation spatiale par éléments finis employée dans le code de calcul Abaqus est donnée. Puis nous présentons le schéma de résolution Dynamique Explicite (Abaqus/Explicit) dans le cas d'un problème mécanique

#### III.2.1 Discrétisation du principe des puissances virtuelles (PPV)

Soit un solide en équilibre occupant à un instant donné un volume  $V$  de frontière  $\Gamma$ . Il est soumis, comme le montre la figure V.1, à des forces volumiques  $F_v$ , d'efforts surfaciques  $F_s$  appliquées sur la partie  $\Gamma_s$  de sa frontière  $\Gamma$  et à des efforts de contact  $F_c$  exercés sur la portion  $\Gamma_c$  de  $\Gamma$ . Les conditions aux limites en déplacement imposées au solide sur le domaine  $\Gamma_u$  de  $\Gamma$  sont représentées par le vecteur connu  $u^*$ .

L'équation du mouvement de chaque point matériel du solide est donnée par:

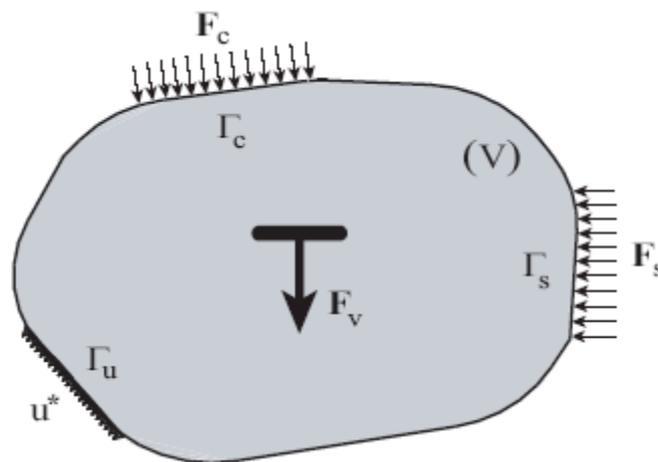
$$\overrightarrow{\text{div}}\sigma + F_v = \rho\ddot{u} \quad (\text{III.1})$$

Où  $\ddot{u}$  représente la dérivée seconde du vecteur déplacement  $u$ .

Le problème consiste à déterminer les champs de contraintes  $\sigma(x, t)$ . Et e déplacement  $u$  (de déformation  $\varepsilon(x, t)$ ) à tout instant  $t$  et en tout point  $x$ , connaissant les conditions initiales de chacun des champs.

Les champs de vitesse  $\dot{u}$  et de contraintes  $\sigma(x, t)$  doivent respecter :

- Les conditions aux limites en déplacement  $u = u^*$  sur  $\Gamma_u$
- les conditions aux limites portant sur les efforts



**Figure III.1.** Structure en équilibre.

La base d'une formulation éléments finis en déplacement est l'introduction d'approximations spatiales de la solution. Pour développer une telle approximation on remplace les équations du mouvement par une forme faible équivalente en la multipliant par une fonction test. La fonction test adoptée dans Abaqus [ABA09] est un champ de vitesses virtuel arbitraire  $\delta\dot{u}$  suffisamment continu et vérifiant les conditions aux limites  $\delta\dot{u} = 0$  sur  $\Gamma_u$ . Après développement, nous aboutissons à l'écriture du Principe des Puissances Virtuelles (PPV) :

$$-\int_V \Sigma : \delta \dot{E} dv + -\int_V F_V \delta \dot{u} dv + \int_{\Gamma_s} F_s \delta \dot{u} d\Gamma + \int_{\Gamma_c} F_c \delta \dot{u} d\Gamma + \int_V \rho \ddot{u} \delta \dot{u} dV \quad (III.2)$$

Où  $\delta \dot{E}$  est l'accroissement virtuel des taux de déformations, lie a  $\delta \dot{u}$  par les relations de compatibilité :

$$\dot{E} = \frac{1}{2} [\text{grad} \dot{u} + {}^T \text{grad} \dot{u}] \quad (III.3)$$

La fonctionnelle (III.2) est une équation non linéaire qui doit être résolue par une méthode itérative en utilisant un développement approprié. Nous présentons dans ce qui suit la procédure de linéarisation de cette fonctionnelle dans le cas de l'utilisation d'éléments isoparamétrique, c'est-à-dire d'éléments pour lesquels les fonctions géométriques sont confondues avec les fonctions d'interpolation.

Les déplacements réels et virtuels de tout point du solide  $V$  sont reliés aux déplacements des nœuds adjacents par des fonctions. En utilisant la méthode de galerkin.

$$u^e = N_n u_n^e \quad (III.4)$$

$$\delta u^e = N_n \delta u_n^e \quad (III.5)$$

$N_n$  sont les fonctions d'interpolations nodales sur l'élément ( $e$ ). Elles dépendent des coordonnées spatiales et sont exprimées dans l'espace de référence,  $u_n^e$  désigne le vecteur contenant les déplacements de chaque nœud de l'élément.

Les vitesses réelles et virtuelles ainsi que l'accélération sont interpolées en dérivant les équations (III.4) et (III.5) :

$$\begin{aligned} \dot{u}^e &= N_n \dot{u}_n^e \\ \delta \dot{u}^e &= N_n \delta \dot{u}_n^e \quad (III.6) \\ \ddot{u}^e &= N_n \ddot{u}_n^e \end{aligned}$$

En introduisant les approximations (III.4)-(III.6) dans l'équation (III.2), nous obtenons une fonctionnelle élémentaire de la forme :

$$I_e = (M^e \ddot{u}^e + F_{int}^e - F_{ext}^e) \delta \dot{u}^e = 0 \quad (III.7)$$

Où  $M^e$  est la matrice masse élémentaire cohérente ou consistante dans le sens où elle est calculée avec les fonctions d'interpolations  $N_n$  de l'élément.  $F_{int}^e$  est le vecteur élémentaire des efforts internes et  $F_{ext}^e$  le vecteur des forces externes de l'élément (e). Ces trois grandeurs sont données par :

$$M^e = \int_{V_e} \rho^T N_n N_n dV$$

$$F_{int}^e = \int_{V_e} {}^T B_n^e \sigma dV$$

$$F_{ext}^e = \int_{V_e} {}^T N_n F_v dV + \int_{\Gamma_s^e} {}^T N_n F_s d\Gamma + \int_{\Gamma_c^e} {}^T N_n F_c d\Gamma$$

III.8

Où la matrice déformations-déplacements  $B_n^e$  de l'élément (e) s'écrit comme suit :

$$B_n^e = \frac{\partial N_n}{\partial x_n} \quad (III.9)$$

L'équilibre du système global obtenu en assemblant les fonctionnelles élémentaires  $I_e$  sur toute la structure est de la forme :

$$I = \sum_e I_e = \left[ \sum_e (M^e \ddot{u}^e + F_{int}^e - F_{ext}^e) \right] \delta \dot{u}^e = 0 \quad (III.10)$$

Ou encore :

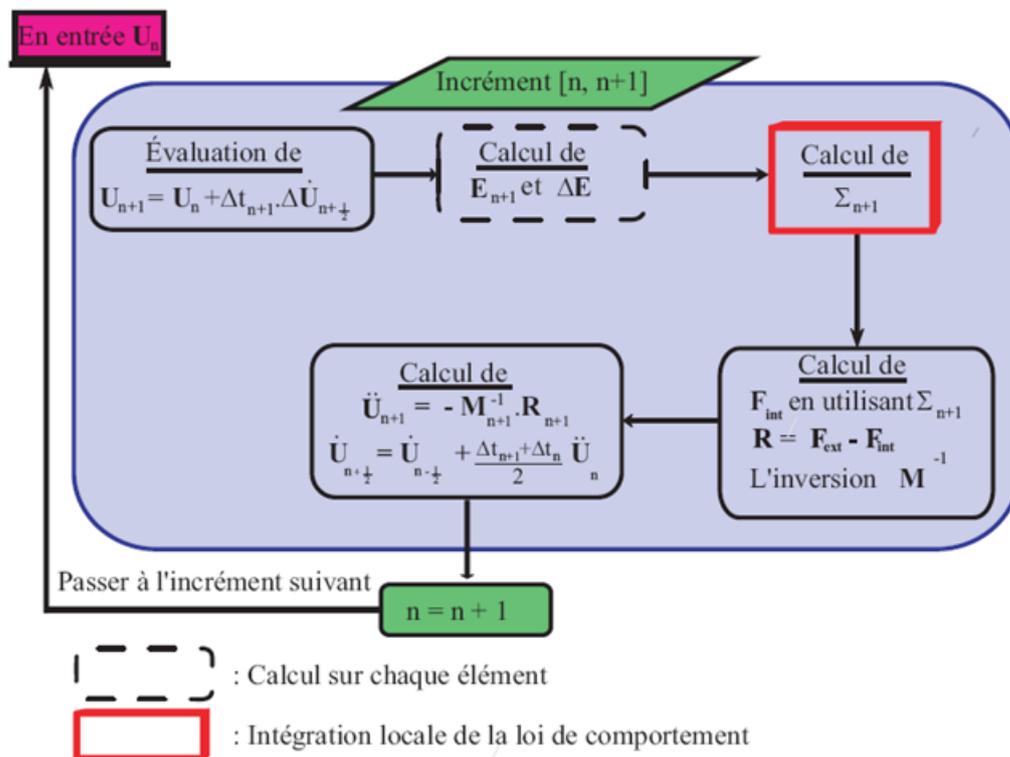
$$I = (M \ddot{u} + F_{int} - F_{ext}) \delta \dot{u} = 0 \quad (III.11)$$

Le système algébrique précédent est non-linéaire. Il exprime l'équilibre dynamique de la structure. Sa résolution incrémental par linéarisation sur chaque incrément de temps peut être envisagée par plusieurs méthodes.

### III.2.2 Schéma Dynamique Explicite

Le schéma de résolution explicite n'est pas itératif. Il consiste en une résolution explicite des équations du mouvement. La procédure explicite est souvent utilisée pour des problèmes invoquant de fortes non-linéarités géométrique tels que la simulation en quasi-statique des procédés de mise en forme. Elle n'est cependant fiable que sous certaines conditions. En effet, les formulations explicites présentent une stabilité numérique conditionnée par la taille de l'incrément de temps  $\Delta t$ . Nous présentons dans ce qui suit ce schéma.

L'équation (III.10) s'écrit dans le cadre d'une analyse dynamique explicite sous la forme:



**Figure III.2.** Organigramme de résolution d'un problème mécanique en utilisant un schéma dynamique explicite.

$$M\ddot{u} + R = 0 \quad (III.12)$$

La recherche de la solution de l'équation (III.12) dans le cadre de ce schéma utilise la méthode des différences centrées :

$$\ddot{u}_n = M_n^{-1}R_n \quad (III.13)$$

$$\dot{U}_{n+\frac{1}{2}} = \dot{U}_{n-\frac{1}{2}} + \frac{\Delta t_{n+1} + \Delta t_n}{2} \ddot{U}_n \quad (III.14)$$

$$U_{n+1} = U_n + \Delta t_{n+1} \dot{u}_{n+\frac{1}{2}} \quad (III.15)$$

Il apparait des relations précédentes (III.13)-(III.15) que la résolution de l'équation (III.10) nécessite le calcul de la matrice masse. Cette dernière peut être avantageusement diagonalisée pour optimiser le temps de calcul [BCCF01, DP05]. Les principales étapes de résolution du schéma dynamique explicite sont récapitulées sur la figure III.2

Comme nous l'avons mentionné précédemment, la stabilité et la précision de la résolution dépendent fortement du pas de temps  $\Delta t$ . Une estimation du pas de temps optimal obtenue en calculant la limite de stabilité pour une solution non amortie est donnée par [Abaqus 09]

$$\Delta t \leq \frac{2}{w_{max}} \quad (III.16)$$

Où  $w_{max}$  est la plus grande pulsation du système.

Pour des oscillations à hautes fréquences, un coefficient de sécurité est introduit

$$\Delta t \leq \frac{2}{w_{max}} \left[ \sqrt{1 + \Psi^2} - \Psi \right] \quad (III.17)$$

$\Psi$  est la valeur de l'amortissement,  $\Psi \leq 1$ . Ce facteur permet de réduire la taille de  $\Delta t$  incrément. Une estimation de l'incrément de temps stable est proposée dans Abacus. Elle est obtenue en fonction de la plus petite taille des éléments. Ainsi la limite de stabilité peut être réécrite comme suit :

$$\Delta t = \min \left[ \frac{L_e}{C_d} \right] \quad (III.18)$$

Où  $L_e$  est la longueur caractéristique actuelle de l'élément (e) et  $C_d$  la vitesse d'une onde élastique traversant cet élément. Elle est égale à :

$$C_d = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (III.19)$$

Où  $\rho$  est la masse volumique du matériau et  $E$  son module d'Young.

### III.3. Modèles de comportement

Dans section, nous présentons deux approches du comportement endommageable des métaux. Le premier, basé sur l'approche micromécanique, utilise la porosité du matériau comme variable d'endommagement. Le deuxième, qui sera utilisé pour réaliser les simulations numérique est un modèle élastoplastique pour matériau orthotrope couplé à l'endommagement.

#### III.3.1. Modèle micromécanique de Gurson, Tvergaard et Needleman(GTN)

L'approche micromécanique s'intéresse à modéliser la rupture ductile des matériaux à des échelles très fines pour remonter ensuite à l'échelle macroscopique en appliquant les concepts micromécaniques rigoureux (représentation, localisation et homogénéisation). Nous allons maintenant présenter un modèle de comportement développé dans le cadre de cette approche, le modèle du Gurson.

Le modéliser la déchirure ductile en utilisant un potentiel plastique appliqué à un solide poreux. Ce modèle est basé sur la description de la croissance d'une cavité sphérique dans une matrice rigide parfaitement plastique. Afin de prendre en compte l'accélération de la croissance des cavités pendant le stade de coalescence, la fonction  $f^*$  est introduite par Tvergaard et Needleman en 1984 [15] dans l'expression du potentiel. L'expression du potentiel de GTN est alors donnée par :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_Y^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma_Y}\right) - (1 + q_3 f^{*2}) = 0 \quad (III.20)$$

Avec :

$q_1, q_2, et q_3$  sont les paramètres constitutifs ; on prend en général  $q_3 = (q_1)^2$ .

$\sigma_{eq}$  et  $\sigma_m$  sont respectivement les contraintes macroscopiques moyenne et équivalente.

$\sigma_Y = R(p)$ , écoulement du matériau dense (sans porosité).

$f^*$  : représente la fonction volumique modifiée qui est définie par :

$$f^* = \begin{cases} f & \text{pour } f \leq f_c \\ f_c + \delta(f - f_c) & \text{pour } f > f_c \end{cases} \quad \text{avec } \delta = \frac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c} \quad (III.21)$$

Où

$f$  : la porosité du matériau

$f_u^*$  : La valeur ultime de  $f^* = \frac{1}{q_1}$  .

$f_F$  : La fraction volumique de vides lors de la rupture finale.

$f_c$  : La fraction volumique critique de vides.

La fraction volumique de vides se décompose en un terme de nucléation de nouvelles cavités  $f_n$  et un second terme  $f_c$  correspondant à la croissance de cavités déjà existantes.

L'évolution de la fraction volumique de cavités est donnée par l'expression suivante :

$$\dot{f} = \dot{f}_n + \dot{f}_c \quad (III.22)$$

Avec  $\dot{f}$  le taux de croissance des cavités obtenu en écrivant l'incompressibilité plastique de la matière.

$$\dot{f}_c = (1 - f)\dot{\varepsilon}_{kk}^P \quad (III.23)$$

La nucléation peut être modélisée en adoptant la relation proposée par Chu et Needleman :

$$\dot{f}_n = a\dot{\varepsilon}_{eq}^P \quad (III.24)$$

Où  $\varepsilon_{kk}^P$  est la trace du tenseur de déformation plastique,  $\varepsilon_{eq}^P$  la déformation plastique équivalente. Le paramètre de germination  $a$ , choisi dans l'hypothèse où la nucléation des vides suit une distribution normale, dépend de la déformation plastique équivalente.

L'analyse d'une structure fissurée utilisant le modèle GTN, nécessite la détermination de plusieurs paramètres :

- Généralement, les paramètres constitutifs sont fixés à  $q_1=1.5$ ,  $q_2=1$  et  $q_3=(q_1)^2$ . Dans une étude récente, (Perrin et Leblond, 1990) ont mis en évidence l'existence d'une corrélation entre le paramètre  $q_1$  et la porosité  $f$ . Ainsi pour une porosité tendant vers zéro(0),  $q_1$  prend la valeur de 1.47 environ. Dans le cadre d'une large étude bibliographique concernant les paramètres du modèle GTN, il a été montré que le paramètre  $q_1$  prend des valeurs comprises entre 1.1 et 1.5 (Wilsius 1999 et Imad 2000).
- $f_0$  est la porosité initiale, elle est un paramètre lié au matériau. Elle est mesurée à partir d'observations microscopiques ou estimée à partir de la formule de Franklin.
- $\delta$  qui représente l'accélération de la croissance de porosité et  $a$  le paramètre de germination continue peut être fixé à partir de simulation numérique.
- $f_c$  correspond au début de la coalescence, est un paramètre ajustable en utilisant la simulation numérique ou peut être déterminé à partir d'analyses microscopiques.

### III.3.2. Modèle élastoplastique orthotrope couplé à l'endommagement

#### III.3.2.1. Comportement plastique

Ce modèle de plasticité est à pression indépendante où la surface d'écoulement est définie en fonction :

$$f(\sigma - \alpha) = \sigma^0 \quad (III. 25)$$

Avec :

$f(\sigma - \alpha)$  : Contrainte de Von-mises équivalente ou Potentiel de Hill incluant les effets de l'écrouissage cinématique  $\alpha$ .

$\sigma^0$  : Taille de la surface d'écoulement.

Par exemple la contrainte de Von Mises équivalente est définie comme :

$$f(\sigma - \alpha) = \sqrt{\frac{3}{2} (S - \alpha^{dev}) : (S - \alpha^{dev})} \quad (III. 26)$$

Où :

$\alpha^{dev}$  : Partie déviatrice de l'écrouissage cinématique.

$S$  : Tenseur de contraintes déviateur.

Ces modèles prennent en considération l'écoulement plastique:

$$\dot{\varepsilon}^{pl} = \frac{\partial f(\sigma - \alpha)}{\partial \sigma} \dot{\varepsilon}^{pl} \quad (III.27)$$

Avec :

$\dot{\varepsilon}^{pl}$  : Taux d'écoulement plastique.

$\dot{\varepsilon}^{pl}$  : Taux de déformation plastique équivalent, qui s'écrit sous la forme :

$$\dot{\varepsilon}^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^{pl} : \dot{\varepsilon}^{pl}} \quad (III.28)$$

### III.3.2.2. Comportement anisotrope avec le potentiel de HILL

La plasticité métallique posée dans Abaqus utilise un potentiel de contrainte de Von-Mises pour un comportement isotrope et un potentiel de contrainte de HILL pour un comportement anisotrope. Ces deux potentiels dépendent juste du déviateur de contrainte, alors la partie plastique de la réponse est incompressibles.

Cela signifie que, dans les cas où l'écoulement plastique domine les réponses, les éléments finis doivent être choisis de telle sorte qu'ils puissent accueillir le débit incompressible. Généralement l'intégration des éléments sont utilisés pour ce but : dans Abaqus/standard des éléments finis hybrides peuvent également être utilisés à des coûts plus élevés. L'intégration complète du premier ordre du continuum dans Abaqus/standard, utilisée sélectivement réduit l'intégration, si la déformation volumique est calculé au niveau du centre de l'élément seulement.

La contrainte potentielle de Von Mises est

$$f(\sigma) = q \quad (III.29)$$

Où

$$q = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{S} : \mathbf{S}} \quad (III.30)$$

Dans lequel S est le tenseur de contrainte déviateur.

$$\mathbf{S} = \sigma - \frac{1}{3} \text{trace}(\sigma) \mathbf{I} = \sigma - \frac{1}{3} \mathbf{II} : (\sigma) \quad (III.31)$$

Le potentiel est un cercle dans le plan normal aux axes hydrostatique des contraintes surfaciques principales. Pour cette fonction :

$$\frac{\partial f}{\partial \sigma} = \frac{1}{q} \frac{3}{2} \mathbf{S} \quad (III.32)$$

Et

$$\frac{\partial^2 f}{\partial \sigma \partial \sigma} = \frac{1}{q} \left( \frac{3}{2} \mathfrak{I} - \frac{1}{2} \mathbf{II} - \frac{\partial f}{\partial \sigma} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right) \quad (III.33)$$

Sachant que  $\mathfrak{I}$  est le tenseur de 4<sup>eme</sup> ordre.

La fonction de la contrainte de Hill est une extension de la fonction de Von Mises pour décrire le comportement anisotrope. La fonction est :

$$f(\sigma) = \sqrt{F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2} \quad (III.34)$$

En termes de composantes de contrainte cartésiennes rectangulaires, où F, G, H, L, M, N sont des constantes obtenues par des essais sur des matériaux dans différentes directions. Elles sont définie par

$$F = \frac{\sigma_0^2}{2} \left( \frac{1}{\bar{\sigma}_{22}^2} + \frac{1}{\bar{\sigma}_{33}^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}_{11}^2} \right) \quad (III.35)$$

$$G = \frac{\sigma_0^2}{2} \left( \frac{1}{\bar{\sigma}_{33}^2} + \frac{1}{\bar{\sigma}_{11}^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}_{22}^2} \right) \quad (III.36)$$

$$H = \frac{\sigma_0^2}{2} \left( \frac{1}{\bar{\sigma}_{11}^2} + \frac{1}{\bar{\sigma}_{22}^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}_{33}^2} \right) \quad (III.37)$$

$$L = \frac{3}{2} \left( \frac{\tau_0}{\bar{\tau}_{23}} \right)^2 \quad (III.38)$$

$$M = \frac{3}{2} \left( \frac{\tau_0}{\bar{\tau}_{13}} \right)^2 \quad (III.39)$$

$$N = \frac{3}{2} \left( \frac{\tau_0}{\bar{\tau}_{12}} \right)^2 \quad (III.40)$$

Où  $\sigma_0$ ,  $\bar{\sigma}_{11}$ ,  $\bar{\sigma}_{22}$ ,  $\bar{\sigma}_{33}$ ,  $\bar{\tau}_{12}$ ,  $\bar{\tau}_{23}$ ,  $\bar{\tau}_{13}$  sont spécifiés par l'utilisateur et  $\tau_0 = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$ .  $\bar{\sigma}$  et  $\bar{\tau}$  sont les valeurs de contrainte qui rend le potentiel égale à  $\sigma_0$  si seulement la coordonnée d'une seul contrainte est différente de zéro.

Pour cette fonction

$$\frac{\partial f}{\partial \sigma} = \frac{1}{f} \mathbf{b} \quad (III.41)$$

Où

$$\mathbf{b} = \begin{bmatrix} -G(\sigma_z - \sigma_x) + H(\sigma_x - \sigma_y) \\ F(\sigma_y - \sigma_z) - H(\sigma_x - \sigma_y) \\ -F(\sigma_y - \sigma_z) + G(\sigma_z - \sigma_x) \\ 2N\tau_{xy} \\ 2M\tau_{zx} \\ 2L\tau_{yz} \end{bmatrix}$$

Par addition

$$\frac{\partial^2 f}{\partial \sigma \partial \sigma} = \frac{1}{f} \left( \frac{\partial \mathbf{b}}{\partial \sigma} - \frac{1}{f^2} \mathbf{b} \mathbf{b} \right) \quad (III.42)$$

Avec

$$\frac{\partial \mathbf{b}}{\partial \sigma} = \begin{bmatrix} G+H & -H & -G & 0 & 0 & 0 \\ -H & F+H & -F & 0 & 0 & 0 \\ -G & -F & F+G & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2N & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2M & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2L \end{bmatrix}$$

### III.3.2.3. Critère d'endommagement ductile du métal

Le modèle précédent est couplé à l'endommagement. Ce couplage est réalisé en introduisant un critère d'endommagement ductile phénoménologique qui prédit le début d'endommagement dû à la germination, croissance et coalescence des cavités. Le modèle repose sur l'hypothèse que la déformation plastique au début d'endommagement  $\bar{\epsilon}_D^{pl}$ , est fonction de l'état de contraintes triaxial et du taux de déformation qui s'écrit :

$$\bar{\epsilon}_D^{pl}(\eta, \dot{\bar{\epsilon}}^{pl}) \quad (III.43)$$

Avec :

$\eta = -p/q$  : Etat de contrainte triaxial

$p$  : Contrainte de pression

$q$  : Contrainte de mises équivalente

$\dot{\bar{\epsilon}}^{pl}$  : Taux de déformation plastique équivalent.

Ce critère d'endommagement est utilisé lorsque les conditions suivantes sont satisfaites :

$$\omega_D = \int \frac{d\bar{\varepsilon}^{pl}}{\bar{\varepsilon}_D^{pl}(\eta, \dot{\varepsilon}^{pl})} = 1 \quad (III.44)$$

Où  $\omega_D$  est une variable d'état, qui augmente de façon monotone avec la déformation plastique. Pour chaque itération durant l'analyse, l'incrément dans  $\omega_D$  est calculé comme suit :

$$\Delta\omega_D = \frac{\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}}{\bar{\varepsilon}_D^{pl}(\eta, \dot{\varepsilon}^{pl})} \geq 0 \quad (III.45)$$

Dans Abaqus/Standard, le critère d'endommagement ductile est utilisé avec les modèles de plasticité de Von Mises, Johnson-Cook, Hill et Drucker Prager. Et dans Abaqus/Explicit, il est utilisé avec les mêmes modèles, en incluant les équations d'état.

### III.4. Conclusion

Ce chapitre a été consacré aux modèles de comportement des tôles laminées, nous avons commencé par une présentation du logiciel Abaqus, et de la manière de modéliser sous ce logiciel. Ensuite nous avons présenté les modèles de comportement endommageable qui modélise au mieux le comportement des tôles laminées jusqu'à la rupture.

## IV.1. Résultats expérimentaux

### IV.1.1. Essais Mécanique

#### IV.1.1.1. Essai de traction

Nous avons réalisé des éprouvettes de traction, dont les dimensions sont normalisées dans trois directions (la direction du laminage,  $45^\circ$  par rapport à la direction du laminage et dans la direction transversale).

##### IV.1.1.1.1. Norme utilisé

Dans notre cas, nous avons utilisé la norme ASME B 16.5

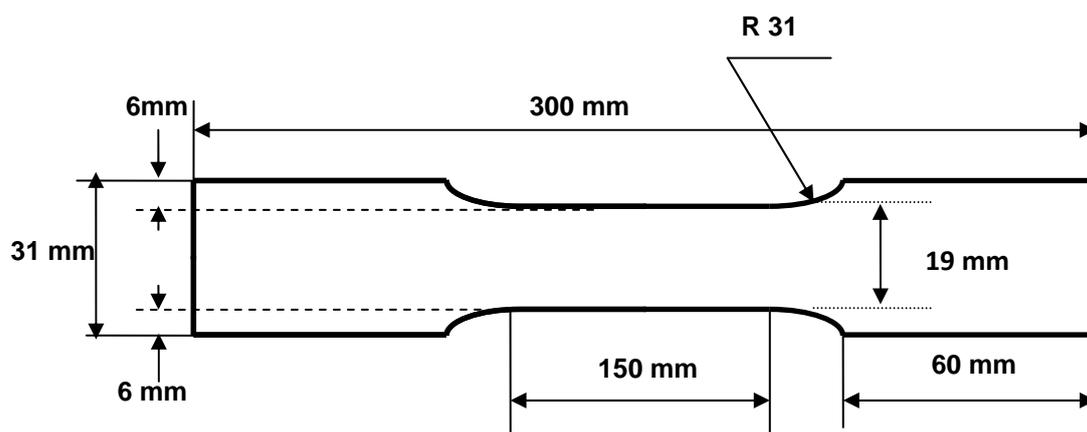
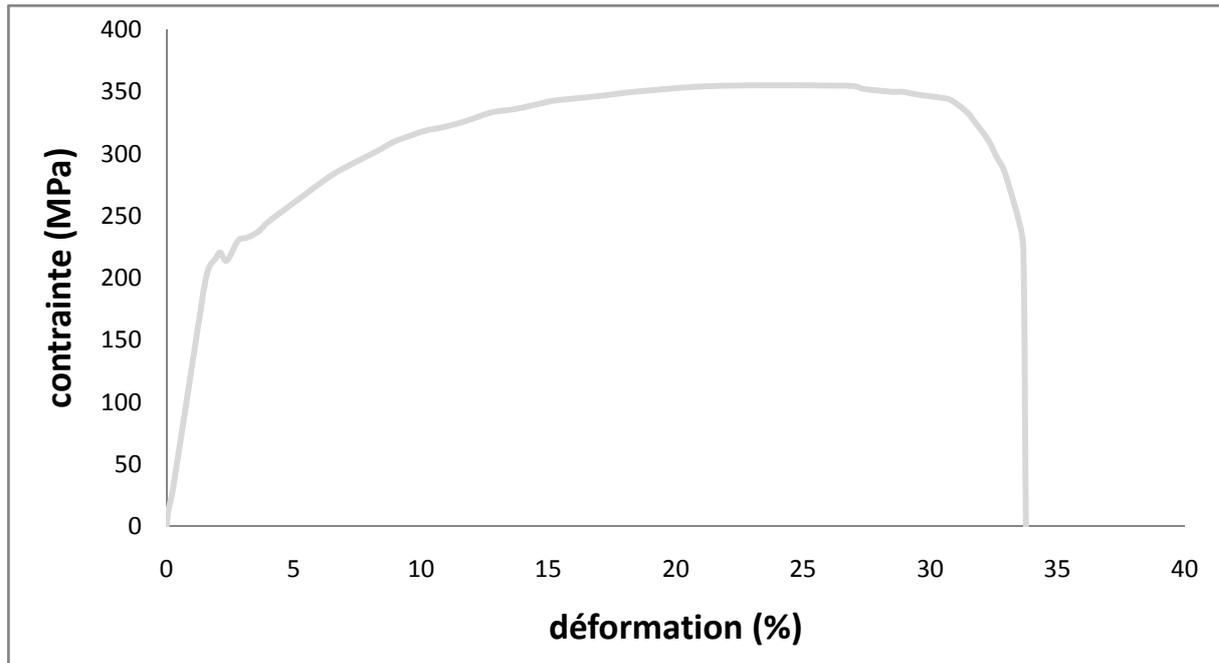
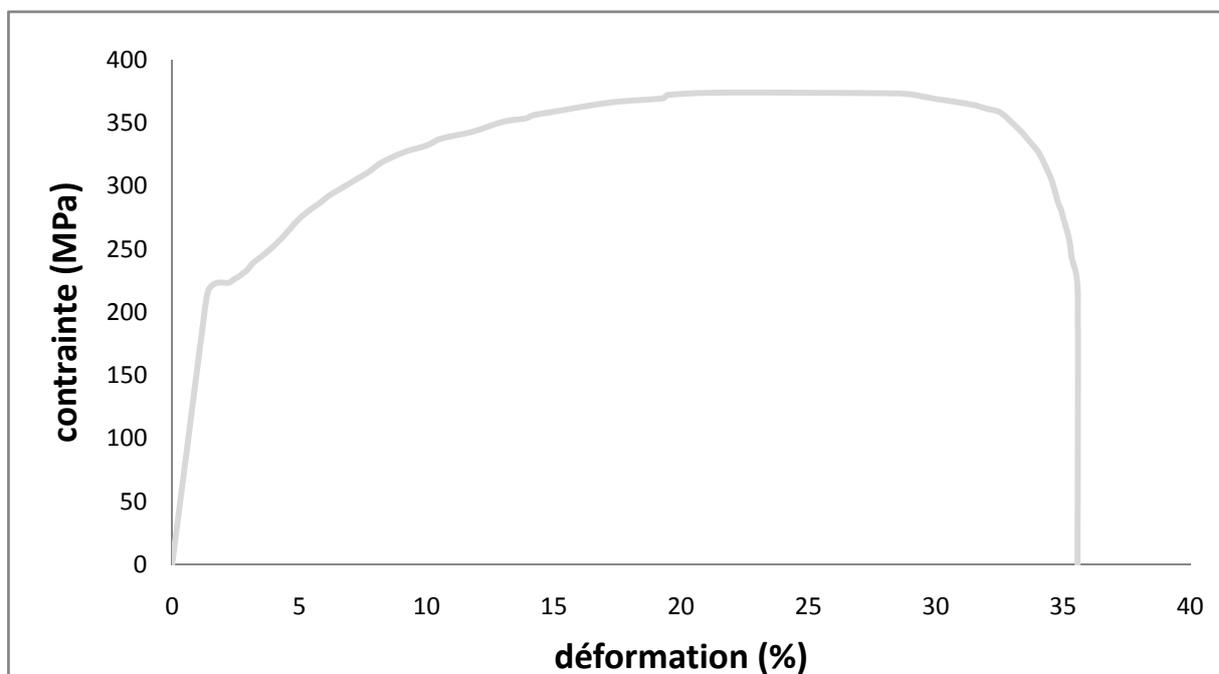


Figure. IV.1. Epreuve de traction normalisé

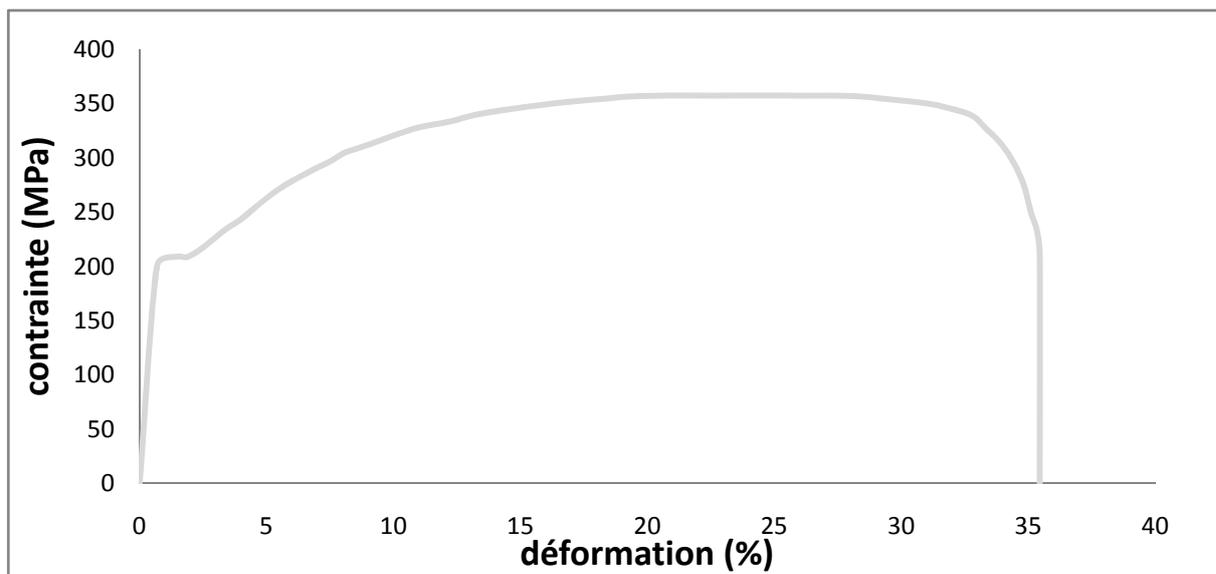
Les figures (IV.2, IV.3 et IV.4) ci-dessous représentent les courbes obtenues par essai de traction dans le sens de laminage, le sens à  $45^\circ$  par rapport au laminage et dans la direction transversale respectivement.



**Figure. IV.2.** Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction du laminage

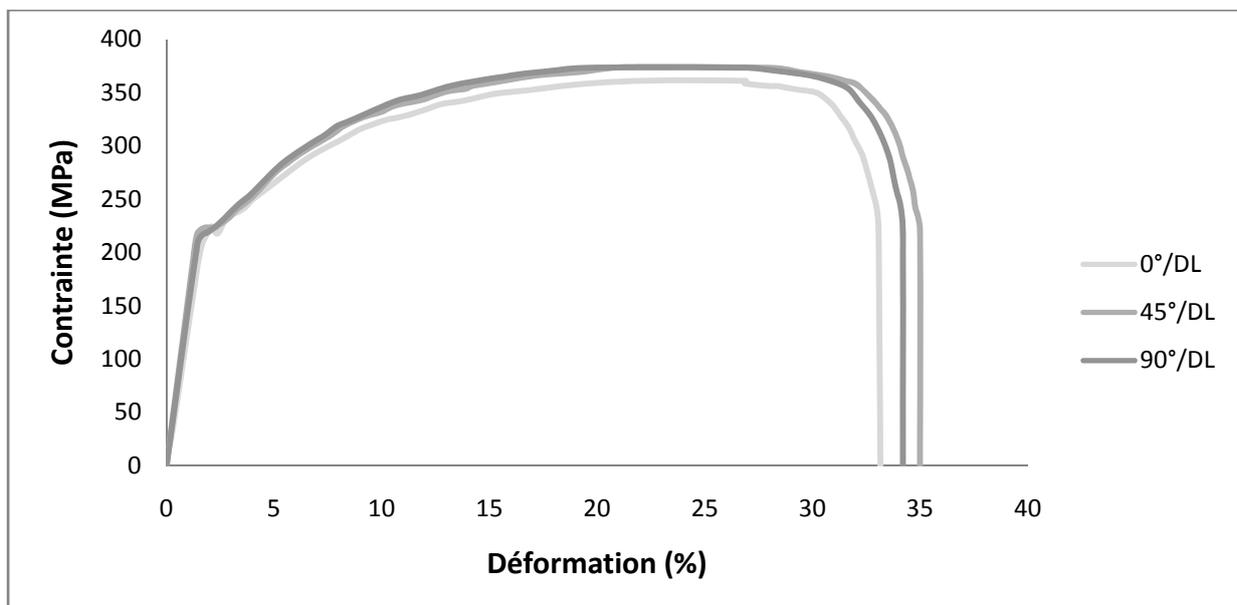


**Figure. IV.3.** Courbe contrainte déformation d'un essai de traction à 45° par rapport à la direction du laminage



**Figure. IV.4.** Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction transversale

La superposition des trois courbes est représentée sur la figure IV.5 pour nous permettre de faire une comparaison entre eux.



**Figure. IV.5** Superposition des courbes de traction

Nous constatons que dans le domaine élastique les trois courbes se superposent tandis que dans le domaine plastique un élargissement perpendiculaire à la direction du laminage est observé, cet élargissement est encore plus important dans la direction 45° par rapport au laminage. Nous expliquons cette variation par le comportement anisotrope de notre matériau ; d'autres explications seront données ultérieurement.

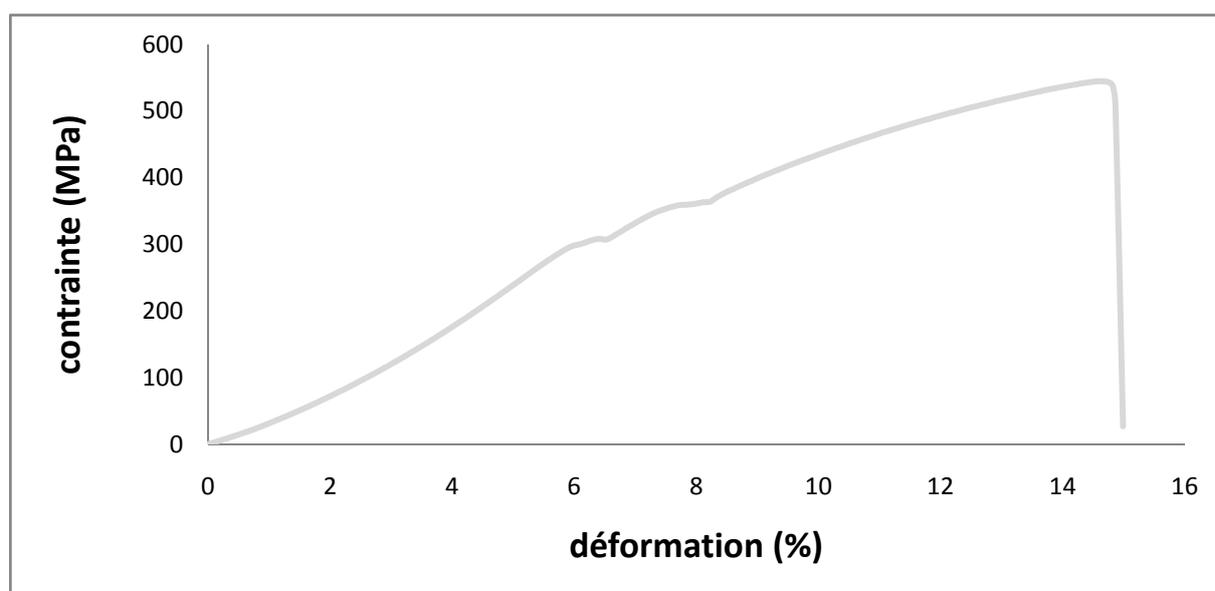
Les caractéristiques mécaniques de l'acier étudié, obtenues par l'essai de traction, sont données dans le tableau suivant (Tableau. IV.1)

	E (MPa)	$\sigma_e$ (MPa)	$\nu$
Direction du laminage	143700	240	0.3
45° par rapport à la direction du laminage	152500	260	0.3
Direction transversale	144200	267	0.3

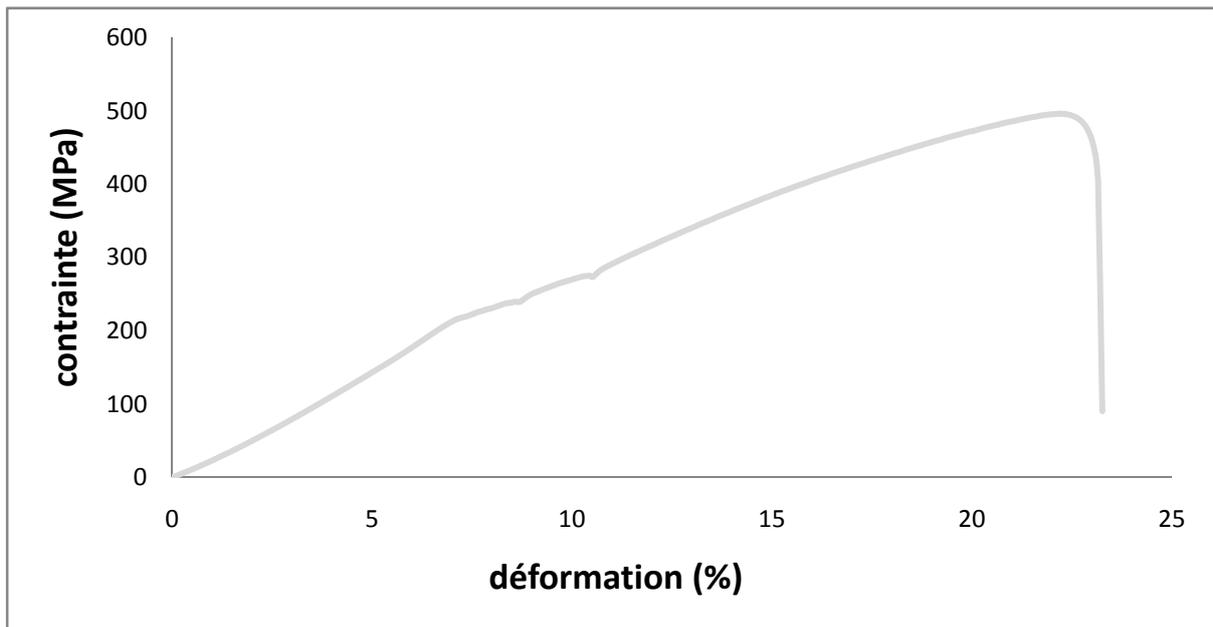
**Tableau. IV.1.** Caractéristique mécanique de l'acier étudié

#### IV.1.1.2. Essai de pliage

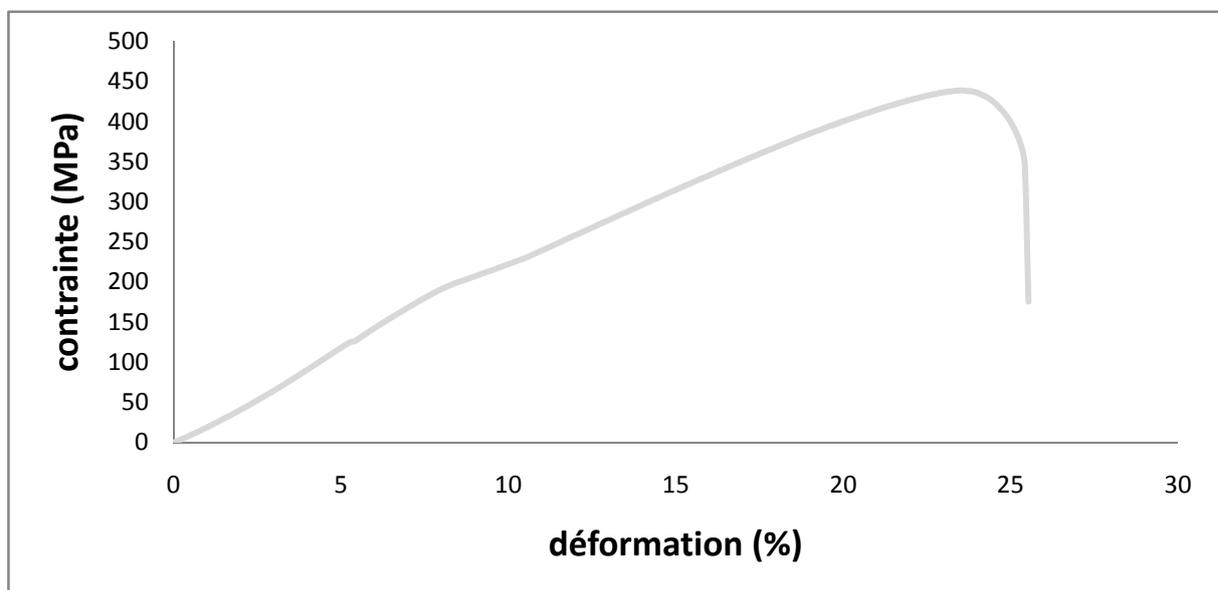
Dans l'essai de pliage nous avons fait varier la distance entre les appuis selon trois gammes (80mm, 100mm et 120mm). Les courbes obtenues sont représenté dans les figures (IV.6, IV.7 et IV.8) respectivement.



**Figure. IV.6.** courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la première gamme

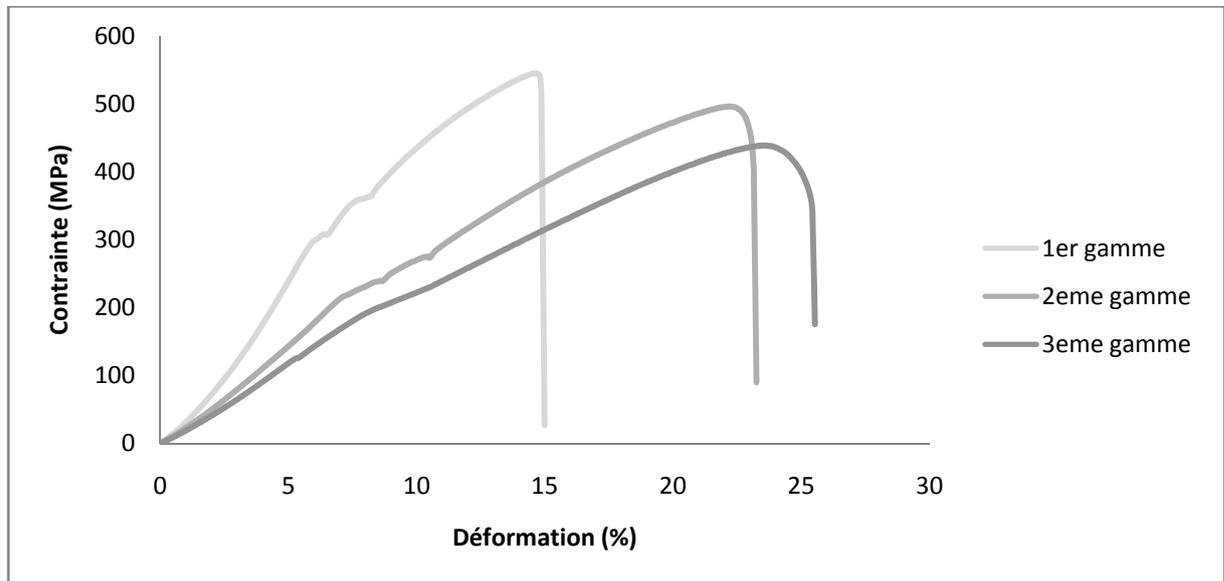


**Figure. IV.7.** courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la deuxième gamme



**Figure. IV.8.** courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la troisième gamme

La superposition des trois courbes est représentée sur la figure IV.9 pour nous permettre de faire une comparaison entre eux.



**Figure. IV.9.** Superposition des courbes de pliage

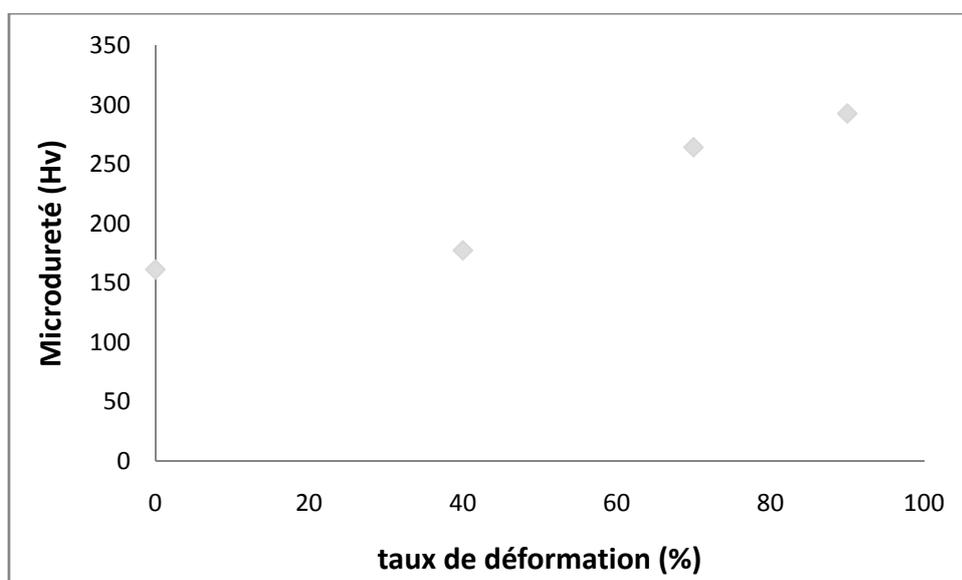
Nous avons comparé les résultats obtenus par l'essai de pliage, nous avons remarqué que la diminution de la distance entre les encastresments conduit à une augmentation de la contrainte à la rupture, et une diminution de la flèche.

#### IV.1.1.3. Essai de la Microdureté

On a fait les essais de la Microdureté pour l'échantillon à l'état initial et pour les trois échantillons obtenus par laminage (échantillon déformé plastiquement par laminage à 40%, 70% et 90%). Nous remarquons que la valeur moyenne de la dureté passe 161.3 Hv à l'état initial vers 292.6 Hv à l'état déformé à 90% de réduction d'épaisseur. Ce type de durcissement a déjà été largement mis en évidence dans la littérature et est appelé durcissement par écrouissage [16].

Echantillon	Hv
Etat reçu	161.3
Déformé plastiquement par laminage à 40%	177.4
Déformé plastiquement par laminage à 70%	264.2
Déformé plastiquement par laminage à 90%	292.6

**Tableau. IV.2.** Evolution de la microdureté en fonction de taux de déformation



**Figure. IV.10.** Evolution de la microdureté en fonction de taux de déformation

## IV.1.2. Caractérisation

### IV.1.2.1. Caractérisation de l'acier étudié par diffraction des rayons X

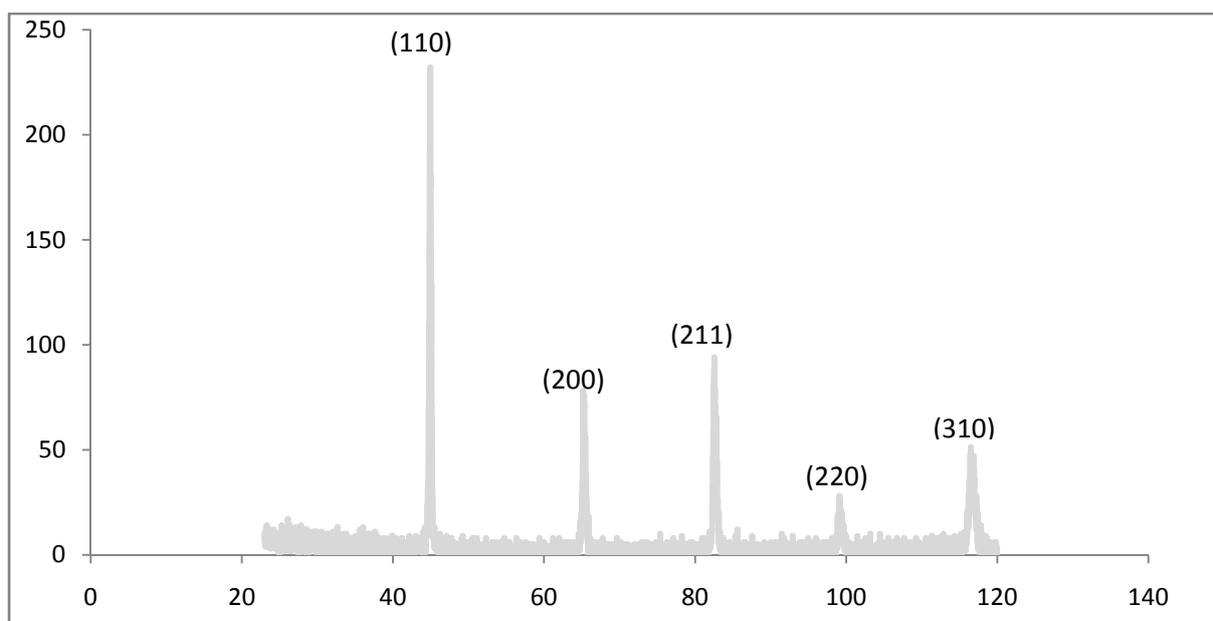
Les figures IV.1, IV.2 et IV.3, regroupant les résultats de la diffraction des rayons X, de l'acier étudié et cela respectivement pour l'état reçu, déformé à 40 et 90 pour cent.

Effectivement, nous avons observés, les 5 raies [(100), (200), (211), (220) et (310)] ou positions de la matrice Fe- $\alpha$  d'une structure Cubique Centrée (CC) [17].

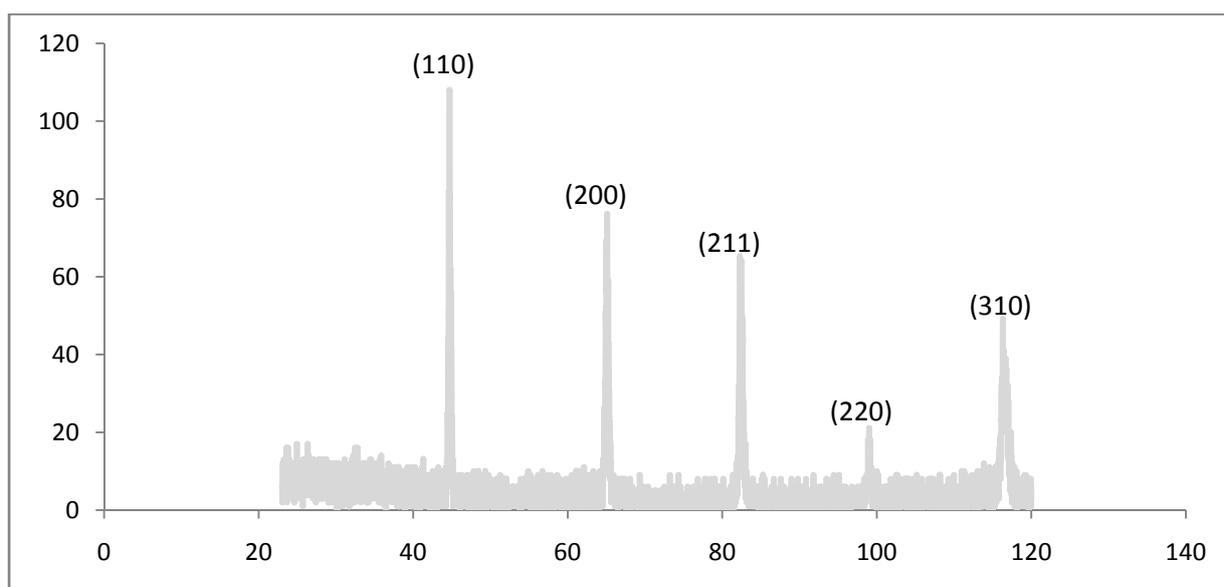
Nous avons calculé le paramètre de maille en fonction du taux de déformation en appliquant la loi de Bragg :  $n\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta_{hkl}$  (IV.1)

La relation qui relie le paramètre de maille  $a_{hkl}$  au distance interréticulaires  $d_{hkl}$  dans le cas de notre matériau CC est donnée par :  $d_{hkl} = \frac{a_{hkl}}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}$ .

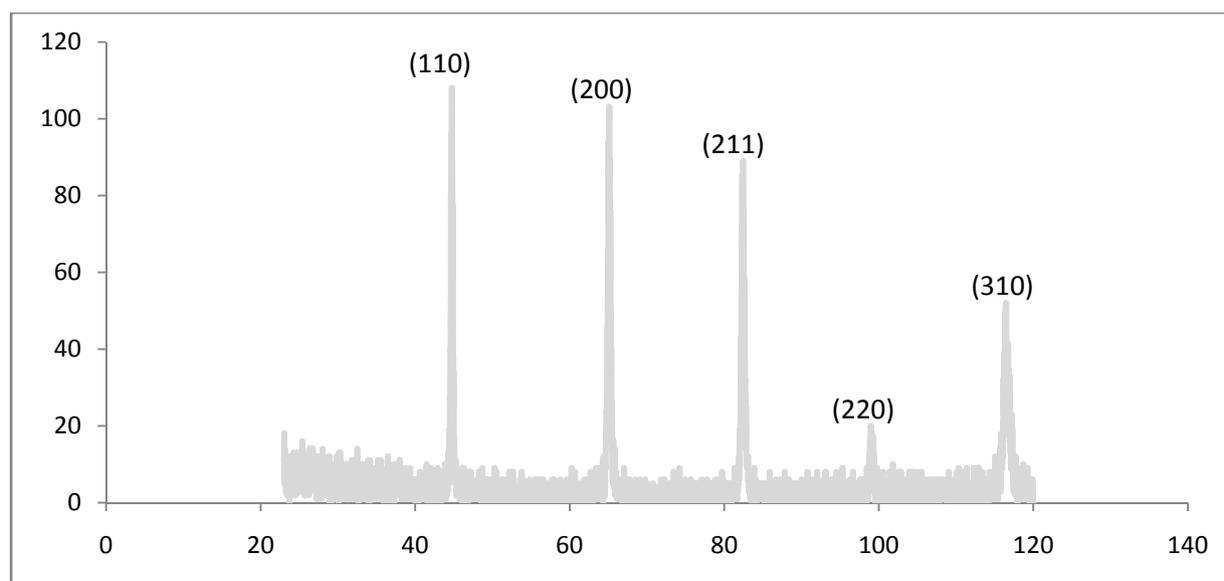
Nous remarquons que le paramètre de maille diminue en fonction du taux de laminage est cela peut être expliqué par la distorsion de la matrice Fe par les éléments d'addition et aussi l'effet de la déformation plastique.



**Figure. IV.11.** Diffractogramme de l'Acier ordinaire à l'état reçu



**Figure. IV.12.** Diffractogramme de l'Acier ordinaire déformé plastiquement par laminage à 40 % de réduction d'épaisseur



**Figure. IV.13.** Diffractogramme de l'Acier ordinaire déformé plastiquement par laminage à 90 % de réduction d'épaisseur

Les résultats obtenus sont regroupé dans les tableaux suivants :

raie	$2\theta$ (°)	$d_{hkl}$ (Å°)	$a_{hkl}$ (Å°)
(110)	44.6407	2.0274	2.8672
(200)	65.0451	1.4322	2.8644
(211)	82.2745	1.1704	2.8670
(220)	99.1863	1.0112	2.8601
(310)	116.2485	0.9067	2.8673

**Tableau IV.3.** Échantillon à l'état reçu

raie	$2\theta$ (°)	$d_{hkl}$ (Å°)	$a_{hkl}$ (Å°)
(110)	44.7075	2.0245	2.8630
(200)	65.0953	1.4312	2.8624
(211)	82.2745	1.1704	2.8670
(220)	99.0192	1.0124	2.8637
(310)	116.3153	0.9064	2.8663

**Tableau IV.4.** Échantillon déformée plastiquement par laminage à 40%

raie	$2\theta$ (°)	$d_{hkl}$ (Å)	$a_{hkl}$ (Å)
(110)	44.7410	2.0231	2.8611
(200)	65.0786	1.4315	2.8631
(211)	82.3914	1.1690	2.8636
(220)	99.1027	1.0118	2.8619
(310)	116.3153	0.9064	2.8663

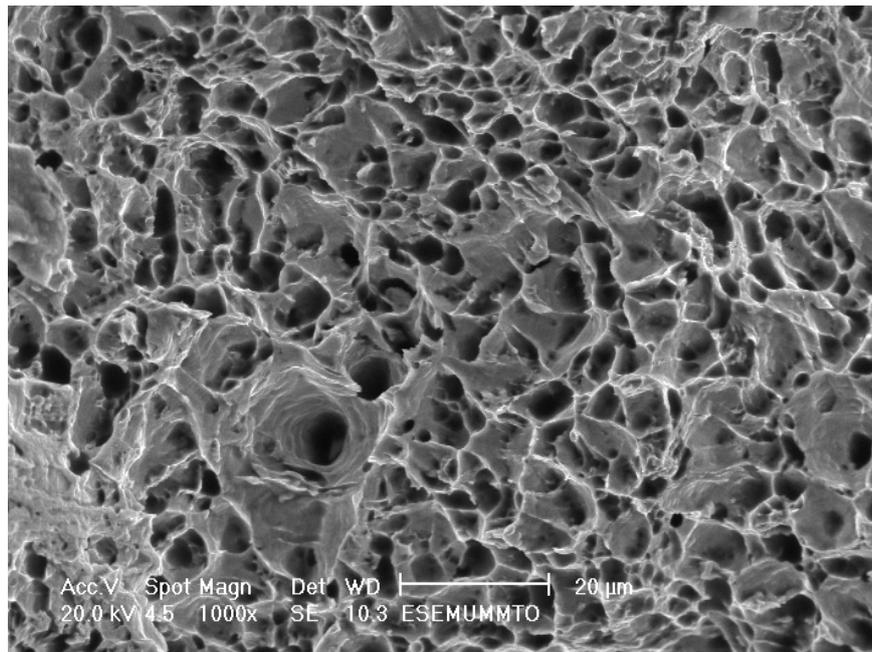
**Tableau IV.5.** Échantillon déformée plastiquement par laminage à 90%

Taux de déformation (%)	$a_{hkl}$ moyen (Å)
0	2.8652
40	2.8644
90	2.8632

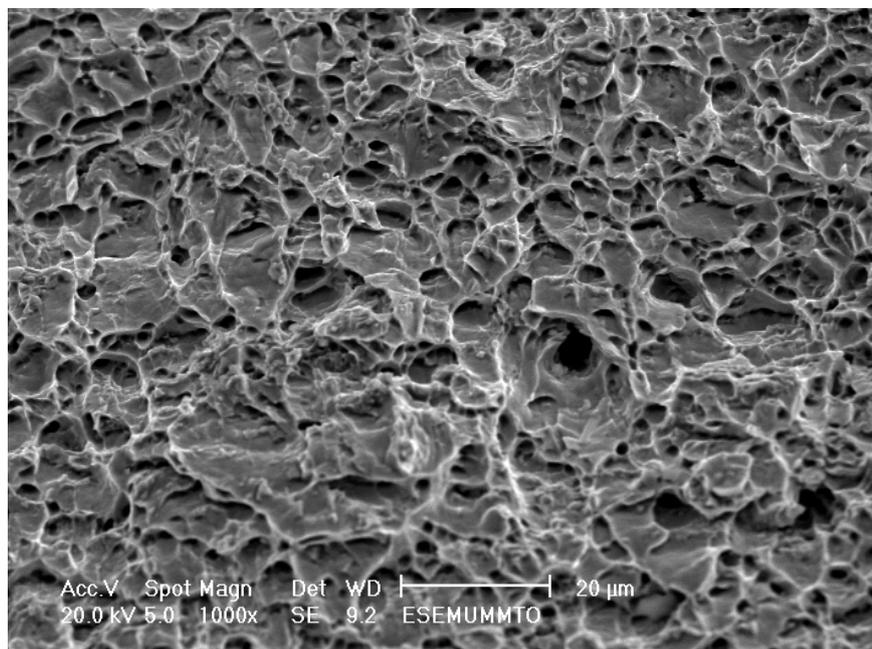
**Tableau IV.6.** Paramètres  $a_{hkl}$  moyens en fonction du taux de déformation

#### IV.1.2.2. Caractérisation de l'acier étudié par Microscope Electronique à Balayage

Une observation macrographique des faciès de rupture d'échantillons selon trois direction (0°, 45°, 90°) respectivement par rapport à la direction du laminage est présentée dans les figures. Le mode de rupture fragile est clairement indiqué par la figure IV.12, caractérisée par un état de surface relativement lisse. Par contre, la figure IV.13 illustre le phénomène d'arrachement de matière caractérisant une rupture ductile. La figure IV.14 montre clairement le caractère intergranulaire de la rupture fragile. Des fissures secondaires sont aussi observées à l'intérieur de quelques grains. Ceci montre que la rupture a eu lieu non seulement aux joints de grains mais aussi à l'intérieur des grains. Ces résultats, confirme le caractère anisotrope de la tôle étudiée [18].



**Figure IV.14.** Faciès de rupture pour l'échantillon dans la direction du laminage



**Figure IV.15.** Faciès de rupture pour l'échantillon à 45° par rapport à la direction du laminage

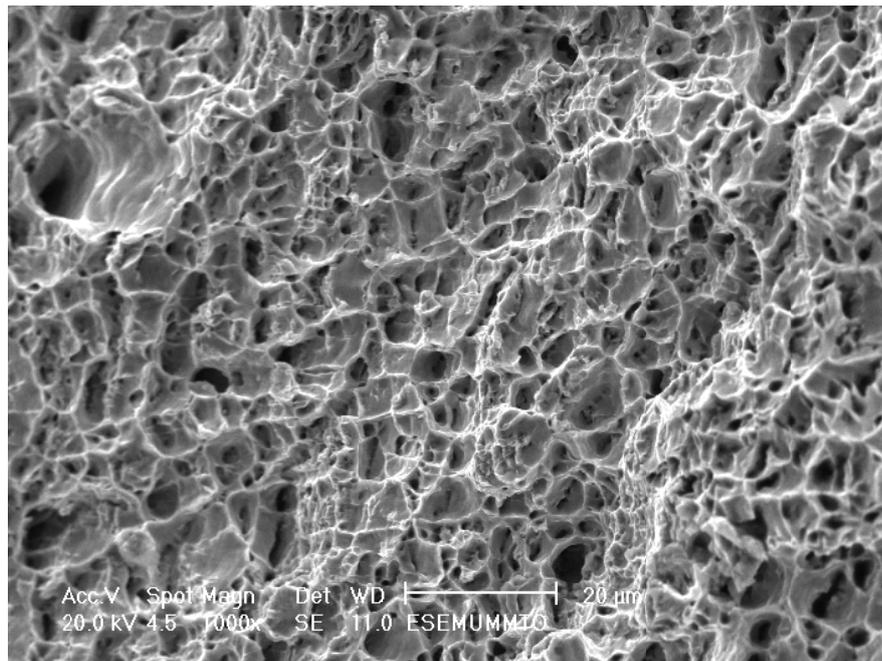


Figure IV.16. Faciases de rupture pour l'échantillon dans la direction transversale

## IV.2. Résultats numérique

### IV.2.1. Essai de traction

L'éprouvette normalisée, que nous avons utilisée pour la simulation de l'essai de traction dans les trois directions, est représentée dans la figure IV.17.

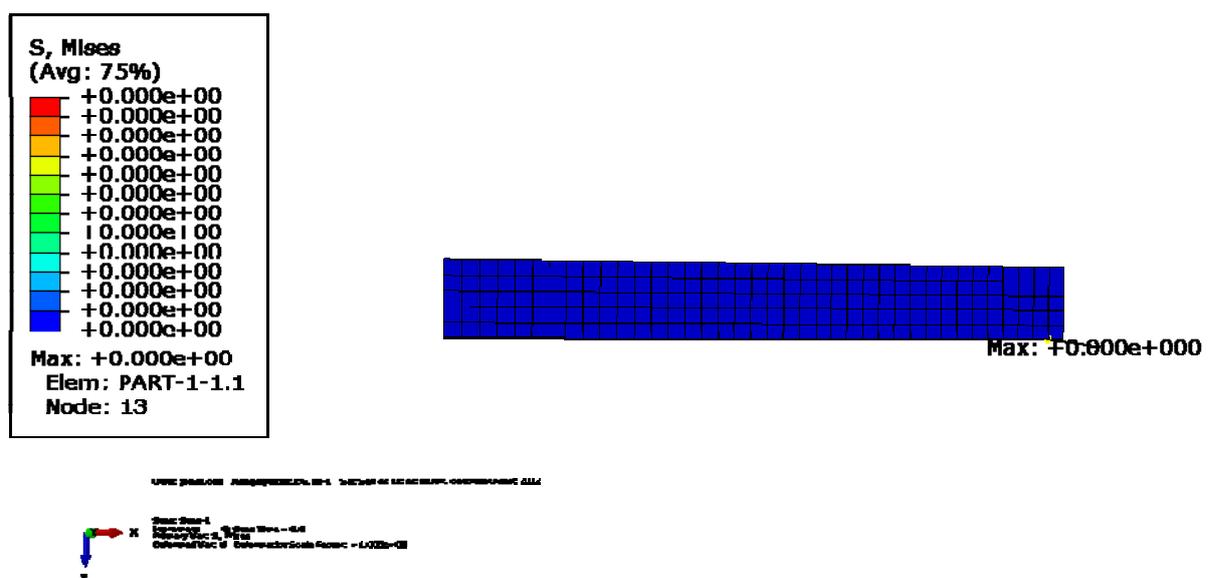


Figure IV.17. Modélisation de l'éprouvette de traction avec ABAQUS



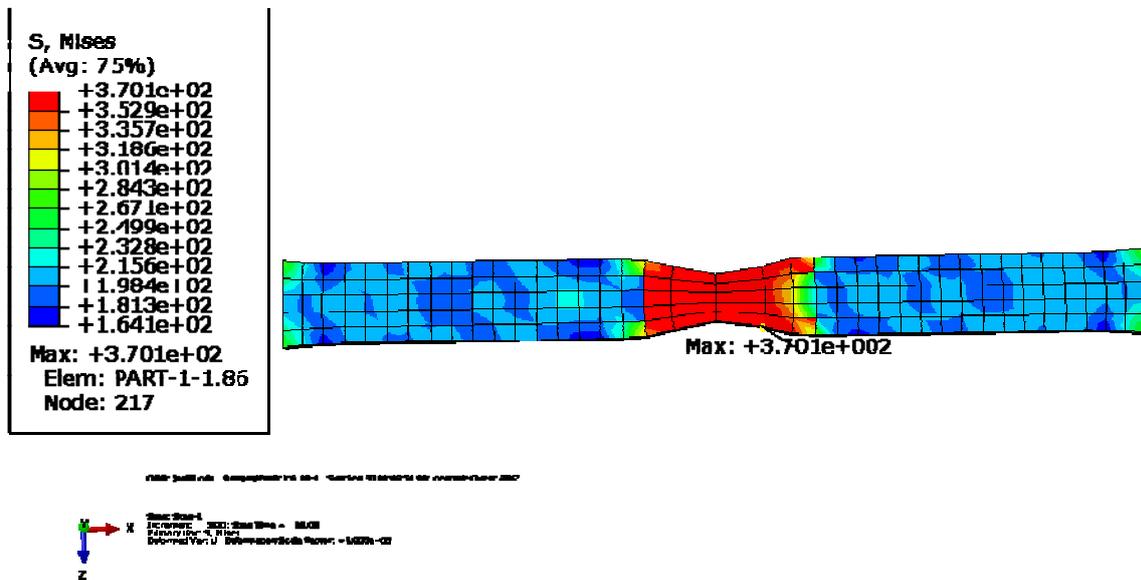


Figure IV.20. Simulation de l'essai de traction à 45° par rapport à la direction du laminage

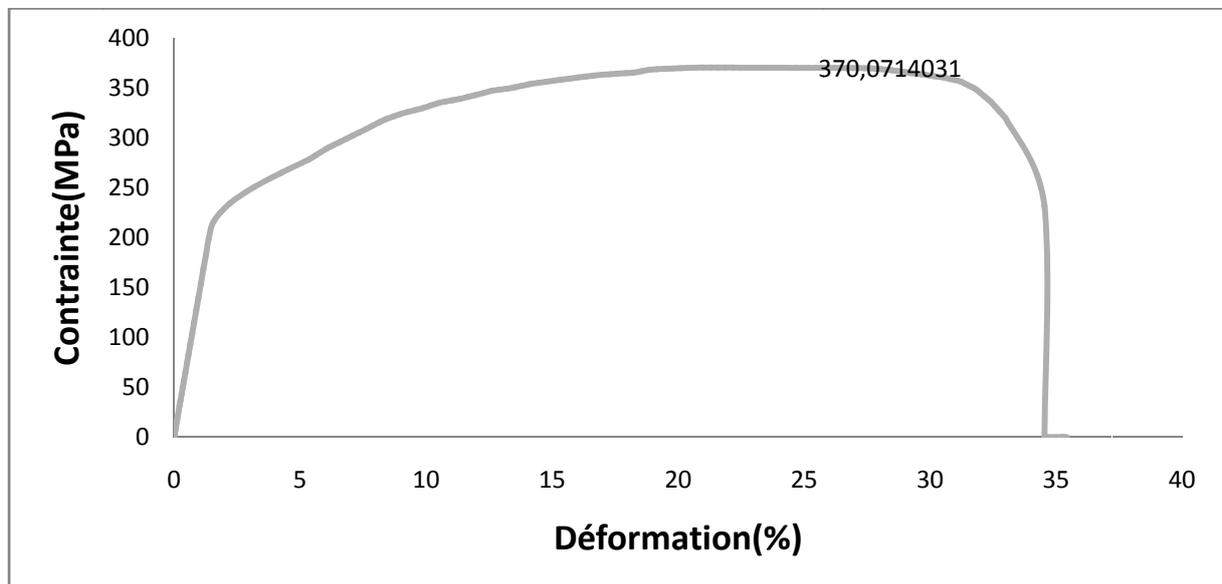


Figure. IV.21. courbe contrainte déformation d'un essai de traction à 45° par rapport à la direction du laminage



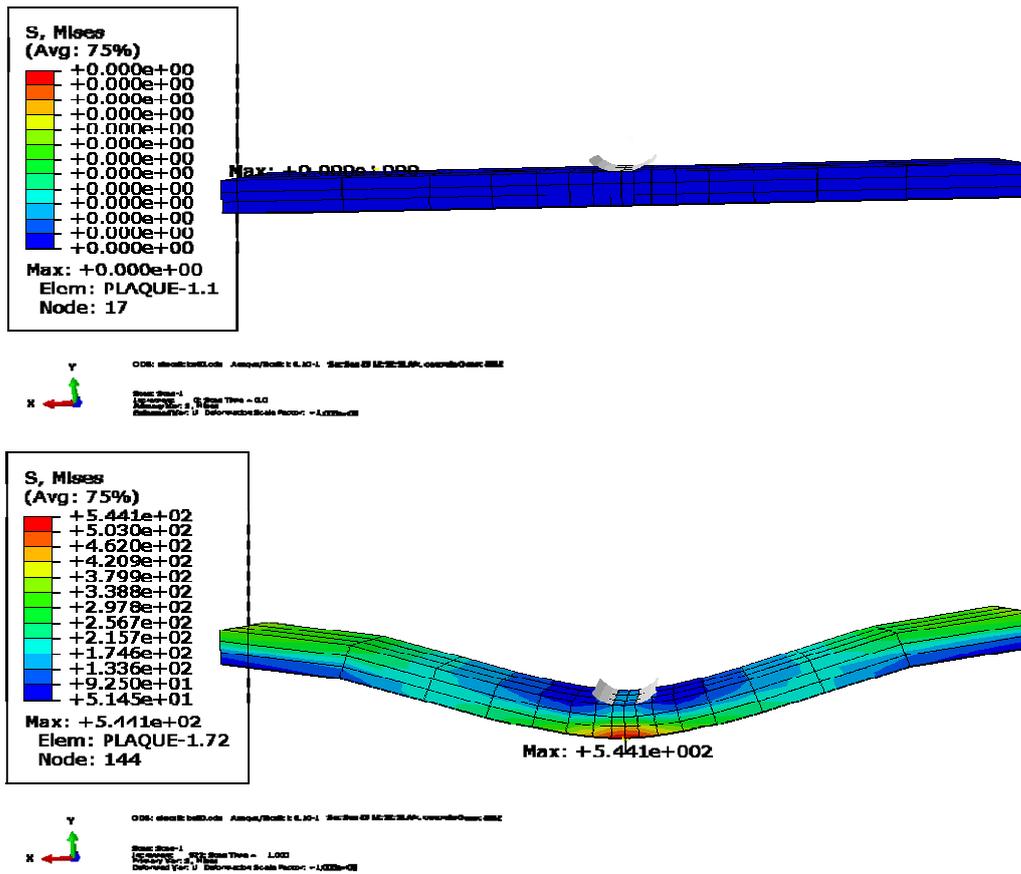


Figure IV.24. Simulation de l'essai de pliage, 1<sup>ère</sup> gamme: appuis distants de 80mm

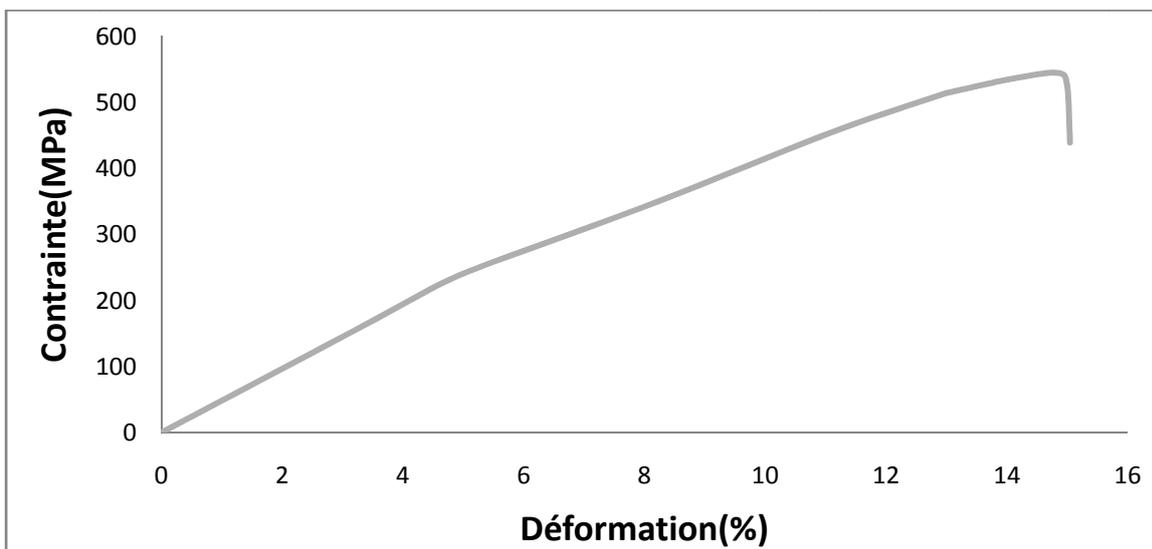


Figure. IV.25. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la première gamme: appuis distants de 80mm.

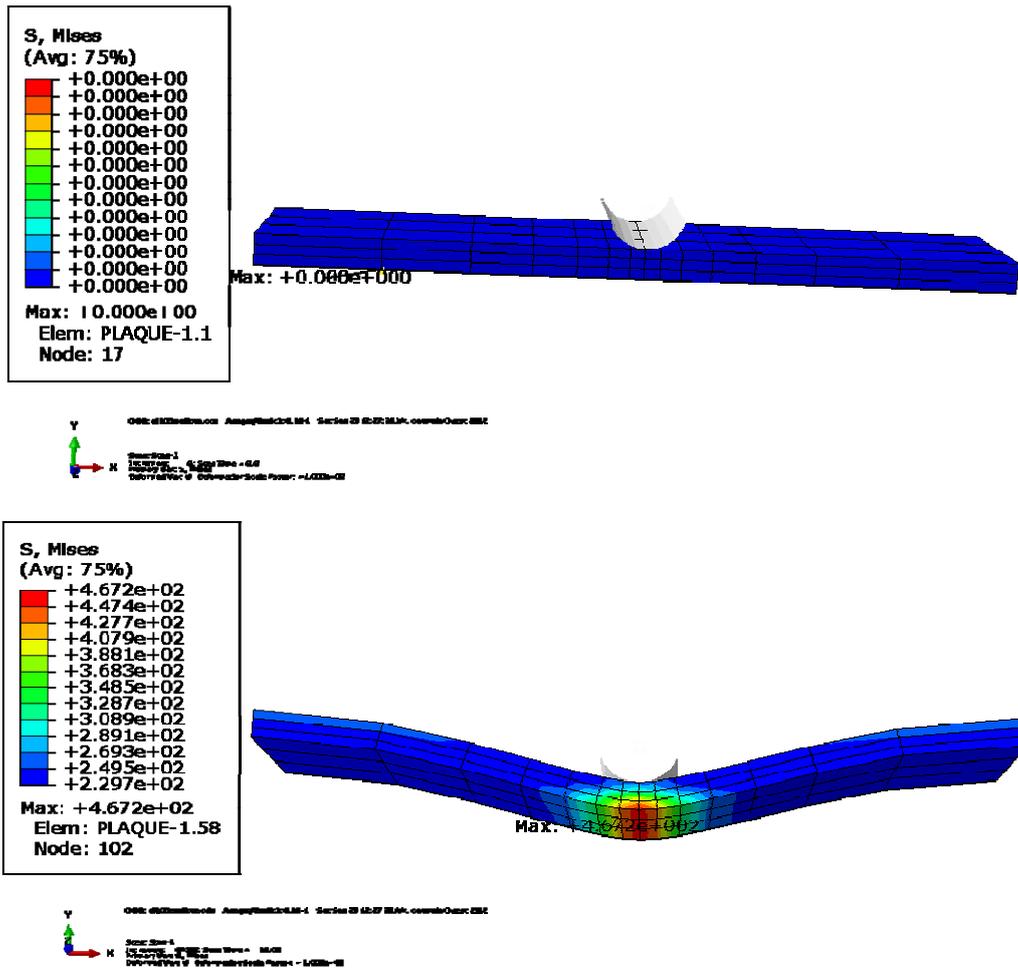


Figure IV.26. Simulation de l'essai de pliage, 2<sup>ème</sup> gamme: appuis distants de 100mm

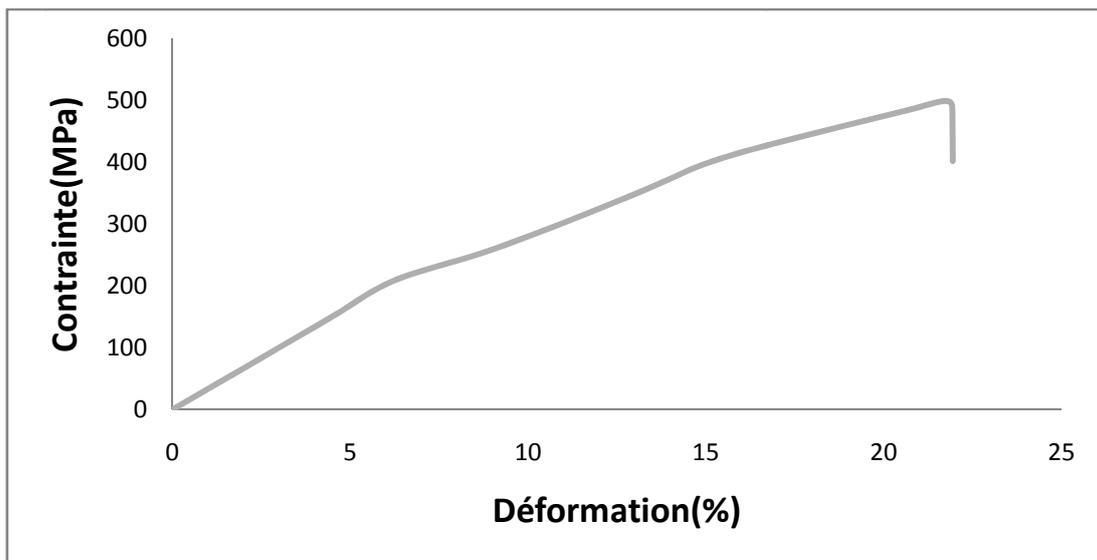


Figure. IV.27. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la deuxième gamme: appuis distants de 100mm

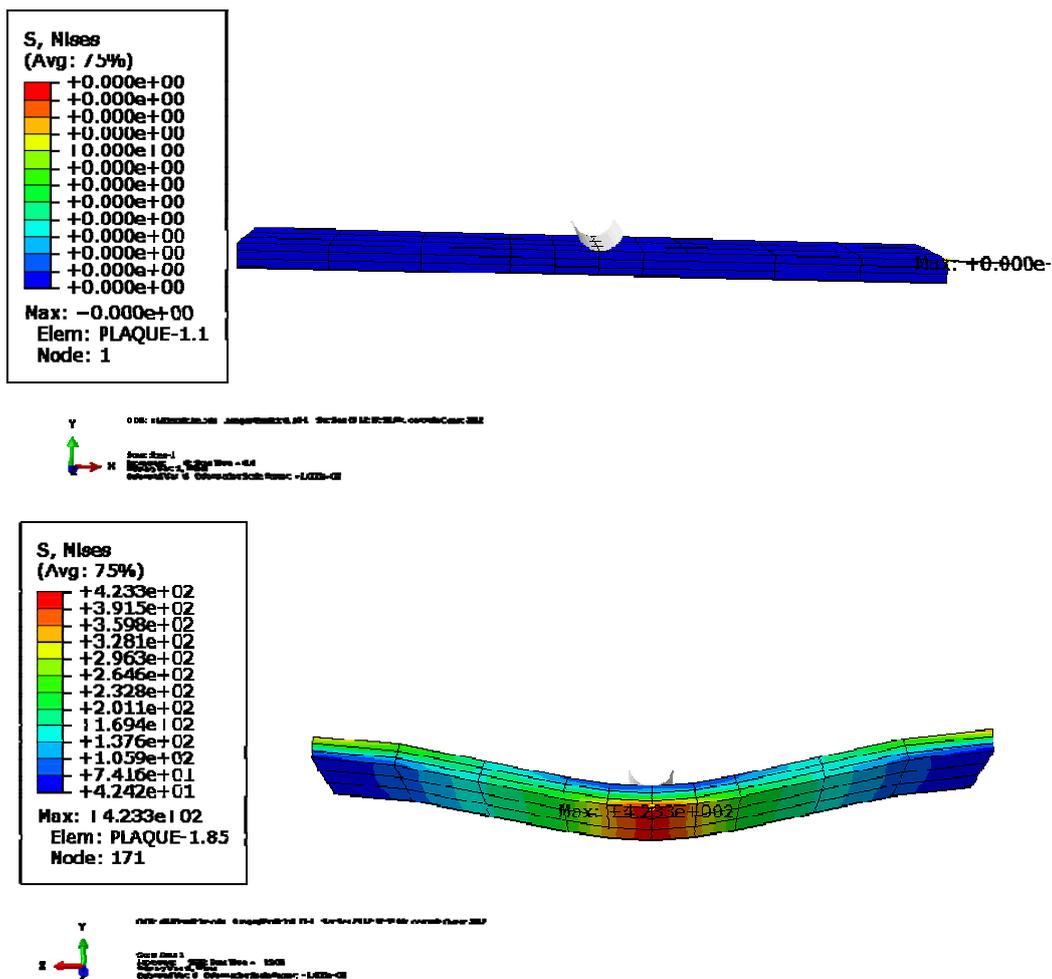


Figure IV.28. Simulation de l'essai de pliage, 3<sup>ème</sup> gamme: appuis distants de 120mm

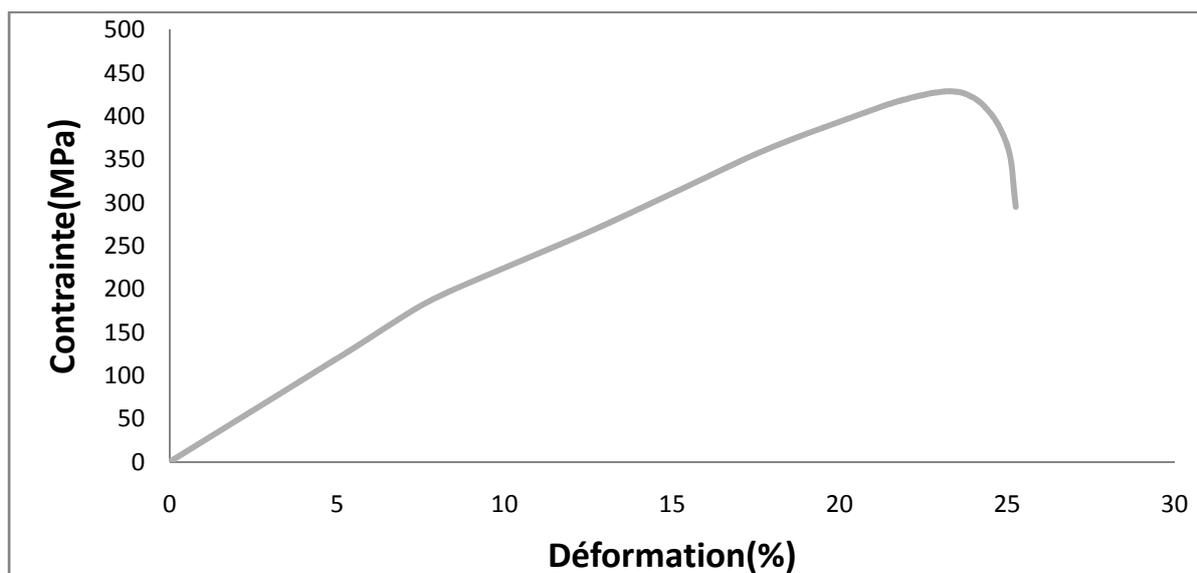


Figure. IV.29. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la troisième gamme: appuis distants de 120mm

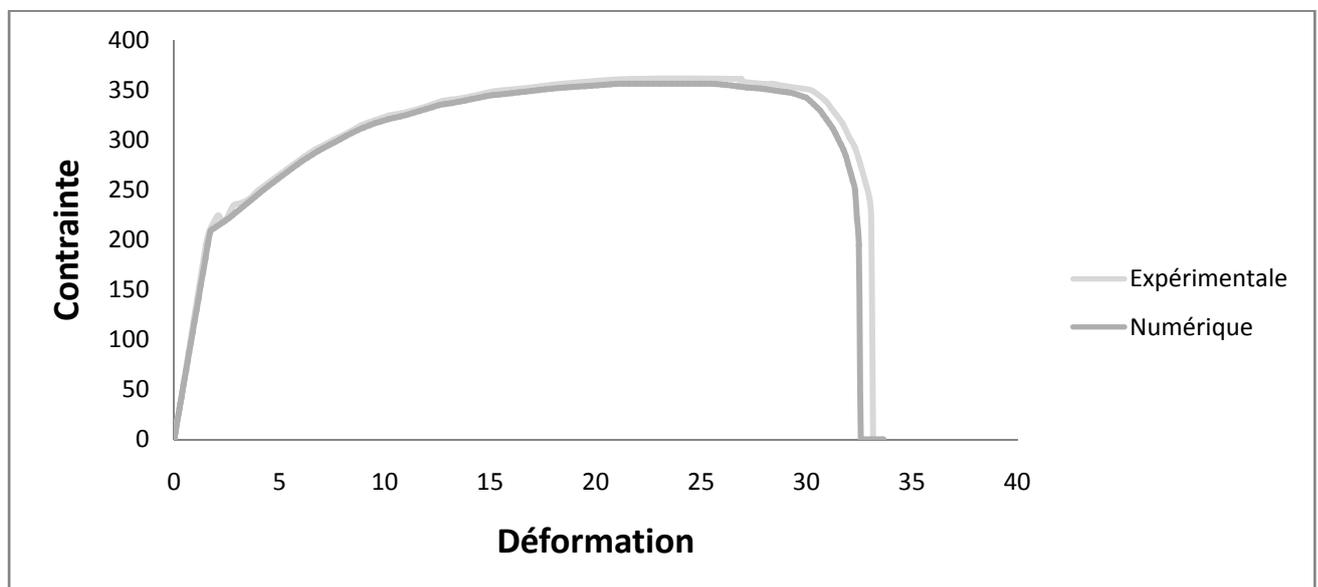
F	0.2040
G	0.2986
H	0.2997
L	1.5
M	1.5
N	0.4664

**Tableau IV.7.** Représente F, G, H, L, M et N

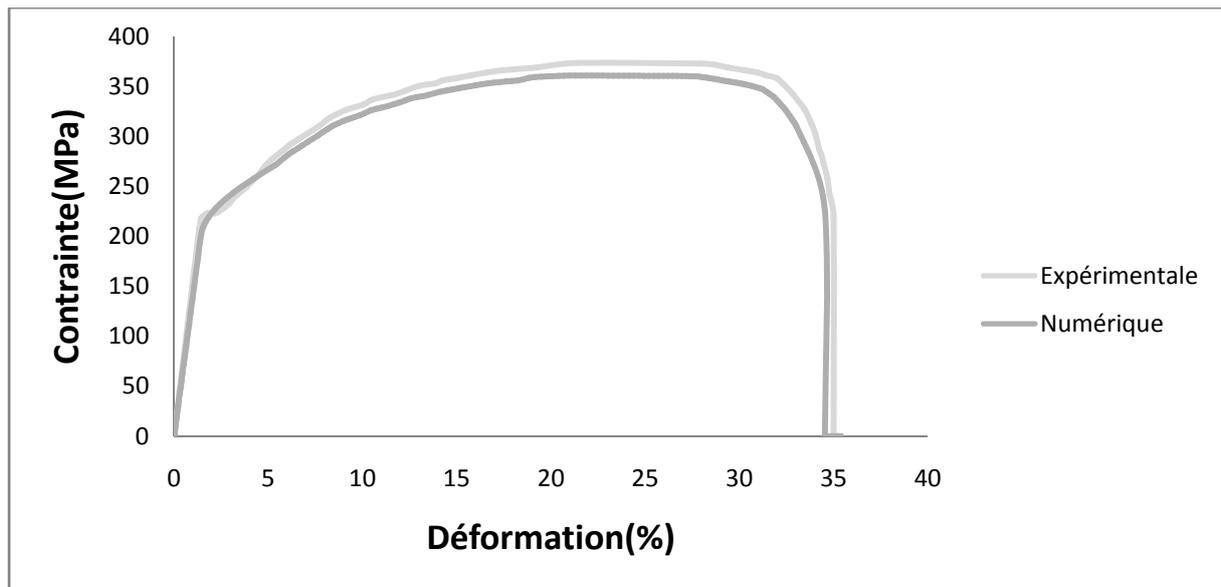
### IV.3. Comparaison des résultats

#### IV.3.1. Essais de traction

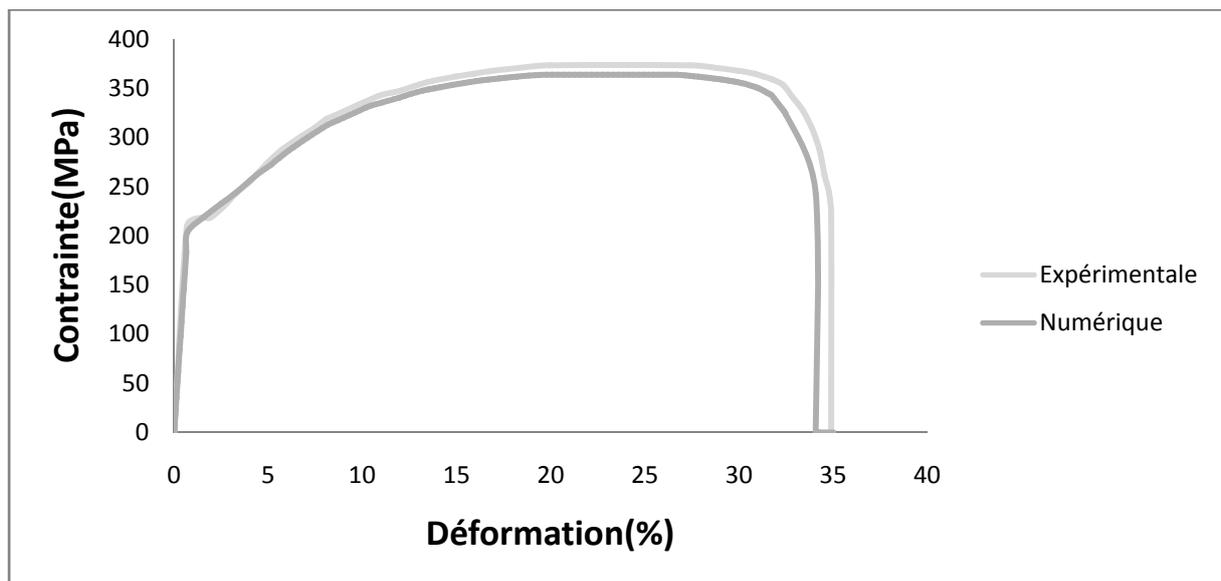
La superposition des courbes de traction obtenues par simulation numériques et expérimentalement, dans chacune des différentes directions, est représentée par les figures (IV.30, IV.31 et IV.32).



**Figure. IV.30.** Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction du laminage



**Figure. IV.31.** courbe contrainte déformation d'un essai de traction à 45° par rapport à la direction du laminage



**Figure. IV.32.** courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction transversale

Les figures (IV.30, IV.31 et IV.32) montrent une bonne correspondance entre les résultats numériques et expérimentaux dans le domaine élastique. Il apparaît un petit décalage entre les courbes dans le domaine plastique.

### IV.3.2. Essais de pliage

La superposition des courbes de pliage numériques et expérimentales pour les différentes gammes, est représentée par les figures (IV.33, IV.34 et IV.35).

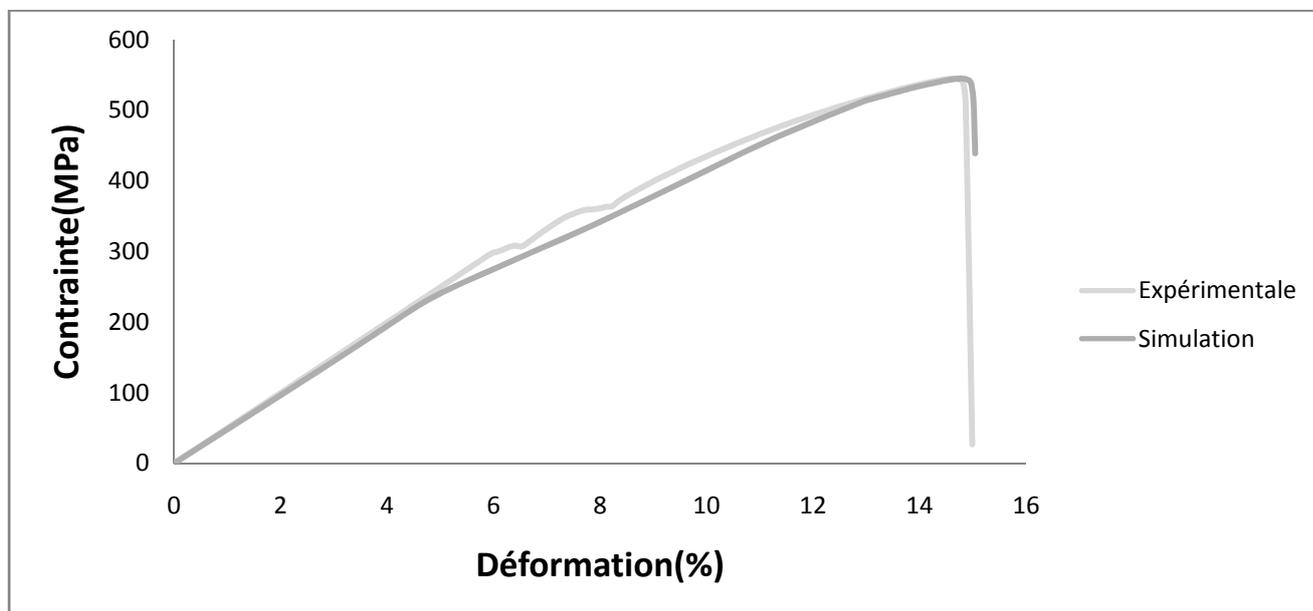


Figure. IV.33. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la première gamme

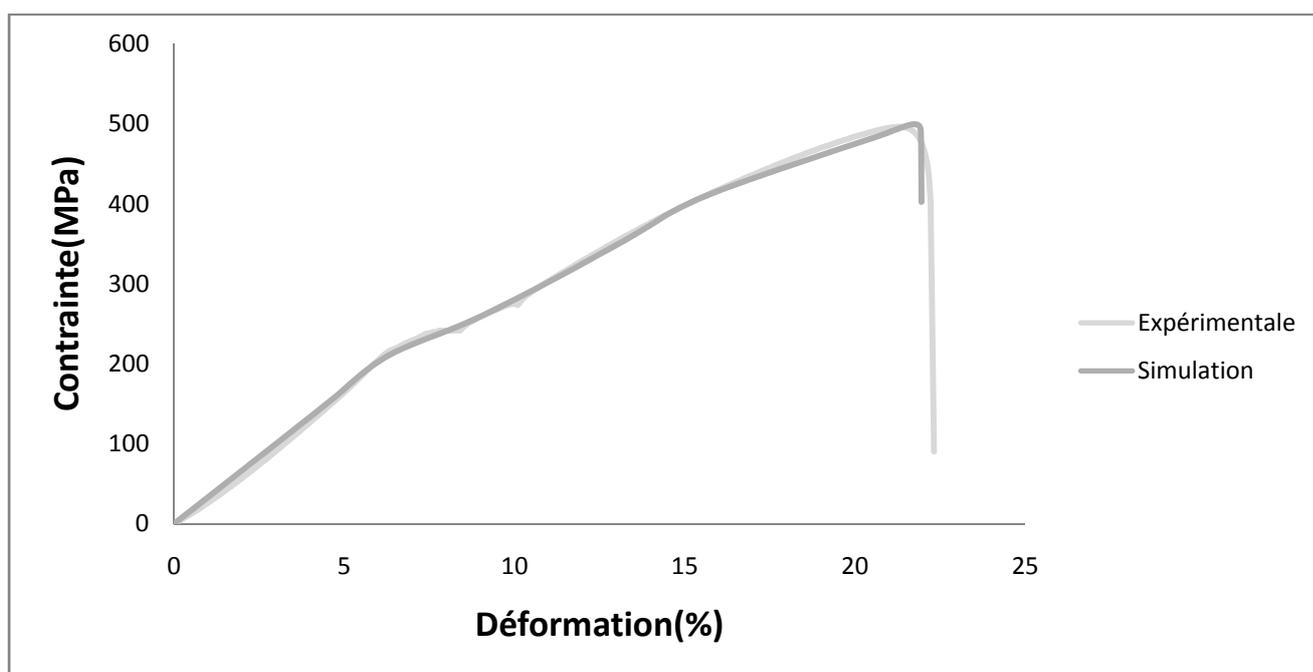
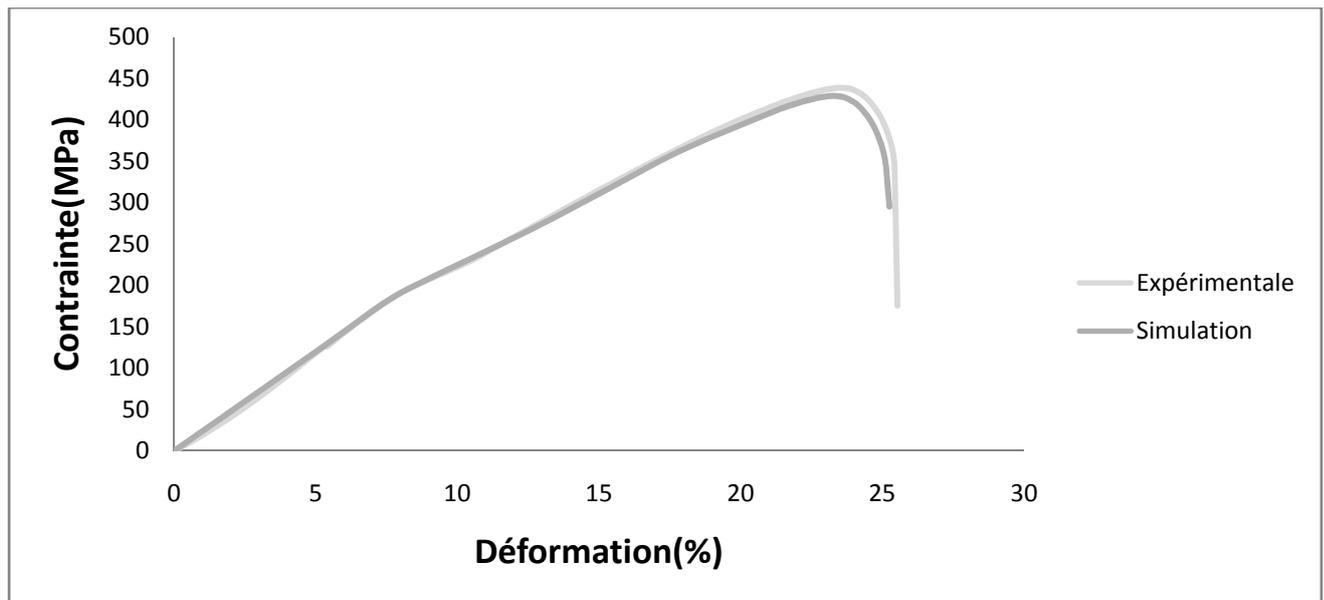


Figure. IV.34. courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la deuxième gamme



**Figure. IV.35.** courbe contrainte déformation d'un essai de pliage de la troisième gamme

Une bonne corrélation est observée entre les courbes obtenues expérimentalement et celles obtenues par simulation numérique dans les essais de traction et de pliage. L'effort croît au début de chargement jusqu'au stage où un endommagement significatif apparaît, puis diminue jusqu'à la rupture. Ce type de courbe est généralement observé au cours d'essais de mise en forme par déformation plastique.

#### IV.4. Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons utilisé le modèle présenté dans le chapitre 3 pour décrire la rupture ductile des tôles dans différentes situations. Nous avons d'abord présenté les résultats des essais mécaniques et de caractérisation, obtenus expérimentalement. Ensuite, nous sommes passés à la simulation numérique en exploitant les données de l'expérimental.

La comparaison entre l'expérimental et la simulation numérique est concordante, ce qui nous permet de conclure sur la validité et la fiabilité du modèle étudié.

## *Conclusion Générale*

Cette étude, ma permet d'apprendre les techniques de caractérisation des matériaux telle que la DRX, MEB, Microdureté, Essais de traction, pliage, laminage et se familiariser avec la simulation des procédés de fabrication par le logiciel ABAQUS.

L'analyse des phases par DRX, nous a permet d'identifié notre acier et calculer le paramètre de maille de ça structure cubique centré et sella pour différents taux de déformation plastique par laminage.

L'analyse par Microscope Electronique à Balayage (MEB), nous a permet de déduire le caractère anisotrope de la tôle étudié et cela par l'analyse des faciases de ruptures qui sont ductile pour la direction de laminage et fragile pour les autres directions.

La microdureté de l'alliage étudié évolue d'une façon monotone en fonction du taux de déformation.

La simulation numérique avec le logiciel Abaqus des essais de traction et de pliage nous a permit de confirmé l'exactitude de notre démarche et de confirmer certains résultats expérimentaux. Les résultats de la simulation numérique sont en bonne corrélation avec les résultats expérimentaux.

## *Perspectives*

- Caractérisation de la microstructure de la déformation
- Caractérisation de l'anisotropie plastique du matériau étudié
- Réalisé d'autres essais mécanique sur des tôles traites thermiquement
- Utilisé d'autre modèle de simulation

## Références Bibliographiques

- [1] G.BERANGER, G.HENRY, G.SANZ. « le livre de l'acier ». Technique et documentation, Lavoisier, 1994.
- [2] André AUTHIER, Optique CRISTALLINE-Diffraction par les cristaux. Université Pierre-et-Marie-Curie, Paris-VI.
- [3] William D, Callister, Jr, science génie de matériaux, Modulo, Editeur 2001.
- [4] I. Lakhtine, métallographie et traitement thermique, 4<sup>ème</sup> édition, mir. Moscou (1984).
- [5] Guy MURRY, Technique de l'ingénieur, Matériaux, Aciers. Généralités, M300.
- [6] C.Chaussin, G.Hilly, Métallurgie : Alliages métalliques. Tome2. DUNUOD 1984.
- [7] groupe Arcelor, construire avec les aciers, 2<sup>ème</sup> édition, Paris 2002.
- [8] Louis COLOMBIER-Gérard FESSIER-Guy HENRY, ACIER. Technologie, 2<sup>ème</sup> édition, Technique et Documentation, 1990
- [9] Roland FORTUNIER, comportement mécanique des matériaux. Cours ENSM-SE, 1998.
- [10] J. Lemaitre and J. L. Chaboche. Mécanique des matériaux solides. Dunod, 1988.
- [11] Guy Murray, Aide-mémoire, Métallurgie, Métaux. Alliages. DUNOD, Paris, 2004.
- [12] Wang Deping, Shi Ziyuan, Zou Longjiang. A liquid aluminum corrosion resistance surface on steel substrate, Applied Surface Science 214 (2003).
- [13] J. Bénard, A. Michel, J. Philibert & J. Talbot, *Métallurgie générale*, Masson, Paris, 2<sup>e</sup> éd. 1984.
- [14] B. Jouffrey, A. Bourret & C. Colliex dir., *Microscopie en science des matériaux*, éd. du C.N.R.S., Paris, 1983
- [15] V.Tvergaard and A. Needleman. Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar. Acta Metallurgica, 32(1):157-169, 1984.

[16] R. W. K. Honeycombe, *The Plastic Deformation of Metals*, Edward Arnold, Londres, 2<sup>e</sup> éd. 1982

[17] J. P. Eberhart, *Analyse structurale et chimie des matériaux : diffraction des rayons X, électrons et neutrons, microscopie électronique, spectrométrie des rayons X*, Dunod, Paris, 1989

[18] B. Joffrey, A. Bourret & C. Colliex dir. *Microscopie en science des matériaux*, éd. du C.N.R.S., Paris, 1983.