

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et la Recherche Scientifique
UNIVERSITE MOULOUD MAMMARI de TIZI-OUZO



Faculté du Génie de la Construction
Département Génie Mécanique

Mémoire de Fin d'Etudes

En vue de l'obtention du diplôme de Master académique en Génie
Mécanique

Spécialité : Fabrication mécanique et productique

Thème

ETUDE NUMERIQUE DU PLIAGE DE TOLES EN
ACIER TRIP 304L

Proposé par :
Mr ALMANSBA.M

Dirigé par :
Mr ALMANSBA.M
Mr BOUDEDJA.A

Réalisé par :
BEN ABDESSELAM Siham

Promotion 2018/2019

Remerciements

Je tiens à exprimer mes vifs remerciements à mon promoteur Mr. ALMANSBA.M pour son aide et ses conseils pour l'aboutissement de ce travail ainsi qu'à mon encadreur Mr. BOUDJEDJA.A, qu'ils trouvent ici ma profonde gratitude et mon respect.

Je remercie également les membres du jury qui me feront l'honneur d'examiner ce travail et de l'enrichir par leurs propositions.

Je remercie aussi ma famille pour leurs soutiens.

Je remercie tous mes amis qui ont été toujours présent quand j'en avais besoin.

Enfin je remercie tous ceux qui ont contribué de prêt ou de loin à la réalisation de ce travail.

DEDICACES

Je dédie ce travail à :

- + Mes parents.*
- + Mes sœurs et mon frère.*
- + Mes grands-parents.*
- + Mes oncles, tantes et cousins.*
- + Tous mes amis.*

Et tous ce qui m'ont aidé de près ou de loin.

Sommaire :

Liste des figures	a
Liste des tableaux	d
Introduction générale	02
Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP	
1.1. Introduction	05
1.2. Les aciers TRIP	05
1.3. Classification des aciers TRIP	06
1.3.1. Aciers austénitiques métastables	06
1.3.2. Les aciers duals-phase et HSLA	07
1.3.3. Les aciers TRIP au Si-Mn	07
1.4. Mécanismes responsables du TRIP	08
1.4.1. Mécanisme de Greenwood et Johnson	08
1.4.2. Mécanisme de Magee	10
1.5. Cinétique de la transformation	11
1.6. Propriétés des aciers TRIP.....	13
1.6.1. Microstructure et stabilité de l'austénite résiduelle	13
1.6.1.1. Taille de grain de l'austénite	14
1.6.1.2. Morphologie de l'austénite résiduelle	14
1.6.1.3. Répartition des solutions solides	15

1.7. Comportement mécanique	15
1.8. Transformation martensitique	17
1.8.1. Aspect microscopique	18
1.8.2. Contrainte et déformation plastique induite	20
1.8.3. Le phénomène TRIP	22
1.9. Conclusion	24

Chapitre 2 : Le pliage

2.1. Introduction	26
2.2. Définition	26
2.3. Machines de pliage	25
2.3.1. Pliieuse universelle manuelle	25
2.3.2. Pliieuse presse universelle	25
2.4. Différentes techniques de pliage	28
2.4.1. Pliage en frappe.....	28
2.4.2. Pliage en l'air	29
2.4.3. Pliage sur élastomère	30
2.5. Outils spéciaux	30
2.5.1. Pliage en V	31
2.5.2. Pliage en équerre	31
2.5.3. Pliage en U	32
2.5.4. Pliage en Z	33

2.6. Avantages et Inconvénients	34
2.7. Etude des déformations du pli	34
2.8. Condition de l'opération de pliage	35
2.8.1. Rayon de la matrice de pliage	35
2.8.2. Jeu de pliage	35
2.9. Effort mis en jeu durant et après le pliage	36
2.10. Développement du flan	37
2.10.1. Méthode des sections (1 ^{ère} Méthode)	37
2.10.2. Calcul théorique (2 ^{ième} Méthode)	38
2.11. Calcul de l'effort du pliage	40
2.11.1. Le pliage en V	40
2.11.1.1. Sans frappe	40
2.11.1.2. Avec frappe	41
2.11.2. Le pliage en U	41
2.11.2.1. Sans frappe	41
2.11.2.2. Avec frappe	41
2.12. Conclusion	42

Chapitre 3 : Simulation numérique et résultats

3.1. Essai de traction	44
3.2. Identification des paramètres du matériau.....	48

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

4.1. Introduction	51
4.2. Logiciel de simulation Abaqus	51
4.2.1. Généralités sur Abaqus	51
4.2.2. Présentation du logiciel ABAQUS	53
4.2.3. Comment créer un modèle dans Abaqus	55
4.3. Le matériau utilisé	57
4.4. Simulation numérique du pliage en U	57
4.4.1. Pliage de l'éprouvette	58
4.4.1.1. Modélisation numérique	58
4.5. Etude de l'évolution de l'effort du pliage	59
4.6. Etude de l'influence de quelques paramètres	61
4.6.1. Etude de l'influence du maillage	61
4.6.2. Etude de l'influence de l'épaisseur	64
4.6.3. Etude de l'influence du frottement	66
4.6.4. Etude de l'influence du jeu	68
4.6.5. Etude de l'influence du rayon	70
4.7. Conclusion	72
Conclusion générale.....	74

Liste des figures :

Figure 1-1 : Caractéristiques ductilité – résistances des aciers TRIP

Figure 1-2 : Représentation de la plasticité de transformation pour le mécanisme de Greenwood et Johnson.

Figure 1-3 : Texture microscopique d'une transformation ferritique (transformation avec diffusion).

Figure 1-4 : Représentation schématique de l'orientation des plaquettes de martensite au cours d'un essai de TRIP, mécanisme de Magee.

Figure 1-5 : Texture microscopique pour une transformation martensitique dans un spécimen en Cu-Al-Be sous une contrainte uni-axiale de 375Mpa ; Kaouache et al 2004

Figure 1-6 : Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie à différentes températures de l'acier AISI304

Figure 1-7 : Courbes de traction pour les aciers inoxydables.

Tableau 1.1 : Propriétés mécaniques de l'acier 304L.

Figure 1-8 : Correspondance de Bain pour la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$

Figure 1-9 : décomposition de la déformation totale en déformation de Bain et déformation à réseau invariant

Figure 1-10 : Représentation des variations de contrainte en fonction de la température d'essai.

Figure 1-11 : effet de la variation de la température sur les propriétés mécaniques

Figure 1-12 : quantité de martensite formée à différentes températures

Figure 2-1 : Procédés de pliage : (a) pliage par rotation d'un outil pivotant, (b) pliage sur presse plieuse.

Figure 2-2 : Plieuse à tablier manuelle

Figure 2-3 : Plieuse presse universelle

Figure 2-4 : pliage en frappe

Figure 2-5 : pliage en l'air

Figure 2-6 : pliage sur élastomère

Figure 2-7 : pliage en V

Figure 2-8 : pliage en équerre

Figure 2-9 : pliage avec ailes extérieur en deux passes (a), pliage avec outil à cames (c), pliage avec ailes intérieur en deux passes (b)

Figure 2-10 : a) trois opérations b) deux opérations

Figure 2-11 : Outil de liage en Z

Figure 2-12 : Opération de pliage d'une tôle.

Figure 2-13 : jeu de pliage et rayon de la matrice.

Figure 2-14 : La développée avant pliage

Figure 2-15 : Abaque de détermination de la valeur de C

Figure 3-1 : Eprouvette de traction

Figure 3-2 : Appareil de traction

Figure 3-3 : Courbe de traction

Figure 4-1 : traitement des différents fichiers dans ABAQUS

Figure 4-2 : l'interface d'Abaqus/Cae

Figure 4-3 : Dimensions de l'éprouvette utilisée

Figure 4-4 : Maquette numérique du pliage de l'éprouvette utilisée

Figure 4-5 : Evolution de l'effort du pliage appliqué par le poinçon en fonction de sa pénétration

Figure 4-6 : Représentation et développement des zones endommagées des sections pliées de l'éprouvette

Figure 4-7 : Différents maillages de l'éprouvette

Figure 4-8 : courbes force-déplacement de différents maillages

Figure 4-9 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différents maillages avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Figure 4-10 : La variation d'épaisseur

Figure 4-11 : courbes force-déplacement de différentes épaisseurs

Figure 4-12 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différentes épaisseurs avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Figure 4-13 : Image montrant la zone de variation du coefficient de frottement

Figure 4-14 : courbes force-déplacement de différents coefficients de frottement

Figure 4-15 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différents coefficients de frottement avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Figure 4-16 : Image montrant la zone de variation du jeu

Figure 4-17 : courbes force-déplacement de différents jeux

Figure 4-18 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différents jeux avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Figure 4-19 : Image montrant les rayons à varier

Figure 4-20 : courbes force-déplacement de différents rayons

Figure 4-21 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différents rayons avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Liste des tableaux :

Tableau 1.1 : Propriétés mécaniques de l'acier 304L.

Tableau 3-1 : Quelques propriétés élastiques

Tableau 3-1 : Quelques propriétés plastiques

Tableau 4-1 : Composition chimique de l'acier inox 304L

Tableau 4-2 : Désignation du matériau selon différentes normes.

Introduction générale :

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 propriétés mécaniques conditionnent particulièrement les problèmes de mise en forme. Le choix du matériau d'une pièce industrielle dépendra des propriétés mécaniques de ces matériaux et alliage (résistance, dureté, ductilité...etc) En complément de ce multi phasage, la formabilité et la résistance peuvent être améliorées en utilisant l'effet TRIP (TRansformation Induced Plasticity) dû à la transformation de l'austénite résiduelle en martensite. Pour la mise en forme, les aciers à effet TRIP présentent un bon compromis résistance- ductilité.

La transformation des tôles mécaniques en produits finis à une importance considérable dans de nombreuses industries telles que la construction mécanique, l'automobile ou l'aéronautique. Les scientifiques et les industriels cherchent donc toujours les meilleures conditions pour lesquelles l'aptitude à la déformation peut aller à son tour maximum afin de minimiser les rebuts. Le pliage, et plus généralement, tous les procédés d'obtention de pièces manufacturées par déformation des matériaux métalliques sont des procédés largement utilisés en fabrication mécanique et qui progressent technologiquement sans cesse pour s'accaparer des nouveaux marchés. Les intérêts économiques et technologiques du pliage sont indéniables : grandes cadences de production, qualité géométrique et mécanique des pièces et faible taux de chutes. La difficulté de mise en œuvre de ce procédé est liée, quant à elle, à la sensibilité du

Introduction générale

processus de mise en forme aux nombreux paramètres de production. De ce fait, la mise au point de l'opération est parfois longue et coûteuse. Elle est encore effectuée dans les entreprises par une méthode d'essais - erreurs qui montre rapidement ses limites tant sur le plan économique que sur le plan de la capitalisation de l'expérience. Dans le cadre des laboratoires de recherche, les simulations numériques par la méthode des éléments finis sont utilisées pour traiter les différents problèmes afférents au problème de la mise en forme.

Dans ce travail nous avons étudié l'influence de quelques paramètres géométriques tel que le rayon de courbure de la matrice, ainsi que le coefficient de frottement sur les déformations de différentes zones de l'éprouvette, par une simulation numérique du pliage en utilisant le code de calcul ABAQUS. Le plan de rédaction de ce thème est le suivant : Le déroulement de notre travail se divise en trois chapitres : Le premier chapitre est consacré à l'étude bibliographique sur les aciers à effet TRIP, leur caractéristiques, la définition de l'effet TRIP et la transformation martensitique. Dans le deuxième chapitre traite des généralités sur le pliage ; définition, différentes techniques du pliage, quelques calculs...etc. Le troisième chapitre regroupe les résultats et discussions portant sur notre simulation de pliage en U.

Enfin, ce travail sera achevé par une conclusion générale.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

1.1. Introduction :

Les aciers inoxydables présentent une grande aptitude à la mise en forme en raison de ses excellentes caractéristiques mécaniques, grâce à un rapport élevé résistance mécanique, poids du matériau et ses caractéristiques uniques à l'allongement et à l'écrouissage, il peut répondre à beaucoup de formes complexes en trois dimensions et sans soudure. Comme son utilisation dans ces conceptions ne modifie aucune de ses qualités bien connues de résistance à la corrosion, à l'oxydation de même qu'esthétiques, l'acier inoxydable constitue souvent un matériau de choix pour des produits destinés à la fois aux industries et aux consommateurs.[1]

1.2. Les aciers TRIP :

Les aciers désignés par le terme TRIP (Transformation Induced Plasticity) sont des aciers présentant un comportement mécanique particulier. Ils ont à la fois une résistance élevée et une haute ductilité, ce qui les rend particulièrement intéressants pour la mise en forme par déformation plastique.

Les aciers à effet TRIP sont classés dans deux catégories, en fonction de leur microstructure :

- Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques, qui sont fortement alliés (Fe-Ni, AISI 304, AISI 301)
- Aciers TRIP multiphasés, qui sont faiblement alliés et seulement partiellement austénitiques. [2]

La particularité des aciers TRIP réside principalement dans le fait qu'ils contiennent de l'austénite résiduelle à température ambiante. Il est nécessaire que cette quantité soit suffisante pour avoir un impact sur les propriétés finales de l'acier. Cependant, il est avant tout nécessaire que les propriétés de cette austénite résiduelle soient adaptées à la fonction requise. Aussi, dans le cas des aciers TRIP, celle-ci doit

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

présenter une stabilité suffisante afin que la transformation en martensite ne se fasse que pour une sollicitation mécanique non négligeable. Pour ce faire, le taux de C contenu dans l'austénite résiduelle finale doit être suffisamment élevé. [3]

1.3. Classification des aciers TRIP :

1.3.1. Aciers austénitiques métastables :

Cette classe d'aciers TRIP regroupe les aciers inoxydables (0,15 % C, 2 % Mn, 16-18 % Cr, 6-8 % Ni). Ils sont complètement austénitiques à l'ambiante. Ces aciers présentent une bonne combinaison entre résistance mécanique et allongement. En raison des coûts élevés de ces alliages, leur utilisation est très limitée.

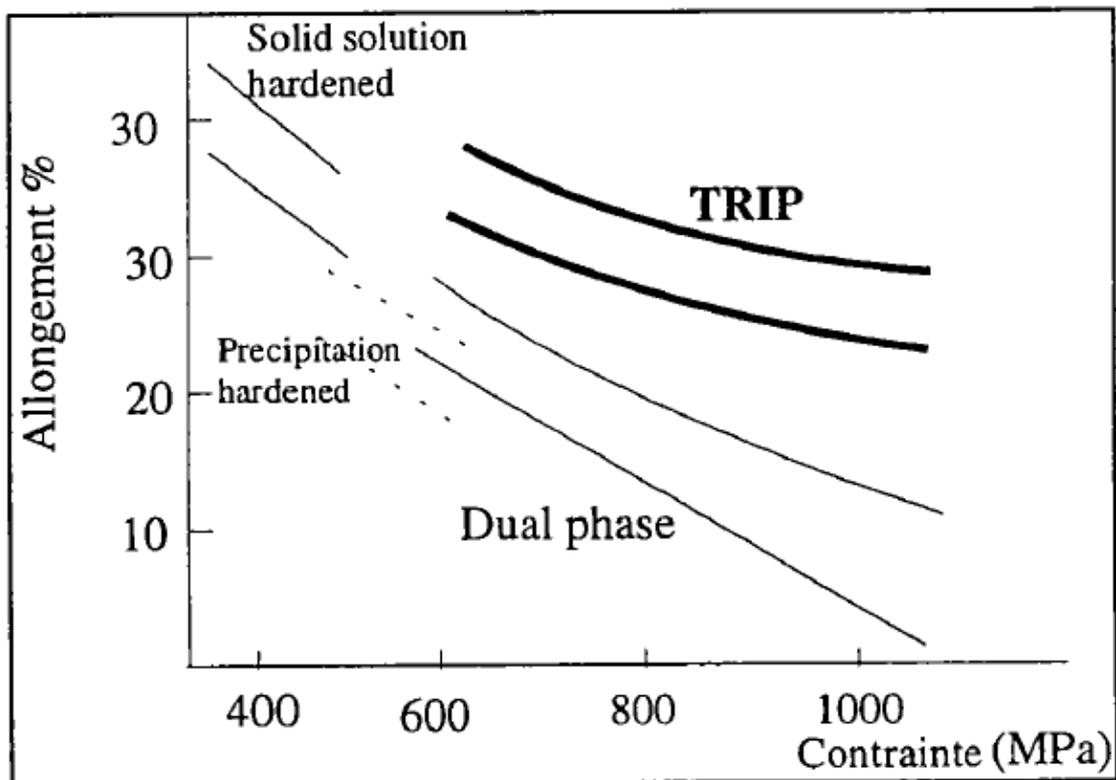


Figure 1-1 : Caractéristiques ductilité – résistances des aciers TRIP

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

1.3.2. Les aciers duals-phase et HSLA :

Les aciers dual-phase sont obtenus :

- Par laminage à chaud pour les aciers à teneur suffisante en éléments alphas (Si) et en éléments augmentant la trempabilité (Cr, Mn, Mo, etc....). Ces traitements s'appliquent surtout aux produits plats en acier de teneur en carbone inférieure à 0.1 % et initialement ferrito-perlitique pour obtenir des tôles "hautes résistance "de soudabilité et de formabilité élevée.
- Par austénitisation partielle dans le domaine biphasé ($\alpha+\gamma$) entre Ac_1 et Ac_3 , suivie d'une trempe suffisamment sévère pour éviter la formation de perlite et de bainite. La ferrite ne subit aucune transformation et l'austénite enrichie en carbone et en éléments d'alliage se transforme partiellement en martensite. En fin de traitement, l'acier est constitué de ferrite et de martensite associée à de faibles quantités d'austénite résiduelle. La fraction volumique de la martensite peut varier de 20 à 50 % selon l'application que l'on envisage pour l'acier.

Pour les aciers microalliés à haute limite d'élasticité HSLA (High Strength Low Alloy), la composition chimique en carbone et en éléments d'addition est faible. Ces aciers peuvent être produits par laminage à chaud.

1.3.3. Les aciers TRIP au Si-Mn :

Ces aciers ont une composition de 0.15 à 0.4 en carbone, 1 à 2 en Si ,1 à 2 en Mn.

Après un recuit dans le domaine biphasé (ferrite + austénite) entre Ac_1 et Ac_3 suivi d'un refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante, une quantité significative d'austénite non transformée est stabilisée. La microstructure finale de ces aciers est constituée de ferrite, de ferrite transformée (FT), de bainite, de martensite, et d'austénite résiduelle.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

Ce sont les caractéristiques de l'austénite résiduelle (fraction volumique, taille, morphologie) qui dictent les propriétés mécaniques de ces matériaux. Ils ont des caractéristiques mécaniques importantes et nécessitent de faibles coûts de fabrication. [4]

1.4. Mécanismes responsables du TRIP [5] :

Fischer dans ses travaux Fischer 1990 [6], Fischer et Tanaka 1992 [7], Fischer et al 1996 [8] explique que la plasticité de transformation est associée à l'accommodation plastique des déformations internes créées par les « incompatibilités » de la transformation de phase dans certains micro-domaines intergranulaires. L'application d'une contrainte externe au cours de la transformation, même si elle est inférieure à la limite d'élasticité de la phase austénitique, conduit à une orientation favorable de ces déformations microscopiques. La résultante de ces déformations plastiques donne à l'échelle macroscopique une déformation irréversible appelée « plasticité de transformation ». L'apparition de la plasticité locale dans les microrégions dépend généralement du type de transformation (martensitique, bainitique, ferritique ou perlitique), qui dépend de la nature de l'acier et des conditions d'essais expliquées précédemment.

Selon le type de transformation, deux mécanismes sont généralement proposés pour expliquer ce phénomène :

1.4.1. Mécanisme de Greenwood et Johnson :

C'est un mécanisme dominant dans des transformations diffusionnelles. Selon Greenwood et Johnson ; Greenwood et al 1965 [9], le TRIP est dû à une différence de compacité entre la phase parente et la phase produite ; Bhadeshia 1999 [10], Bhadeshia 2004 [11]. Lors de l'application d'un effort externe, la microplasticité produite dans les microrégions sera canalisée dans la même direction du chargement (figure 1-2).

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

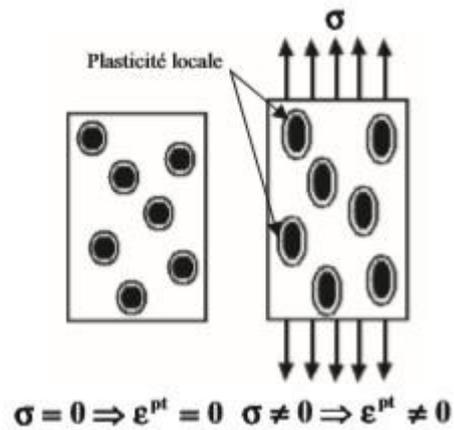


Figure 1-2 : Représentation de la plasticité de transformation pour le mécanisme de Greenwood et Johnson.

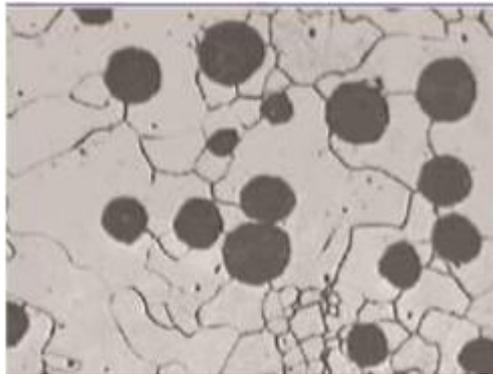


Figure 1-3 : Texture microscopique d'une transformation ferritique (transformation avec diffusion).

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

1.4.2. Mécanisme de Magee :

Le mécanisme de Magee est lié aux transformations martensitiques où la phase produite se développe sous forme de plaquettes ; Magee 1966 [12]. Pour ce mécanisme, le TRIP dépend de l'orientation de la phase produite qui dépend de la contrainte extérieure appliquée ; Marketz et Fischer 1994 [13]. Lors de l'application d'une contrainte extérieure, une direction particulière pour la formation des variants est favorisée par les efforts internes, et une déformation macroscopique irréversible est observée dans la même direction que l'application de la contrainte.

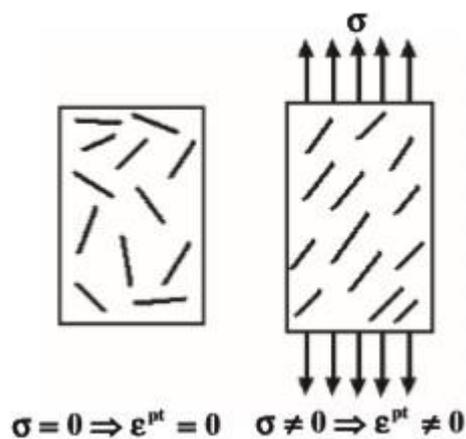


Figure 1-4 : Représentation schématique de l'orientation des plaquettes de martensite au cours d'un essai de TRIP, mécanisme de Magee.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

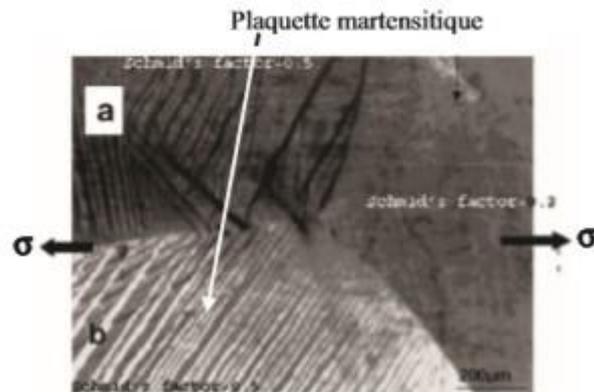


Figure 1-5 : Texture microscopique pour une transformation martensitique dans un spécimen en Cu-Al-Be sous une contrainte uni-axiale de 375Mpa ; Kaouache et al 2004 [14]

1.5. Cinétique de la transformation :

La transformation martensitique peut avoir deux origines différentes : une origine thermique (transformation par refroidissement) et une origine mécanique, transformation induite par la déformation plastique.

La plupart des travaux réalisés sur des aciers inoxydables austénitiques (essentiellement le AISI 304), concernant l'évolution de la fraction volumique de martensite formée par déformation plastique de l'austénite, montrent que cette fraction suit une loi de type :

$$F = 1 - \exp(-\beta[1 - \exp(-\alpha\varepsilon)]^n)$$

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

Avec :

F : Fraction volumique de martensite formée ;

ε : Déformation macroscopique ;

n : Coefficients dépendant de la composition chimique et de la température ;

n : généralement = 4,5

Angel a montré que la fraction volumique transformée en fonction de la déformation varie pour différentes températures la (figure 1-6).

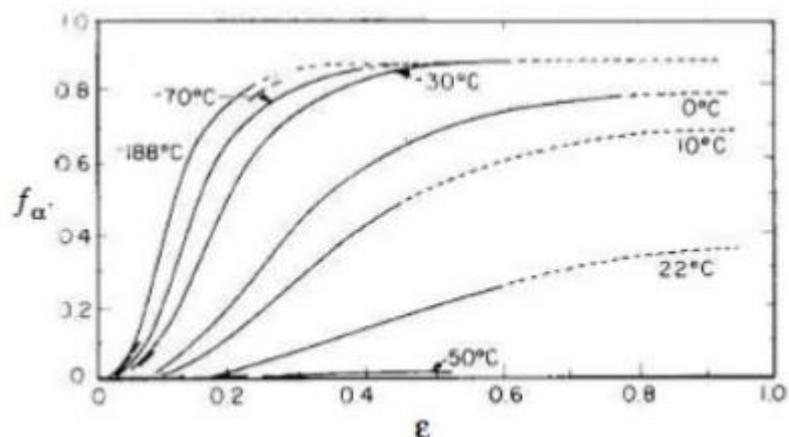


Figure 1-6 : Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie à différentes températures de l'acier AISI304

Il a été noté que :

- La formation de la martensite ne commence qu'après une certaine valeur de la déformation sauf pour les très basses températures [-188°C, -70°C],
- La fraction de martensite formée augmente avec la déformation et atteint une valeur de saturation qui est fonction de la température.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

- Pour une même déformation, la fraction volumique formée augmente quand la température diminue ; par exemple, pour une déformation de 0,2, la fraction de martensite formée est de 0,2 pour une température de 0°C alors qu'elle est de 0,6 pour une température de -30°C. Ceci est dû au fait que la germination de la martensite est plus facile aux basses températures, et qu'elle devient de plus en plus difficile avec l'augmentation de la température. En d'autres termes, plus on s'éloigne de la température M_s vers les hautes températures, plus il faudra que le travail mécanique nécessaire pour provoquer la transformation soit grand (M_s étant la température à laquelle la martensite se forme sans application de contrainte externe).

- Il n'y a pas de transformation martensitique avant rupture. [3]

1.6. Propriétés des aciers TRIP :

1.6.1. Microstructure et stabilité de l'austénite résiduelle :

Lors d'un chargement mécanique, la transformation de l'austénite résiduelle en martensite favorise la consolidation. Pour obtenir un effet significatif, la transformation martensitique doit donc se produire graduellement au cours de la déformation.

Dans le cas d'une austénite instable, la cinétique de la transformation induite par déformation est tellement rapide qu'une grande quantité d'austénite résiduelle se transforme en martensite à très faible déformation plastique, et la ductilité est moins bonne.

Les paramètres qui influencent la stabilité de l'austénite résiduelle sont : la taille de grains, la morphologie et la répartition des solutions solides lors du recuit.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

1.6.1.1. Taille de grain de l'austénite :

Il est établi qu'une austénite à grains fins (formée lors du recuit) se transforme en ferrite, perlite, ou bainite à grains fins. Cette diminution de la taille des grains entraîne un accroissement de l'allongement maximal et de la limite élastique.

1.6.1.2. Morphologie de l'austénite résiduelle :

Son influence a été étudiée par de nombreux auteurs. Chung 1993 [15] Sugimoto 1993 [16] suggèrent que la stabilité de l'austénite résiduelle est déterminée par sa morphologie plus tôt que par la taille des grains. Ils ont établi que la morphologie de l'austénite résiduelle dans les aciers TRIP se présente sous 3 formes :

- 1- Sous forme aciculaire située entre les frontières de lattes de bainite ou de lattes de martensite.
- 2- Sous forme d'îlots situés à l'intérieur d'une matrice ferritique et de taille de grain inférieure à 1 micron.
- 3- Sous forme granulaire situé le long des grains de ferrite, à la juxtaposition avec des grains de bainite ou de martensite.

Pour l'austénite résiduelle sous forme d'îlots, la ferrite subit en premier lieu les déformations, ce qui engendre des dislocations à l'interface ferrite-austénite. Les contraintes internes générées par ces dislocations agissent comme une force motrice pour la transformation martensitique induite par déformation. Ce type de morphologie influence la ductilité.

Pour les deux autres types de morphologie, l'austénite présente une densité très élevée de dislocations. Ce type de morphologie a une influence sur la résistance mécanique de l'acier.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

1.6.1.3. Répartition des solutions solides :

Lors du recuit intercritique le Silicium tend plus à se diffuser vers la ferrite alors que le Manganèse et le Carbone vont diffuser vers l'austénite. Ainsi, une répartition bien équilibrée des éléments d'addition permet l'obtention d'une austénite résiduelle qui a une grande stabilité.[4]

1.7. Comportement mécanique :

Le comportement mécanique relève de la réponse du matériau lorsqu'une force lui est appliquée. Sous contrainte un matériau peut soit se déformer soit se rompre. Le type de déformation engendrée dépend de l'intensité de la contrainte. Lorsqu'elle est faible la déformation est élastique : le matériau retrouve sa forme originale lorsque la contrainte est levée. Des contraintes plus élevées peuvent mener à une déformation plastique : le matériau ne retrouve pas sa forme originale lorsque la contrainte est supprimée. A plus forte contrainte, la rupture se produit. L'acier inoxydable austénitique 304L est connu pour son comportement élastoplastique avec des caractéristiques mécaniques relativement faibles, mais il a une bonne ductilité (Figure 1-7).

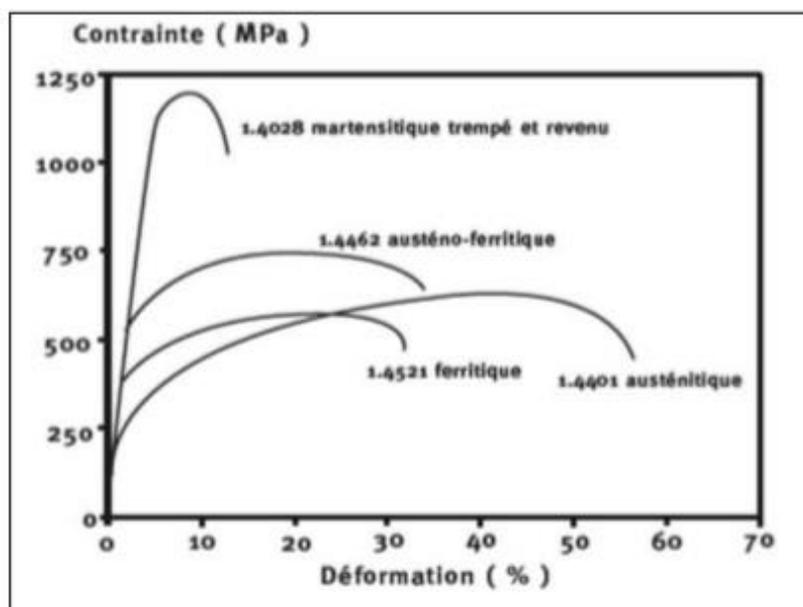


Figure 1-7 : Courbes de traction pour les aciers inoxydables.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

Le tracé complet de la courbe de traction d'un acier inoxydable austénitique 304L montre de plus que la pente de la courbe de traction diminue continuellement jusqu'à la rupture et qu'il n'existe aucune discontinuité entre le domaine réputé élastique et le domaine plastique. Le comportement mécanique de ces aciers ne possède donc pas de domaine d'instabilité.

A partir de cette courbe, on constate une faible élasticité de l'acier inox 304L par rapport aux autres aciers inox. La figure 1-7 nous montre la faible σ_{\max} que peut supporter l'acier inox 304L.

On constate également que l'allongement du palier plastique est plus important dans l'acier inoxydable 304L que dans les autres nuances d'acier inoxydable. Cette grande ductilité qui caractérise cette nuance d'acier inox des autres nuances et qui peut dépasser 50% est son atout major. Le tableau (1.1) nous donne les caractéristiques mécaniques de l'acier inoxydable 304L à température ambiante (25°) avec une élasticité qui dépasse les 200MPa et une contrainte maximale qui dépasse 500MPa.[17]

	25°C
$\sigma_{e(0.2\%)} \text{ (MPa)}$	214
$\sigma_{\max} \text{ (MPa)}$	592
A (%)	57

Tableau 1.1 : Propriétés mécaniques de l'acier 304L.

1.8. Transformation martensitique :

Par un refroidissement rapide au-dessous de M_s , l'austénite se transforme en une nouvelle structure, de même composition, la martensite. Le carbone n'a en effet plus le temps de diffuser pour se répartir entre deux phases de composition différentes, la ferrite et la cémentite. La martensite peut être considérée comme étant de la ferrite tellement sursaturée en carbone que la présence des atomes de carbone crée une distorsion importante du réseau cubique centré. A cause de l'important changement de volume dû à la transformation de l'austénite en martensite et puisqu'il doit toujours y avoir cohérence entre les phases, la martensite se trouve fortement déformée par cisaillement et par maclage ; elle contient un très grand nombre de dislocations et elle est très dure.

Au cours de la transformation martensitique, les atomes de la phase mère vont occuper les positions de la nouvelle structure, en se déplaçant sur des distances inférieures à la distance interatomique. Ce mouvement des atomes est coopératif : chaque atome se déplace vers sa nouvelle position grâce au déplacement préalable des atomes voisins. Ce déplacement peut s'appeler " cisaillement displacif".

Le volume occupé par le produit de la réaction martensitique est différent de celui qu'occupait la phase mère. Dans le cas d'un acier eutectoïde, la martensite occupe un volume supérieur de 4 % à celui de l'austénite. Il en résulte des contraintes internes qui s'opposent à la poursuite de la transformation, qui peut rester inachevée. Pour qu'elle se poursuive il faut augmenter l'instabilité de l'austénite en abaissant la température. La température de fin de transformation martensitique est appelée M_f .

Du point de vue morphologique, la martensite se présente sous forme de lattes pour les basses teneurs en carbone ou de plaquettes pour les teneurs plus importantes.

La structure cristalline de la martensite dans les aciers est tétragonale centrée, et peut être regardée comme une distorsion du réseau cubique centré, allongé selon un des axes du cube et diminué suivant les deux autres. Sa tétragonalité dépend du

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

pourcentage de carbone dans l'acier. Elle est représentée par le rapport c/a ; Robert 1969 [18] :

$$c/a = 1 + 0.045 * (\% C)$$

Nous décrivons par la suite l'aspect microscopique de sa formation.

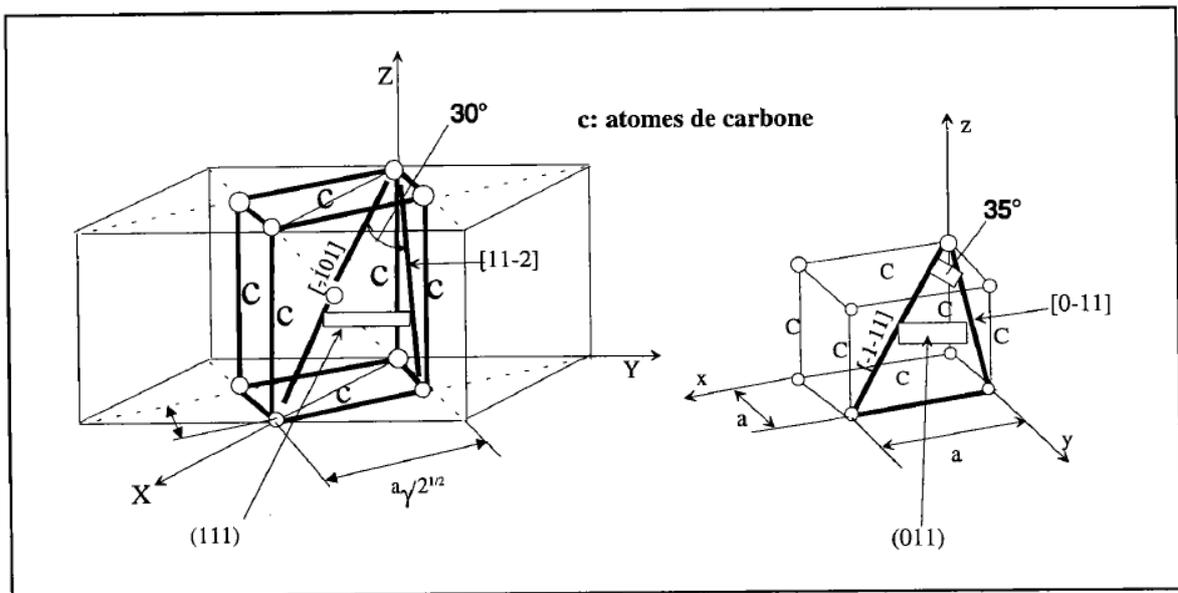


Figure 1-8 : Correspondance de Bain pour la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$

1.8.1. Aspect microscopique :

Bain 1924 [19] proposa d'expliquer la formation d'un réseau cubique centré par déformation d'un réseau cubique à faces centrées. Le réseau cubique centré est généré par une compression suivant l'axe \vec{z} et une traction suivant les deux autres axes. C'est la déformation de Bain.

La transformation d'un élément de volume de l'austénite en martensite subit une déformation caractérisée par :

- Un cisaillement important selon un plan et une direction bien définie
- Une faible variation de volume

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

Cette déformation résulte d'une transformation du réseau cristallin (déformation de Bain) suivie d'une transformation à réseau invariant constitué soit d'un maillage soit d'un glissement.

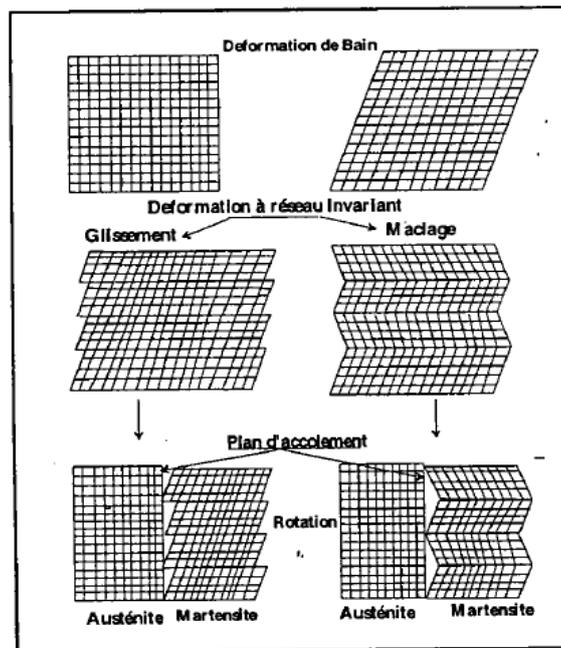


Figure 1-9 : décomposition de la déformation totale en déformation de Bain et déformation à réseau invariant

Cette déformation est provoquée par un cisaillement le long du plan d'habitats pendant toute la durée du processus. Ce type de déformation est appelé déformation à plan invariant.

La martensite présente une sous-structure qui accommode les variations dimensionnelles dues à la déformation de Bain (relaxations des contraintes locales) ; il y a maillage interne de la martensite ou glissement plastique. C'est cette sous-structure qui permet d'avoir un plan invariant au cours de la transformation.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

1.8.2. Contrainte et déformation plastique induite :

La transformation martensitique est caractérisée par le mécanisme de cisaillement displacif. Quand des contraintes externes sont appliquées sur la phase mère la déformation se produit par glissement plastique.

La contrainte requise pour activer la transformation martensitique diminue avec la décroissance de la température (elle devient nulle quand $T = M_s$).

Le suivi de la contrainte critique nécessaire à la transformation permet d'appréhender les différents modes de transformations de l'austénite.

On distingue deux domaines :

. Un domaine I, où la variation de contrainte, nécessaire à induire la transformation, augmente linéairement en fonction de la température de l'essai. Les contraintes sont inférieures à la limite d'écoulement de la phase mère. La température limite entre les deux domaines est appelé M_s^σ (température limite où la transformation peut être induite par une contrainte élastique).

. Un domaine II, où une déformation plastique de l'austénite précède la transformation martensitique. Dans ce domaine, la contrainte critique évolue peu avec la température, elle est proche de la limite d'élasticité de l'austénite (pour des températures proches de M_s^σ), et elle augmente rapidement à plus haute température.

La température limite à laquelle la contrainte appliquée peut induire la transformation est appelée M_d .

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

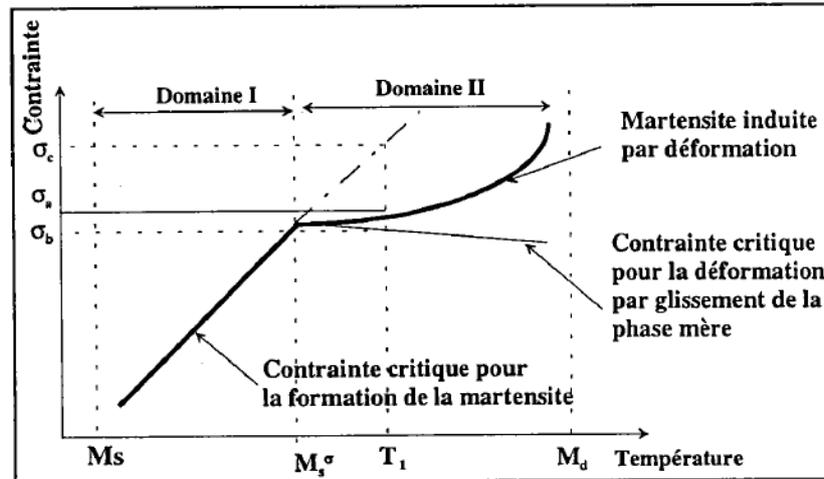


Figure 1-10 : Représentation des variations de contrainte en fonction de la température d'essai.

Quand l'austénite est déformée à une température T_1 supérieure à M_s^σ , la transformation produit un écoulement plastique à partir d'une contrainte σ_b .

Un accroissement de la déformation nous conduira à une contrainte σ_a , début de la transformation martensitique.

La différence ($\sigma_a - \sigma_b$) est attribuée à la déformation plastique de l'austénite.

Une hypothèse émise par Tamura 1982 [20] expliquerait ce phénomène : une concentration de contraintes apparaît aux obstacles (joints de grains, joints de macles, ...) et assiste la transformation. Ainsi lorsque la contrainte globale atteint la valeur σ_b , localement la contrainte est équivalente à σ_c . Une autre hypothèse émise par Olson 1972 [21], suppose l'existence au-dessous de M_s^σ , des sites de germination pour la transformation assistée par contrainte, les mêmes que ceux de la transformation spontanée (obtenue par refroidissement au-dessous de M_s) ; et au-dessus de M_s^σ , la création de nouveaux sites au cours de la déformation plastique de l'austénite.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

1.8.3. Le phénomène TRIP :

On parle d'effet TRIP au-dessus de M_s^σ .

De nombreuses études réalisées, notamment sur les aciers inox présentant à l'ambiante une phase austénitique métastable, ont montré que les meilleures propriétés TRIP sont obtenues entre M_s^σ , et M_d . Ainsi les aciers Fe 29 % Ni 0.26 % C étudiés par Tamura & Maki 1910 ont montré que les propriétés mécaniques varient considérablement en fonction de la température.

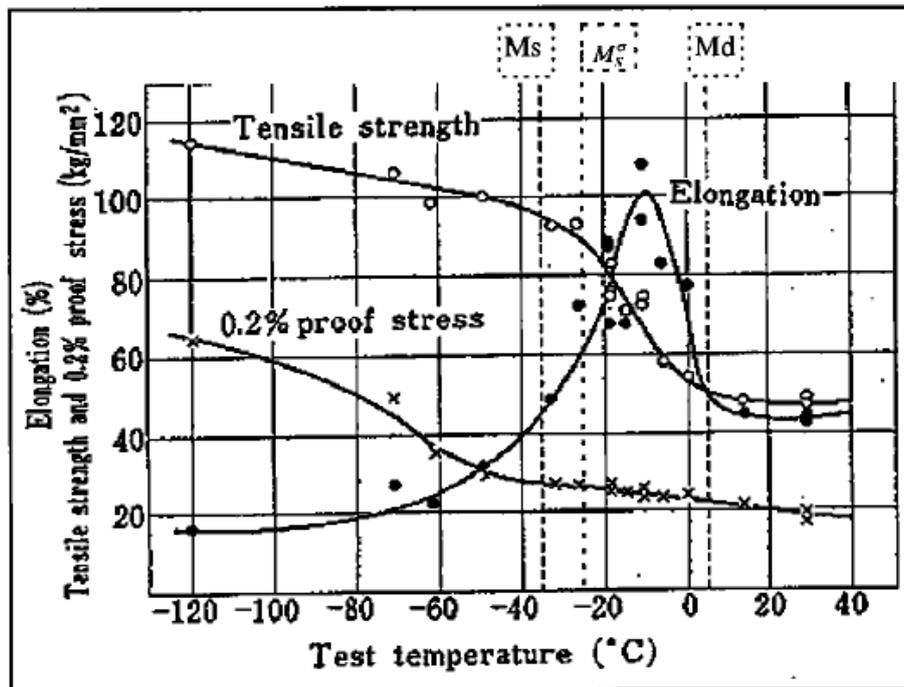


Figure 1-11 : effet de la variation de la température sur les propriétés mécaniques

En effet, la limite élastique conventionnelle à 0.2 % croît lentement avec la décroissance de la température jusqu'à M_s , puis au-delà elle croît fortement, car la quantité de martensite augmente.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

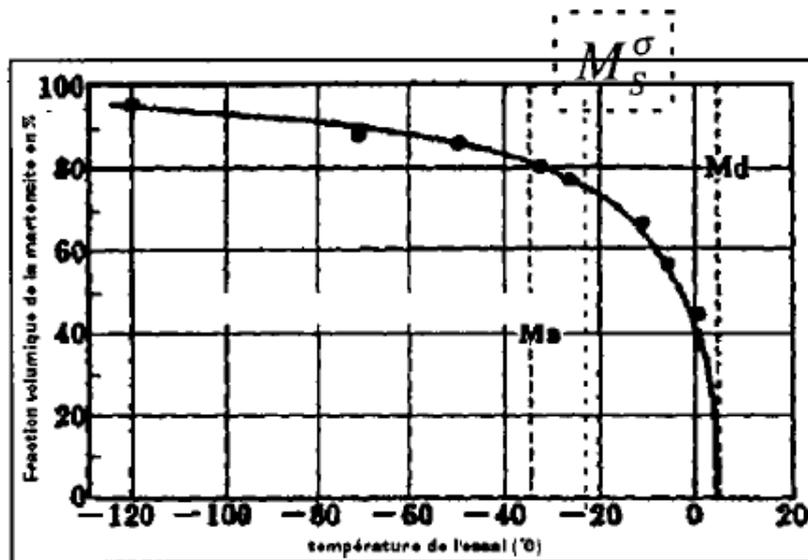


Figure 1-12 : quantité de martensite formée à différentes températures

La résistance mécanique est constante au-dessus de M_d , croît rapidement lorsque la température diminue. Ceci est dû à la formation de la martensite

L'allongement, constant au-dessus de M_d , croît fortement et atteint un maximum à une température comprise entre M_s et M_d , dû à la plasticité induite par transformation de phase austénite-martensite.

Les aciers TRIP présentent une bonne combinaison de résistance mécanique et de ductilité lors de la déformation du matériau :

- la haute résistance est attribuée au durcissement, à la précipitation des carbures et dislocations, causées par un processus thermodynamique. En effet la formation de la martensite augmente l'accumulation des dislocations dans l'austénite, ce qui conduit à un accroissement du taux d'érouissage du matériau. Un excès de dislocations est introduit dans la phase mère pour accommoder le changement de volume au cours de la transformation ; de plus, la martensite se comporte comme un obstacle au glissement. Ainsi la martensite induite mécaniquement se comporte comme une phase durcissante.

Chapitre 1 : Généralités sur les aciers TRIP

- la ductilité des aciers TRIP est due à la transformation martensitique induite par la déformation plastique de l'austénite.[4]

1.9. CONCLUSION :

Ce chapitre est une synthèse sur les aciers inoxydables qui sont les alliages qui offrent le plus de possibilité d'utilisation. Avec leurs caractéristiques, ils permettent d'avoir un meilleur rendement dans bon nombre de domaines. Leur large gamme de nuances et leur richesse en éléments d'additions leur permettent d'avoir des propriétés qui répondent aux conditions dans lesquelles fonctionnent les systèmes mécaniques. Leur facilité de mise en œuvre nous permet de les avoir sous forme de tôles malgré un coût relativement important. Les aciers inoxydables demeurent parmi les matériaux les plus utilisés au vu de leur ductilité qui est l'une de leurs principales qualités, en effet, cette propriété permet d'éviter les ruines brutales des structures et des systèmes dont les conséquences peuvent s'avérer aussi dramatiques que coûteuses.

Chapitre 2 : Le pliage

2.1. Introduction :

Le pliage est un procédé de formage (procédé de mise en forme) par déformation plastique permettant d'obtenir, à partir d'une tôle, une pièce développable. Il est effectué par une ou plusieurs opérations successives sous l'action d'une force exercée sur la pièce.

Sous l'action d'une force appliquée sur un flan reposant sur deux ou plusieurs appuis ou encastré à une extrémité, le produit fléchi.

2.2. Définition :

Le pliage est une opération de formage à froid de tôles planes par déformation permanente. Pour cela, il faut tout d'abord placer la tôle sur une matrice (ou vé), appuyée contre des butées réglées auparavant, puis on applique une force sur une partie de la tôle grâce à un poinçon (ou contre-vé). L'effort nécessaire à l'obtention du pli dépend de la limite élastique du métal, de l'épaisseur de la tôle, et de la longueur et de la direction du pli.

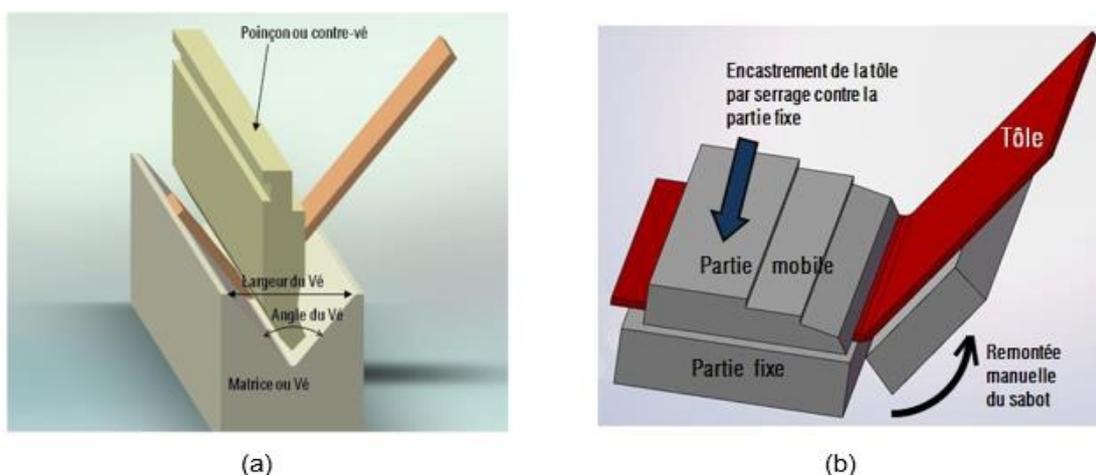


Figure 2-1 : Procédés de pliage : **(a)** pliage par rotation d'un outil pivotant, **(b)** pliage sur presse plieuse.

Chapitre 2 : Le pliage

2.3. Machines de pliage :

2.3.1. Plieuse universelle manuelle :

Cette machine est utilisée pour les petites pour des tôles de dimension importantes, avec séries, elle permet des pliages assez complexes une qualité et précision moyenne.



Figure 2-2 : Plieuse à tablier manuelle

2.3.2. Plieuse presse universelle :

La presse-plieuse est une machine qui applique les lois de la flexion pour plier des tôles. Les tôles sont placées sur une matrice (ou vé), appuyée contre des butées réglées auparavant. En actionnant une pédale, l'opérateur fait descendre le poinçon (ou contre-vé) et va grâce à une force, plier la tôle jusqu'à un degré choisi. Les réglages s'effectuent en fonction de l'épaisseur, du matériau, des longueurs à plier et des outils choisis. Les limites des presse-plieuses sont surtout la longueur de pliage et la force de pliage.

Chapitre 2 : Le pliage



Figure 2-3 : Plieuse presse universelle

2.4. Différentes techniques de pliage :

2.4.1. Pliage en frappe :

Le poinçon entraîne les deux branches libres du pli jusqu'au contact des faces intérieures de la matrice, il en résulte un écrouissage de la zone pliée et l'angle obtenu est sensiblement égale à celui du vé.

Cette technique permet d'obtenir des pièces précises, mais elle nécessite des efforts de pliage importants (environ 30t/m/mm d'ép.). Il faut un outillage pour chaque angle et il est limité aux tôles jusqu'à 2 mm d'épaisseur. Le fait de matricer l'intérieur du pli permet d'obtenir des angles très précis ($\pm 0,5^\circ$).

Chapitre 2 : Le pliage

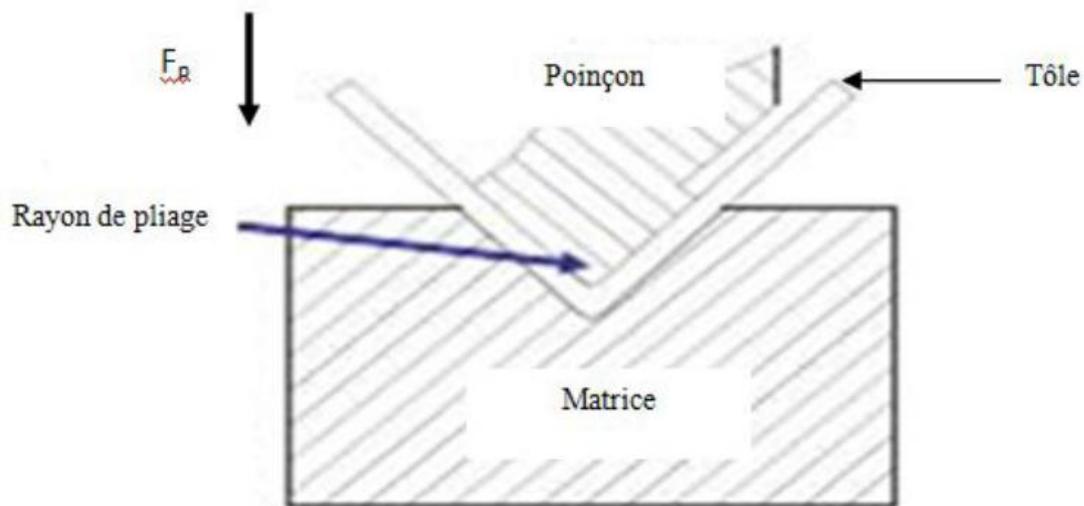


Figure 2-4 : pliage en frappe

2.4.2. Pliage en l'air :

Les branches libres du pli ne viennent pas au contact des faces intérieures du vé. La limitation de la descente du poinçon et l'écartement du vé, permettent d'obtenir les plis aux angles désirés. Ce mode de pliage est couramment utilisé car les forces appliquées sont environ 5 fois moins importantes que pour du pliage en frappe.

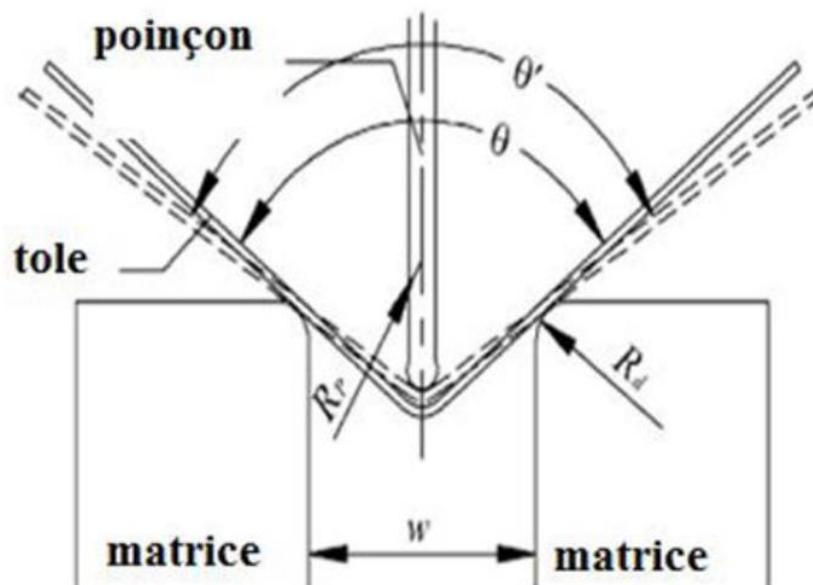


Figure 2-5 : pliage en l'air

Chapitre 2 : Le pliage

2.4.3. Pliage sur élastomère :

Ce procédé consiste à remplacer la matrice en métal par un coussin élastique en caoutchouc enchâssé dans un support métallique.

Le pliage à l'aide d'un outil élastique convient particulièrement à la mise en œuvre des tôles minces ayant reçues un traitement superficiel. Cette technique a l'avantage de ne jamais marquer la tôle, et nécessite des efforts très importants.

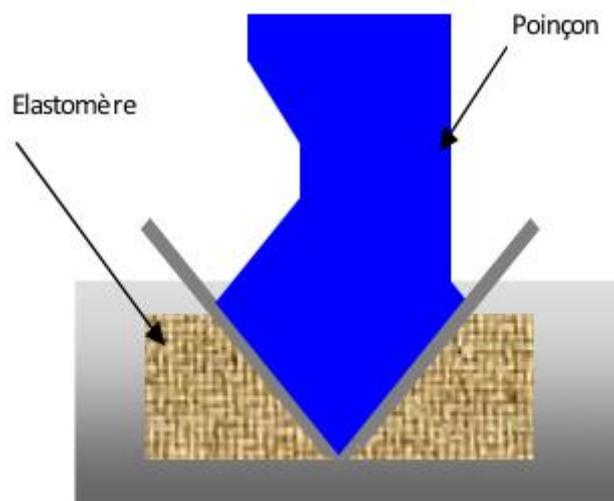


Figure 2-6 : pliage sur élastomère

2.5. Outils spéciaux :

Les outils utilisés pour le pliage sont en acier traité, et ils sont classés en deux catégories :

- Outils simples : de formes très variées, ils sont les plus utilisés en tôlerie, chaudronnerie.
- Outils combinés : ils peuvent effectuer plusieurs opérations simultanées (plusieurs plis, des poinçonnages, découpages...). Ces outils sont très spécialisés et coûteux.

Chapitre 2 : Le pliage

2.5.1. Pliage en V :

Outillage simple, le poinçon est fixé sous le coulisseau de presse, la matrice sur la table. Un éjecteur facilite la récupération de la pièce et drageoir positionne le flan sur la matrice.

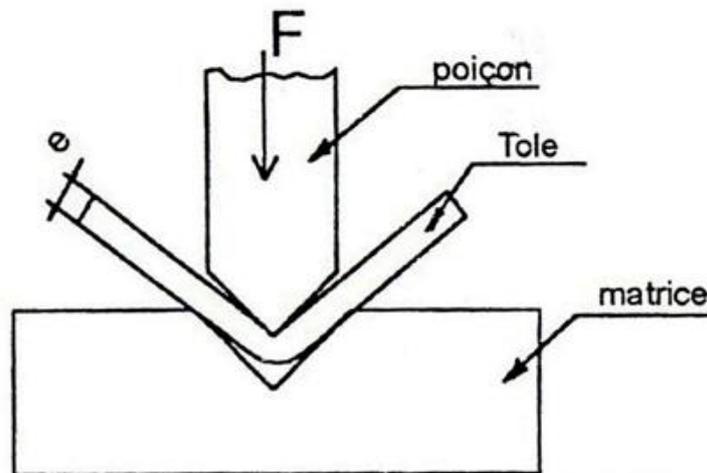


Figure 2-7 : pliage en V

2.5.2. Pliage en équerre :

La zone pliée produit un effet de chasse qui doit être compensé par une surface de réaction. L'aire la plus courte qui celle qui doit être relevée.

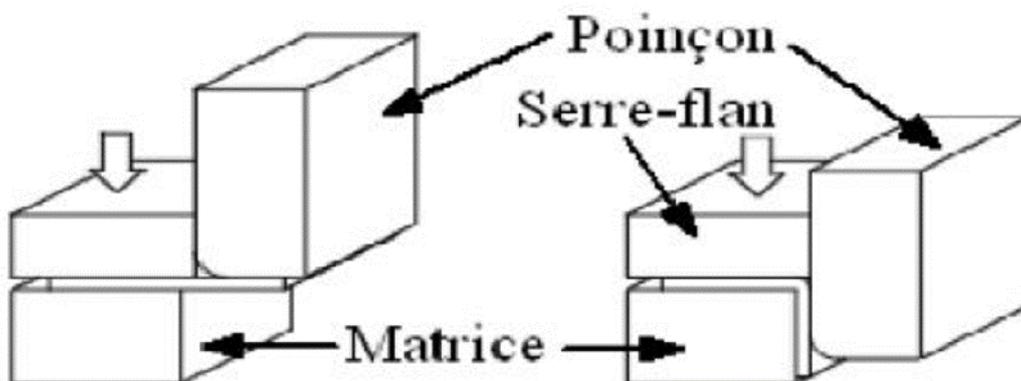


Figure 2-8 : pliage en équerre

Chapitre 2 : Le pliage

2.5.3. Pliage en U :

- Pliage avec ailes extérieures (pièce 1) : limité aux faibles hauteurs h , si h est importante la pièce est réalisée en deux passes (figure 36).
- Pliage avec ailes intérieures (pièce 2) : réalisé en deux opérations (figure 36), ou en une opération (figure 36) avec un outil à cames mais longueur de pièce limitée.
- Pliage fermé (pièce 3) : l'ébauche est faite en deux opérations, frappée ensuite sur mandrin intérieur pour obtenir des cotes précises (figure ci-dessous).

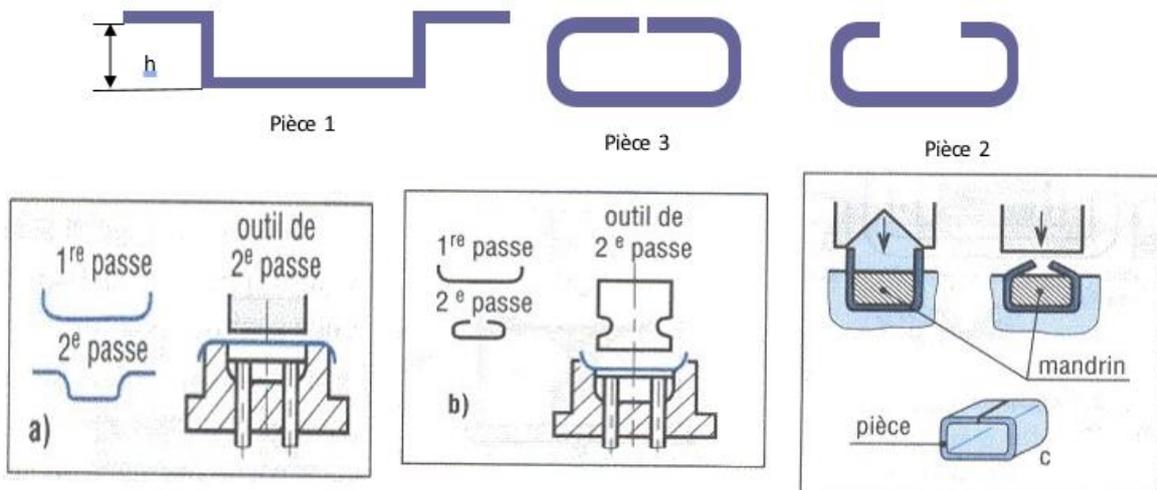


Figure 2-9 : pliage avec ailes extérieur en deux passes **(a)**, **(b)** pliage avec ailes intérieur en deux passes, **(c)** pliage avec outil à cames

En associant ces différentes méthodes, on peut produire des formes roulées ou bordées (figure ci-dessous).

Chapitre 2 : Le pliage

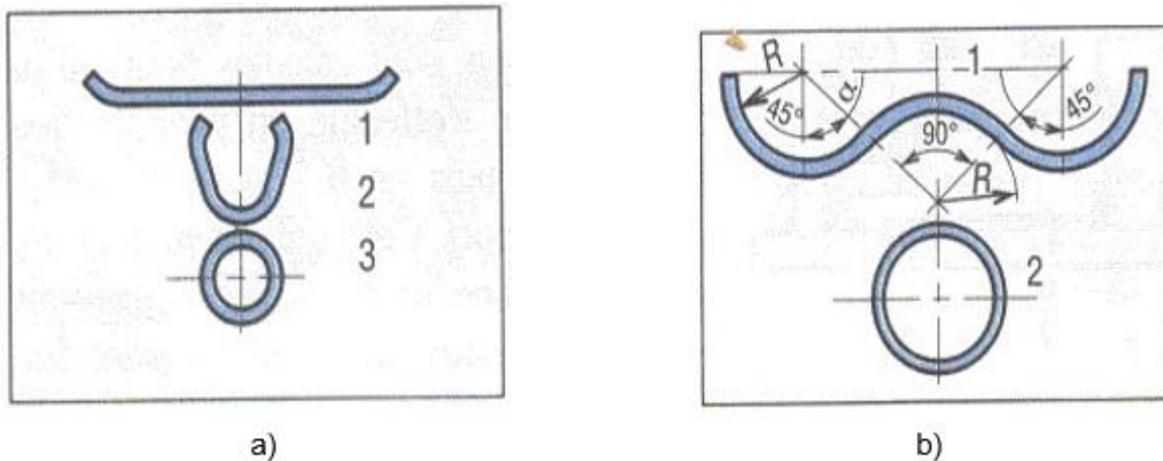


Figure 2-10 : a) trois opérations b) deux opérations

2.5.4. Pliage en Z :

L'outil utilisé est simple et peu coûteux mais fournissant des pièces peu précises. L'outil est présenté en fin de course. Les ressorts sont calculés pour qu'au cours de la descente, le pliage s'effectue en premier lieu en (a) sur l'arête de l'éjecteur, puis en (b) lorsque la serre-flan vient en butée sur son support. Les parties flottantes sont rapportées en acier dur. [22]

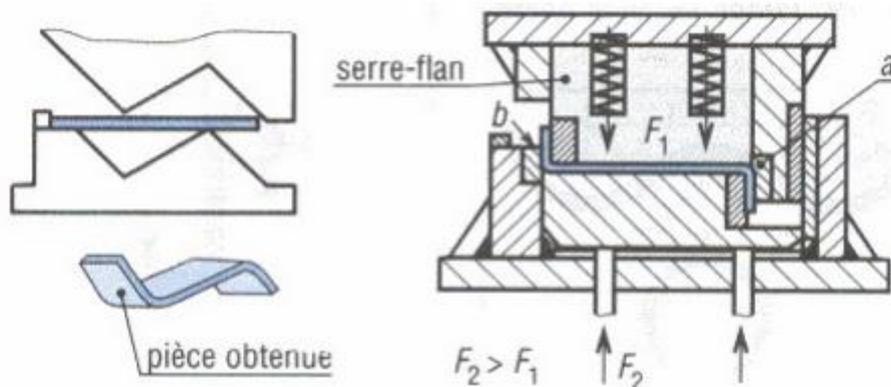


Figure 2-11 : Outil de liage en Z

Chapitre 2 : Le pliage

2.6. Avantages et Inconvénients [22] :

Avantages	Inconvénients
<ul style="list-style-type: none"> + Outillage simple + Pièces réalisées de formes complexes + Cintrage de tôles de forte épaisseur (faibles plis régulièrement espacés). 	<ul style="list-style-type: none"> - Longueur de pli limité à la longueur des machines - Elasticité résiduelle difficilement contrôlable

2.7. Etude des déformations du pli :

Lors du pliage d'une tôle se produit une déformation plastique, cette déformation est de type allongement de la partie extérieure et compression de la partie intérieure. Cette déformation doit assurer la non rupture du matériau dans cette zone, autant le rayon de pliage est grand, autant la déformation est minime, la fibre neutre est une fibre qui ne subit pas de déformation.

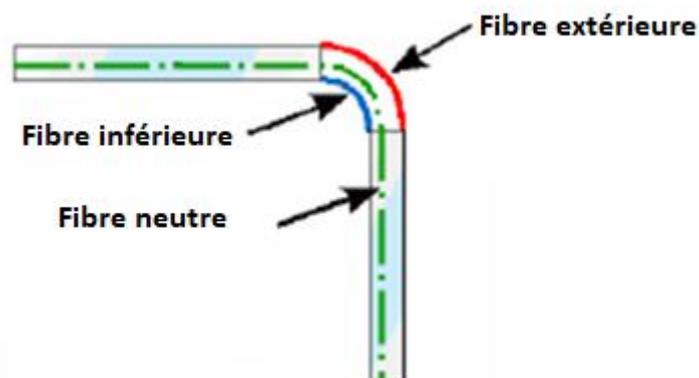


Figure 2-12 : Opération de pliage d'une tôle.

Chapitre 2 : Le pliage

2.8. Condition de l'opération de pliage :

L'opération de pliage est garantie par deux conditions suivantes :

2.8.1. Rayon de la matrice de pliage :

Le rayon minimal de pliage est le plus petit rayon pour lequel il n'y a pas apparition de fissures lors du pliage. Il dépend de :

- La nature et de l'état du métal (recuit, écroui)
- L'angle du pliage : Pour une épaisseur donnée le rayon de pliage croit avec l'angle de pliage.
- L'épaisseur

L'équation donnant la valeur du rayon minimal est la suivante :

$$R_{\min} = \frac{e}{\frac{A-4}{100-Z} * \left(\frac{A-4}{100-Z} + 2 \right)}$$

Avec :

- R_{\min} : Rayon minimal de pliage
- e : Epaisseur de la tôle
- $A\%$: Allongement après rupture
- $Z\%$: Coefficient de striction

L'expression du rayon de pliage R désigne toujours le rayon intérieur.

2.8.2. Jeu de pliage :

Lors de la réalisation de la matrice de pliage, on doit prévoir un jeu entre l'arrête verticale extérieur du poinçon et l'arrêt intérieur de la matrice. Le jeu sera égal à l'épaisseur de la tête plus la tolérance maximale, pour tenir compte des tolérances sur l'épaisseur des métaux en feuilles.

$$e < j < e D / d$$

Chapitre 2 : Le pliage

Avec : $D/d = B$ tient compte de l'épaississement de la tôle en fin d'emboutissage
 $j \leq 1,2 \times e$

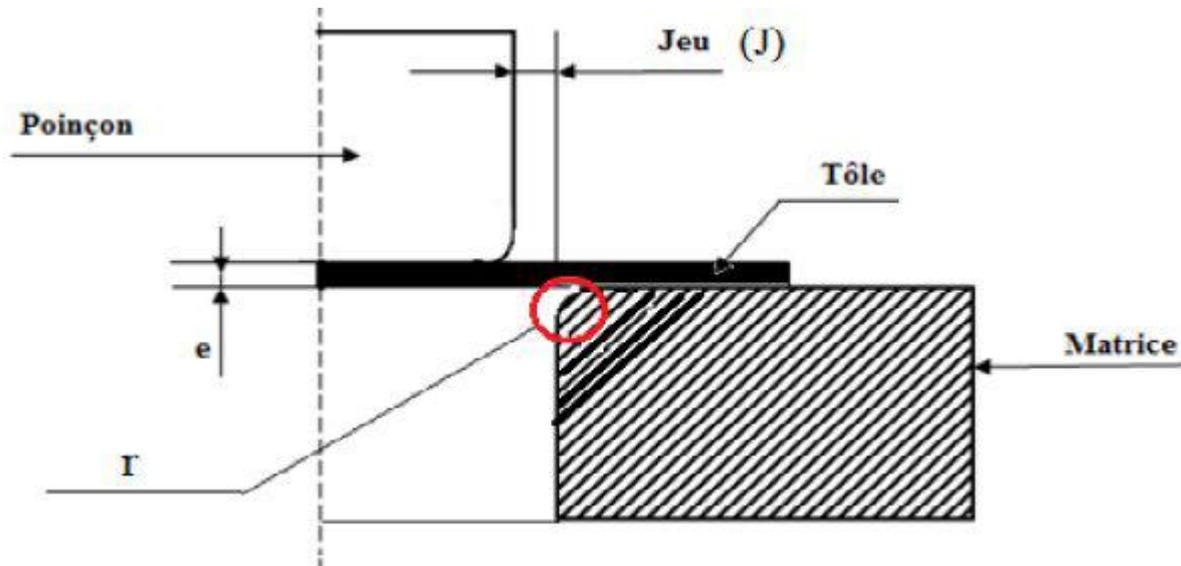


Figure 2-13 : jeu de pliage et rayon de la matrice.

2.9. Effort mis en jeu durant et après le pliage :

L'effort qu'on doit mettre en jeu lors de l'opération de pliage est donné par la relation suivante : [23]

$$F_p = (L \times e \times R_c) / 10$$

- L : longueur de la tôle à plier en (mm).
- e : épaisseur de la tôle en (mm).
- F : l'effort de pliage.
- R_c : résistance au cisaillement de la tôle en (daN/mm²).

Chapitre 2 : Le pliage

2.10. Développement du flan :

Connaissant la position de la fibre neutre on peut facilement calculer la longueur développée du flan par deux méthodes.

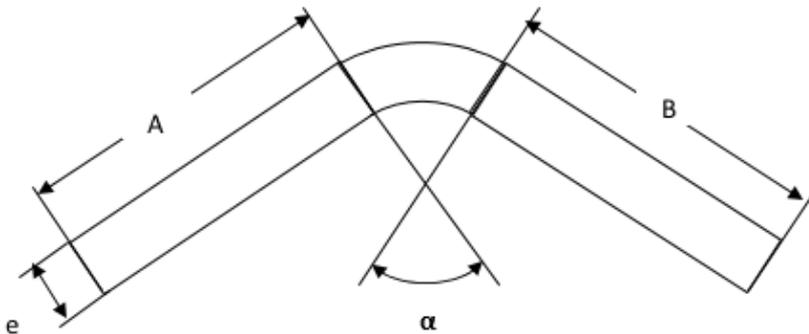
2.10.1. Méthode des sections : (1^{ère} Méthode)

Cette méthode consiste à décomposer la pièce en éléments simples permetts de calculer rapidement, ont faisant la somme de tous les segments, la longueur développée de flan.

- Le développement du flan est donné par la longueur de la fibre neutre :

$$LD = A + \frac{2\pi \times R_f \times \alpha}{360} + B$$

- La longueur du son flan est donné par :



$$L_f = l_1 + 2\pi R_1 \frac{\alpha_1}{360} + l_2 + 2\pi R_2 \frac{\alpha_2}{360} + l_3$$

Chapitre 2 : Le pliage

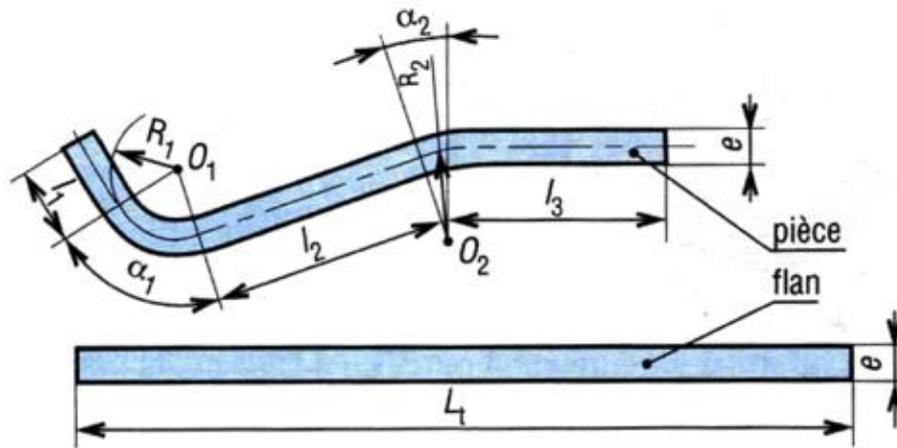
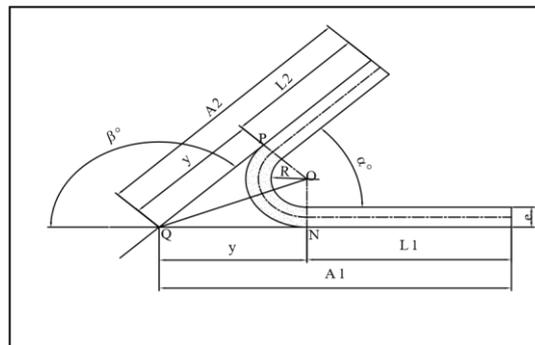


Figure 2-14 : La développée avant pliage

2.10.2. Calcul théorique : (2^{ième} Méthode)



- Quel que soit la valeur de l'angle de pliage la longueur développée est donnée par la formule suivante :

$$LD = A1 + A2 - C$$

Avec :

$$C = 2(R + e) \cot g \left(\frac{180 - \beta}{2} \right) - \frac{\pi}{180} (R + ke) \beta$$

Chapitre 2 : Le pliage

- Si la pièce contient (n) plis, on aura alors : $LD = \sum_{i=1}^{n+1} Ai - \sum_{i=1}^{i=n} Ci$
- C peut être déterminé en utilisant l'abaque suivant [22] :

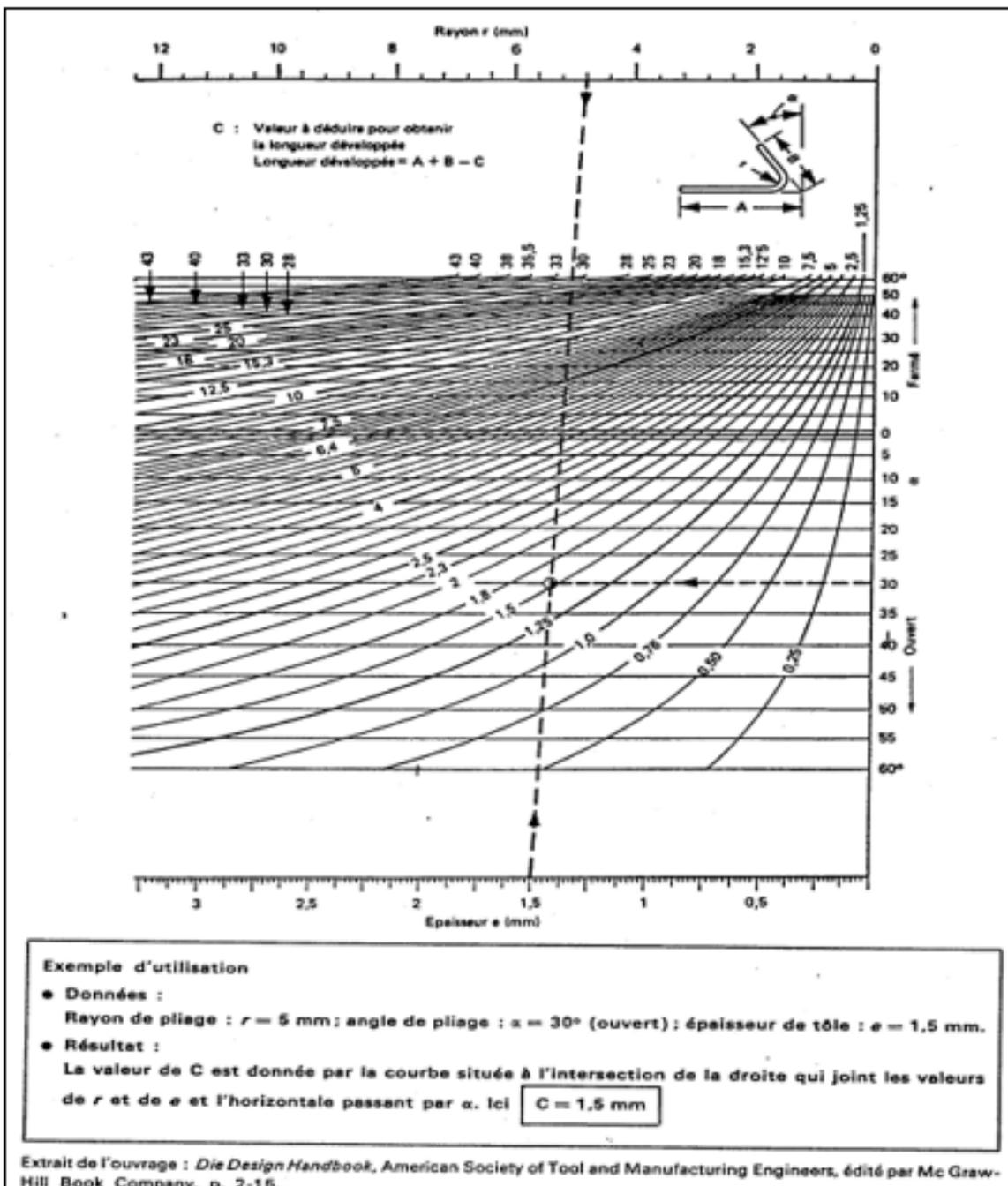


Figure 2-15 : Abaque de détermination de la valeur de C

Chapitre 2 : Le pliage

2.11. Calcul de l'effort de pliage :

La connaissance de l'effort à fournir dans le pliage est utile pour le choix de la presse, pour cela on utilise les formules expérimentales ou les abaques.

L'effort de pliage dépend de plusieurs facteurs englobants :

- Le matériau (la résistance, l'épaisseur)
- La forme de la pièce (en V, Z, U, ...)
- La façon d'exécution du pliage (pliage avec poinçon et matrice ou avec plaque pivotante).
- Le frottement entre le demi-produit et l'outillage.
- La vitesse de déformation...

2.11.1. Le pliage en V :

2.11.1.1. Sans frappe :

L'effort de pliage par le poinçon est donné par la formule suivante :

$$F_1 = K \frac{L e^2 R_m}{v}$$

Ou R_m la résistance mécanique du métal à plier (N/mm^2)

L : longueur pliée

e : épaisseur de la tôle (mm)

v : ouverture du V (mm)

K : un coefficient dépendant de V :

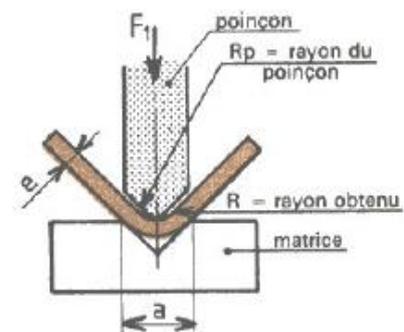


Figure 2-16 : Effort de pliage F_1

Chapitre 2 : Le pliage

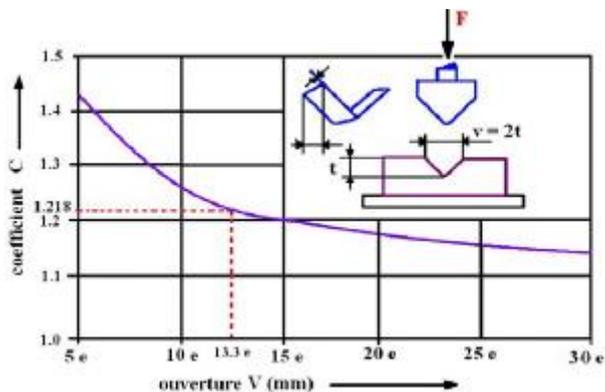


Figure 2-17 : Coefficient en fonction de V

2.11.1.2. Avec frappe :

L'effort $F_2 = 2F_1$

2.11.2. Le pliage en U

2.11.2.1. Sans frappe

Dans ce cas, l'effort est fortement tributaire du jeu entre poinçon et matrice. Si le jeu = épaisseur nominale de la tôle + tolérance maximale, l'effort peut être défini par la relation :

$$F_3 = \frac{2}{3} \times L \times R_m \times e \times \left(1 + \frac{e}{a}\right)$$

2.11.2.2. Avec frappe

La relation $F_4 = 2,5 \times F_3$ permet d'obtenir de bons résultats.

Chapitre 2 : Le pliage

2.12. Conclusion :

Dans ce chapitre nous avons présenté une étude théorique sur le pliage en commençant dans un premier temps par une introduction et une définition puis on a présenté quelques techniques et outils de cette mise en forme et ensuite on a calculé les effort nécessaires pour la réalisation de certains type de pliage.

Chapitre 3 : Identification des paramètres du matériau

3.1. Essai de traction [24]:

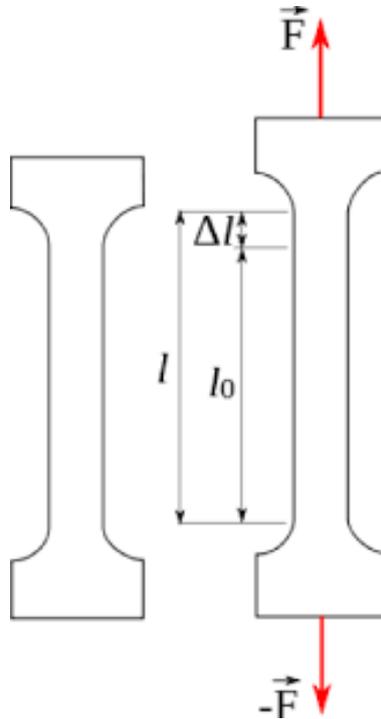


Figure 3-1 : Eprouvette de traction

L'essai de traction est l'un des essais mécaniques les plus fréquents. Il sert à déterminer avec certitude plusieurs propriétés mécaniques des matériaux qui sont importantes en conception. On déforme une éprouvette, habituellement jusqu'à la rupture, en appliquant le long de son axe une force qui croît graduellement. Normalement, la section transversale est circulaire, mais on utilise aussi des éprouvettes à section transversale rectangulaire. Durant l'essai, seule la région centrale étroite, de la section transversale uniforme sur toute sa longueur, se déforme.

Chapitre 3 : Identification des paramètres du matériau

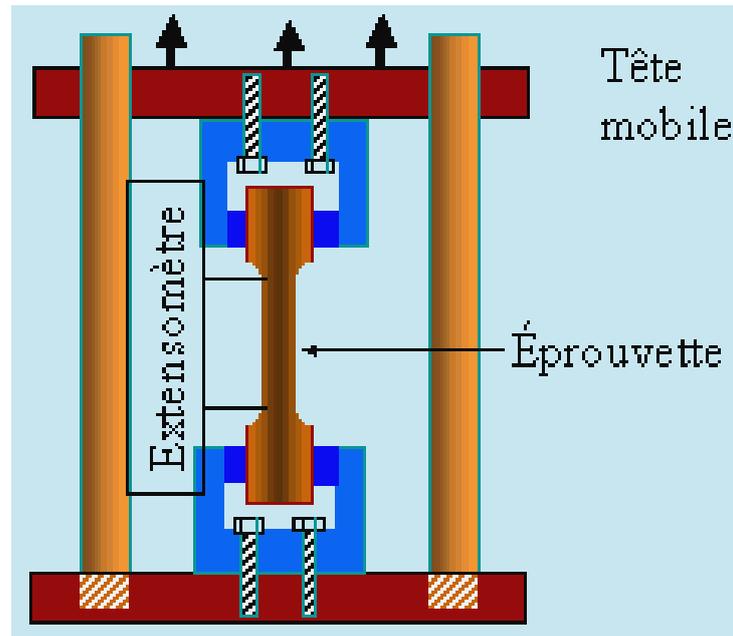


Figure 3-2 : Appareil de traction

On installe l'éprouvette en plaçant ses extrémités dans les mâchoires de l'appareil de traction. Cet appareil est conçu pour allonger l'éprouvette à une vitesse constante et pour mesurer continuellement et simultanément la charge instantanée appliquée (à l'aide d'un dynamomètre) et les allongements qui en résultent (à l'aide d'un extensomètre). Un tel essai de traction se fait en quelques minutes et est destructif, c'est-à-dire que l'éprouvette est déformée d'une façon permanente et qu'elle se rompt habituellement.

On enregistre le résultat de cet essai, c'est-à-dire la charge ou la force en fonction de l'allongement, sur une bande ou dans un ordinateur. Les caractéristiques charge-déformation dépendent des dimensions de l'éprouvette. Par exemple, il faut doubler la charge pour obtenir le même allongement si l'aire de la section transversale de l'éprouvette est doublée. Pour réduire l'effet de ses facteurs géométriques, on normalise la charge et l'allongement à la contrainte nominale et à la déformation conventionnelle. La contrainte nominale se note σ . Par définition :

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (1)$$

Chapitre 3 : Identification des paramètres du matériau

Où F est la force instantanée appliquée perpendiculairement à la section transversale de l'éprouvette il s'exprime en Newtons (N), et S_0 est l'aire initiale (en m^2) de la section transversale avant l'application de la charge. L'unité de contrainte nominale est le MPa ($1 \text{ MPa} = 10^6 \text{ N/m}^2$).

La déformation conventionnelle se note ε . Par définition :

$$\varepsilon = \frac{L_i - L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2)$$

Où L_0 est la longueur initiale avant l'application de la force et L_i est la longueur instantanée. La grandeur $L_i - L_0$ se note parfois ΔL et correspond à l'allongement ou à la variation de longueur à un instant donné, par rapport à la longueur initiale. La déformation conventionnelle est une grandeur sans dimension, mais on l'exprime en mètres par mètre ; sa valeur est bien sur indépendante du système d'unités. La déformation s'exprime parfois sous la forme d'un pourcentage, dans lequel la valeur de la déformation est multipliée par 100.

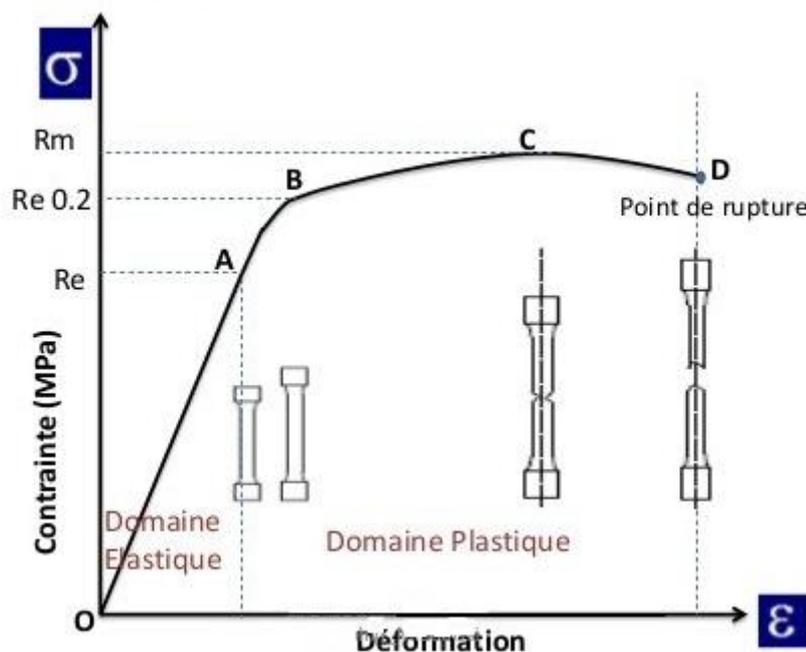


Figure 3-3 : Courbe de traction

Chapitre 3 : Identification des paramètres du matériau

A la figure 3-3, la diminution de la contrainte pour que la déformation se poursuive au-delà du maximum (point M), semble indiquer que le matériau s'affaiblit. Cela est complètement faux ; en fait sa résistance augmente. Cependant, l'aire de la section transversale diminue rapidement dans la zone de striction où se produit la déformation, ce qui réduit la capacité de l'éprouvette à supporter une charge. L'équation 3.1 donne la contrainte pour l'aire de la section transversale avant toute déformation et ne tient donc pas compte de la réduction de la section dans la zone de la striction.

Il est parfois juste de considérer la combinaison contrainte réelle-déformation réelle. Par définition, la contrainte réelle σ_r est égale à la charge F divisée par l'aire instantanée de la section transversale S_i au-dessus de laquelle la déformation a lieu, soit :

$$\sigma_r = \frac{F}{S_i} \quad (3)$$

Parfois, il est plus pratique d'utiliser la déformation réelle ε_r . Par définition,

$$\varepsilon_r = \frac{L_i}{L_0} \quad (4)$$

Si ce volume ne varie pas durant la déformation, c'est-à-dire si

$$S_i L_i = S_0 L_0 \quad (5)$$

Les relations entre les contraintes réelle et nominale, d'une part, et les déformations réelle et conventionnelle, d'autre part, sont respectivement :

$$\sigma_r = \frac{F}{S_0} \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (6)$$

$$\varepsilon_r = \ln\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) = \ln(1 + \varepsilon) \quad (7)$$

Chapitre 3 : Identification des paramètres du matériau

Les équations (6) et (7) ne sont valides qu'à l'apparition de la striction ; au-delà de ce point, il faut calculer la contrainte et la déformation réelles à l'aide des valeurs véritables de la charge, de l'aire de la section transversale et de la distance entre repères.

3.2. Identification des paramètres du matériau :

Une fois le diagramme rationnel est déterminé, il est nécessaire d'extraire la partie plastique de la déformation. La détermination de la partie plastique de la déformation repose sur l'équation (8).

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (8)$$

Selon la loi de Hooke dans le domaine d'élasticité, la déformation élastique est exprimée en fonction de la contrainte courante et du module d'Young du matériaux (9).

$$\varepsilon_e = \sigma / E \quad (9)$$

Il vient finalement la relation reliant la déformation plastique à la déformation (10).

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \sigma / E \quad (10)$$

A partir de la courbe de contrainte déformation, dans la partie d'élasticité, on déduit les paramètres suivants :

E	V	σ_e
194000 MPa	0.33	350 MPa

Tableau 3-1 : Quelques propriétés élastiques

E : module d'Young qui est déduit à partir de la pente de la partie élastique de la courbe.

V : coefficient de poisson

Chapitre 3 : Identification des paramètres du matériau

σ_e : limite d'élasticité qui est la valeur maximum de la partie élastique.

Et dans la partie plastique on déduit les paramètres qu'on a introduit dans les propriétés du matériau dans ABAQUS.

$\sigma(\text{Mpa})$	ϵ
350.274749755859	0
350.276153564453	0.0966075211763382
350.276153564453	0.0966158583760262
350.276153564453	0.0966233536601067
350.284484863281	0.0966308563947678
350.287322998046	0.0966383591294289
350.287322998046	0.0966450199484825
350.298370361328	0.0966525301337242
350.306701660156	0.0966600179672241
350.306701660156	0.0966675207018852

Tableau 3-1 : Quelques propriétés plastiques

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

4.1. Introduction :

Ce chapitre illustre les résultats numériques obtenus par notre travail, qui est basé sur la simulation numérique de procédé de mise en forme par pliage en U, dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS.

Le présent travail a pour objectif d'étudier l'influence de quelques paramètres géométriques sur l'effort du pliage, tels que le maillage, l'épaisseur de l'éprouvette, le coefficient de frottement entre le poinçon et l'éprouvette, le jeu entre le poinçon et la matrice et le rayon de la matrice.

4.2. Logiciel de simulation Abaqus :

L'approche numérique est aujourd'hui reconnue étant un outil pouvant largement faciliter la conception de pièce produits. La généralisation de l'utilisation des outils virtuels pour l'optimisation des pièces mécaniques a été possible grâce à l'apparition de logiciels performants et flexibles. Pour mener à bien notre étude, nous avons retenu le code de calcul Abaqus. Ce choix résulte surtout d'une question d'opportunité. Dans ce qui suit nous décrivons ce logiciel, sans discuter des intérêts respectifs des codes concurrents. Nous donnons donc essentiellement la définition des quantités exigées par le code et les expressions, notamment tensorielles, qui permettent de calculer certaines grandeurs souvent exprimées sous forme incrémentale.

4.2.1. Généralités sur Abaqus :

ABAQUS a été développé par Hibbit, karlson & sorensen (HKS) (devenue ABAQUS) depuis 1978 a été amélioré au fur et à mesure pour intégrer toutes les nouveautés de la théorie et des besoins de l'entreprise, jusqu'à ce que l'entreprise soit rachetée par Dassault industries en octobre de l'année 2005. En cette année même Abaqus/inc a été acquis par Dassault systèmes et est devenu SIMULIA.

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

ABAQUS est avant tout un logiciel de simulation par éléments finis de problèmes très variés en mécanique. Ses types d'analyse dans les domaines physiques sont :

- Mécanique
- Thermique
- Electrique (pièzo et thermique)
- Problèmes couplés

Ainsi que les problèmes qui peuvent être simulés sont :

- Statique et dynamique
- Linéaires et non linéaires
- Dynamique des corps rigides depuis V6.1

Il est connu et répondeur, en particulier pour ses traitements performants de problème non-linéaires, pour le comportement des matériaux :

- Hyper-élastique
- Plastique
- Viscoplastique
- Endommagement

Et nous offre la possibilité de programmer de nouvelles lois de comportement (en ForTran).

À partir d'un fichier de données (caractérisé par extension .inp), qui décrit l'ensemble du problème mécanique, le logiciel analyse les données, effectue les simulations demandées et fournit les résultats dans un fichier d'extension .odb deux tâches à accomplir :

- Générer le fichier de données : cela s'appelle aussi effectuer le prétraitement, exploiter les résultats contenus dans le fichier .odb (ou post traitement). La structure du fichier de données peut se révéler rapidement complexe : elle doit contenir toutes les définitions géométriques, les descriptions de maillage, des matériaux, des chargements, etc., suivant être effectués par d'autres logiciels.

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

ABAQUS propose le module ABAQUS CAE, interface graphique qui permet de gérer l'ensemble des opérations liées à la modélisation.

- La génération du fichier de données,
- Le lancement du calcul proprement dit,
- L'exploitation des résultats.

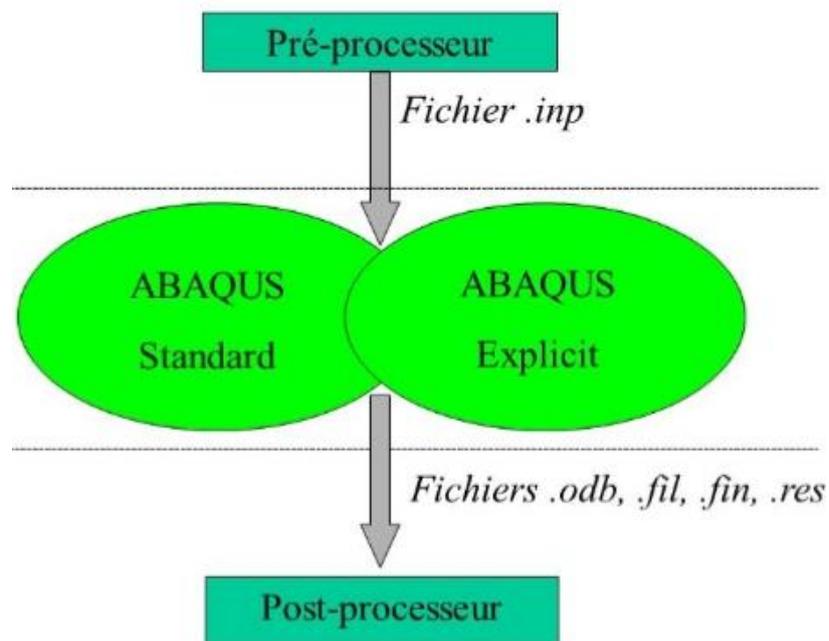


Figure 4-1 : traitement des différents fichiers dans ABAQUS

4.2.2. Présentation du logiciel ABAQUS :

Abaqus est un logiciel de simulation par éléments finis de problèmes mécanique. Il se compose de trois produits : Abaqus/Standard, Abaqus/Explicit et Abaqus/Cae.

- Abaqus/CAE : constitue une interface intégrée de visualisation et de modélisation pour les dits solveurs.

Poste traitement

- Le solveur Abaqus/Standard : est un solveur généraliste qui recourt à un schéma traditionnel d'intégration implicite.
- Le solveur Abaqus/Explicit : emploi un schéma d'intégration explicite pour résoudre des problèmes dynamiques ou quasi-statiques non-linéaires.

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

Chacun de ses produits est complété par des produits additionnels ou/et optionnels, spécifiques à certaines applications.

En raison du large spectre de ces capacités d'analyse et sa bonne ergonomie il est très largement utilisé dans les industries automobiles et aéronautiques il se prête bien pour l'analyse des comportements non-linéaires. Il possède une vaste gamme de lois de comportement.

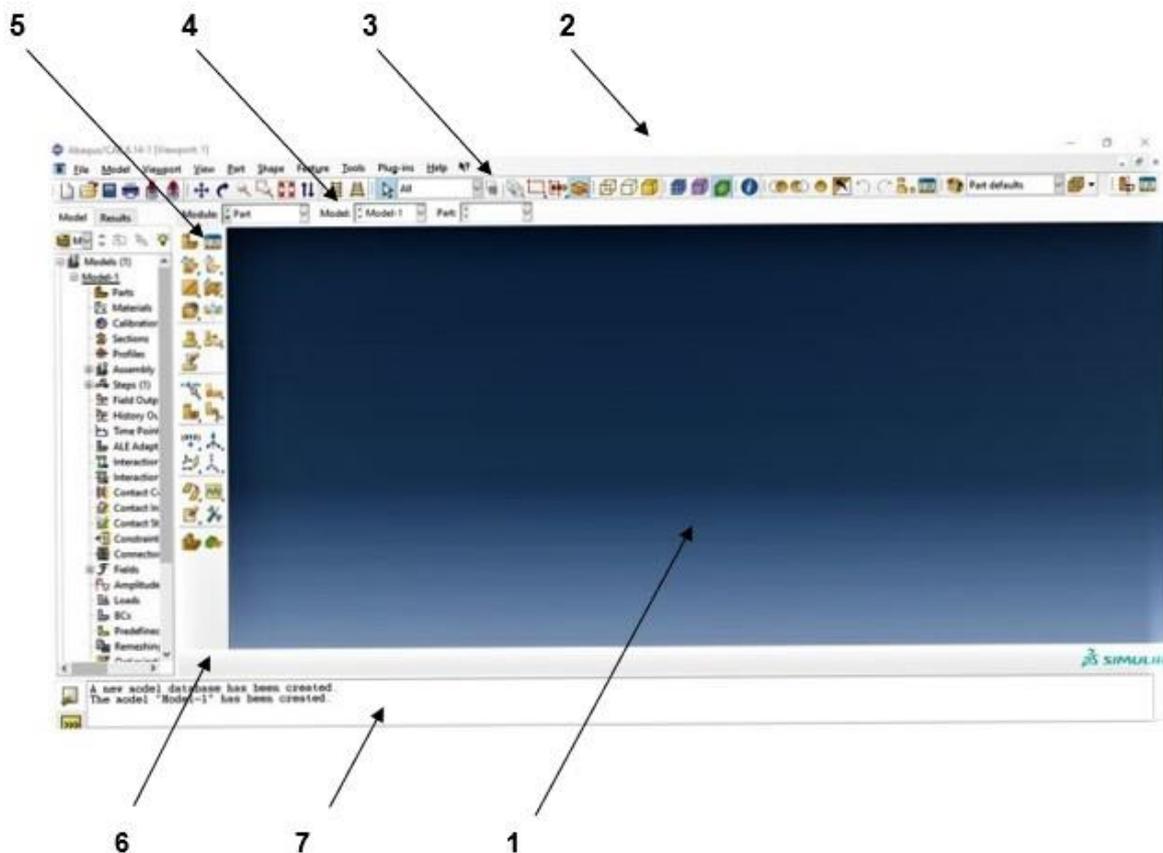


Figure 4-2 : l'interface d'Abaqus/CAe

On retrouve dans l'interface les éléments essentiels suivant :

1 : la fenêtre d'affichage graphique.

2 : une première barre de menus en haut, ces menus sont relatifs au module dans lequel on se trouve.

3 : une deuxième barre horizontale d'outils, y sont disposées les icônes correspondant aux commandes les plus courantes. C'est-à-dire les commandes d'ouvertures et de

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

sauvegarde de fichiers, et les commandes réglant l'affichage des vues (perspective, ombrage, zoom, rotations, etc.).

4 : une troisième barre de menus déroulant permettant d'accéder aux autres modules, ou de sélectionner le modèle ou la pièce sur lesquels on souhaite travailler.

5 : on dispose à gauche d'une colonne d'icônes permettant d'accéder aux outils disponibles à l'intérieure du module dans lequel on se trouve.

6 : l'espace juste sous la fenêtre d'affichage graphique est celui dans lequel Abaqus vous parle les messages affichés à cet endroit sont faits pour vous guider dans l'action que vous avez entreprise.

7 : enfin, une fenêtre en dessous sur fond blanc est utilisée pour afficher des messages informatifs : réponse à des questions posées, avertissements liés à des problèmes rencontrés, etc.

4.2.3. Comment créer un modèle dans Abaqus :

- ✓ **Dessiner le modèle** : le module **PART** de créer tous les objets géométriques nécessaires au problème, soit en les dessinant dans Abaqus cae, soit en les important d'un autre logiciel de dessin.
 - Dessiner le profil 2D de la forme voulue
 - Le développer en 3D
 - Rajouter les détails manquants.
- ✓ **Affecter les propriétés matériau à l'objet** : le module **PROPERTY** Permet, comme son nom l'indique, de définir toutes les propriétés matérielles d'un objet géométrique ou d'une partie de ces objets.
 - Créer le matériau
 - Créer les sections sur lesquelles appliquer les matériaux
 - Affecter les matériaux aux sections correspondantes
- ✓ **Assembler le modèle** : le module **ASSEMBLY** permet d'assembler les différents objets géométrique Abaqus contient un seul assemblage.
 - Créer les instances
 - Les positionner dans le repère général

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

- ✓ **Définir les pas d'analyse** : le module **STEP** permet de définir toutes les requêtes pour le post traitement. Notamment le (temps) à partir duquel une force est appliqué et jusqu'à quand, il est aussi possible de créer des forces ou des conditions limites qui s'activent à des moments donnés.
- ✓ **Créer les intersections entre les instances** : le module **INTERACTION** Permet de spécifier toutes les interactions entre les différentes parties et régions du modèle, elles peuvent être de différents natures mécaniques, thermiques ou autres. Il faut savoir qu'Abaqus ne prend en compte que les interactions explicitement définies, la proximité géométrique n'étant pas suffisantes.
 - Créer les surfaces
 - Définir les types de contacts
 - Associer des surfaces avec des types de contact
- ✓ **Appliquer les conditions aux limites et les chargements** : le module **LOAD** permet de spécifier tous les chargements, conditions aux limites et champs. Il faut que les chargements et les conditions limites sont dépendent des steps, par exemple une force est appliquées au step 1 mais inactive au step 2.
 - Définir les pas d'application
 - Définir les types de CL ou chargement nécessaires pour générer un maillage éléments finis sur une pièce ou un assemblage.
 - Partitionner le modèle
 - Choisir les types de maille (éléments)
 - Discrétiser le modèle
- ✓ **Créer et lancer un calcul** : une fois que toute les taches de définition du modèle ont été réalisées, il faut utiliser le modèle **JOB** pour analyser ce modèle. Abaqus va alors réaliser tous les calculs nécessaires et post traite les résultats demandés.
- ✓ **Visualiser les résultats** : le mode **VISUALIZATION** permet de visualiser le modèle et les résultats, les courbes de charges, les déformations....

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

- ✓ **Le module « sketch »** : ce module permet de créer des formes bidimensionnelles qui ne sont pas associées à un objet. Il peut être utilisé pour des extrusions par exemple.

4.3. Le matériau utilisé :

Un acier austénitique instable de la famille 304L sous forme de tôles. Le (L) signifie que l'acier a une faible teneur en carbone. La composition chimique et la désignation de l'acier est donnée dans les tableaux suivants :

Éléments	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
%	0,044	0,40	1,83	0,031	0,0011	19,5	8,1	0,

Tableau 4-1 : Composition chimique de l'acier inox 304L

Normes	EN	DIN 17440	AISI	AFNOR
Désignations	1.4301	X5CrNi18-9	304	Z6CN18-9

Tableau 4-2 : Désignation du matériau selon différentes normes.

4.4. Simulation numérique du pliage en U :

La fabrication des pièces à partir des tôles, est généralement réalisée sur des presses, à l'aide d'un poinçon et d'une matrice. Les critères de qualité du produit étant de plus en plus sévères en termes de précision géométrique et de performance mécanique, l'optimisation du procédé de mise en forme est très souvent rendue nécessaire. Selon PARNIERE [Par75], la réussite d'un produit fabriqué par emboutissage, estampage ou plus particulièrement par pliage, dépend essentiellement de trois facteurs liés entre eux, qui sont :

- Les caractéristiques physiques de la tôle,
- La géométrie des outils,
- La lubrification.

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

4.4.1. Pliage de l'éprouvette :

4.4.1.1. Modélisation numérique :

Dans cette étude, nous considérons l'opération du pliage en U d'une éprouvette, en acier TRIP 304L, à l'aide d'une simulation numérique en 3D, sur le code de calcul par éléments finis ABAQUS, avec un schéma de résolution Static-General, prenant en compte l'elastoplasticité.

Le principe de cette opération consiste à déformer une tôle maintenue fixe entre la matrice et le serre-flan, sous l'action d'un poinçon, afin d'obtenir un angle de pliage qui ne peut en aucun cas dépasser une valeur de 90°.

Les dimensions de l'éprouvette utilisée sont présentées dans la figure suivante :



Figure 4-3 : Dimensions de l'éprouvette utilisée

La maquette numérique est représentée sur la figure 3-4, en position initial. Dans cette étude, les outils sont modélisés par des corps rigides, l'éprouvette est maillé par des éléments quadratique à huit nœuds, donnés par ABAQUS.

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

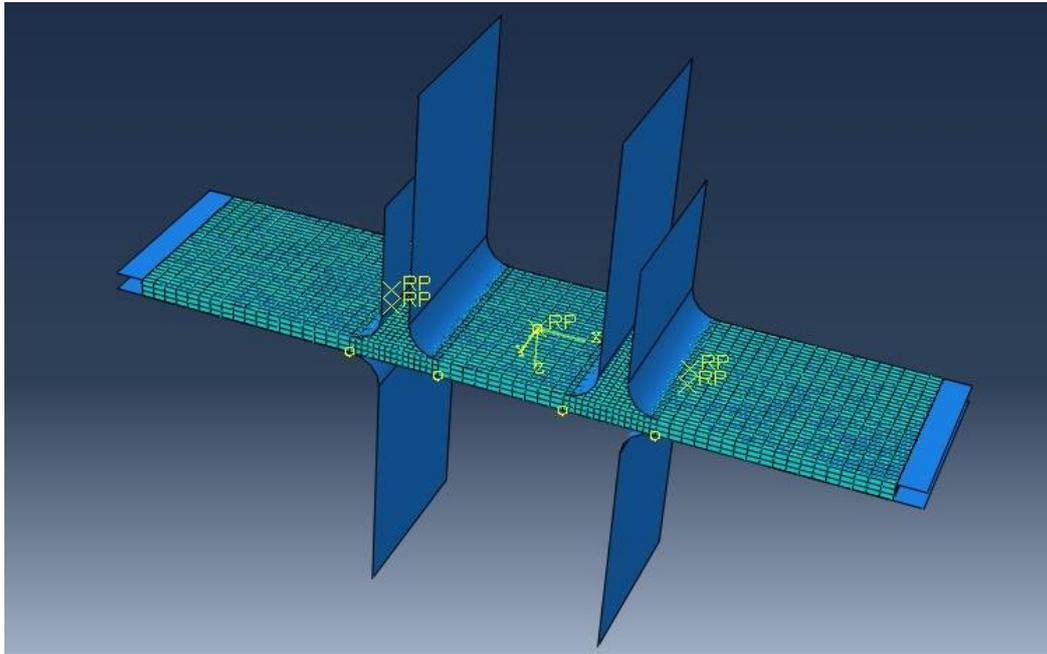


Figure 4-4 : Maquette numérique du pliage de l'éprouvette utilisée

4.5. Etude de l'évolution de l'effort du pliage :

La figure 3-5 présente l'évolution force-déplacement pour l'éprouvette prise au départ pour un déplacement de 10mm.

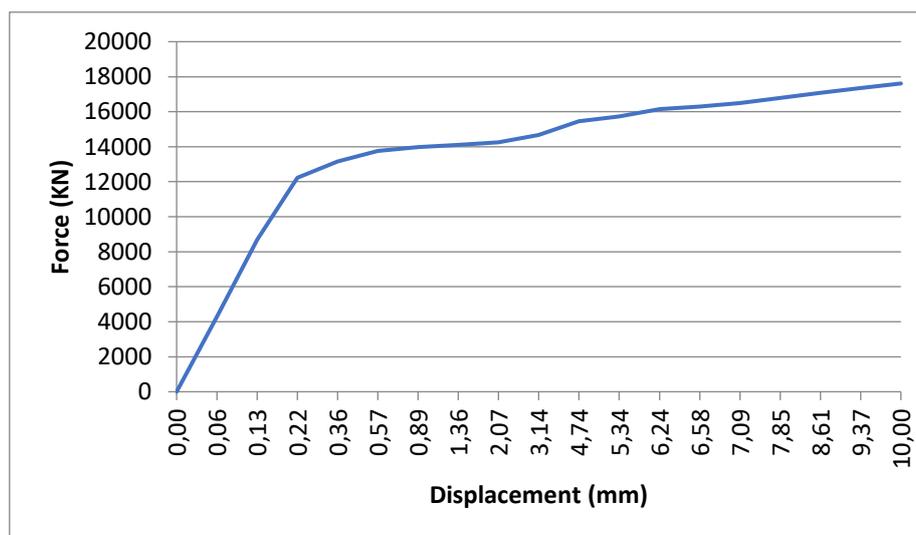


Figure 4-5 : Evolution de l'effort du pliage appliqué par le poinçon en fonction de sa pénétration

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

On voit dans cette courbe qu'au début du pliage, l'effort augmente d'une manière linéaire ; c'est la zone où l'effort se développe dans le domaine élastique du matériau, jusqu'à atteindre une valeur qui correspond au moment de plastification de la section de la tôle sur la matrice. Ensuite la courbe s'incurve doucement ce qui correspond au domaine élastoplastique du matériau et à l'évolution de la longueur de la tôle comprise entre la matrice et le poinçon dans le jeu. La force du pliage croît lentement d'une manière constante ce qui correspond au domaine plastique.

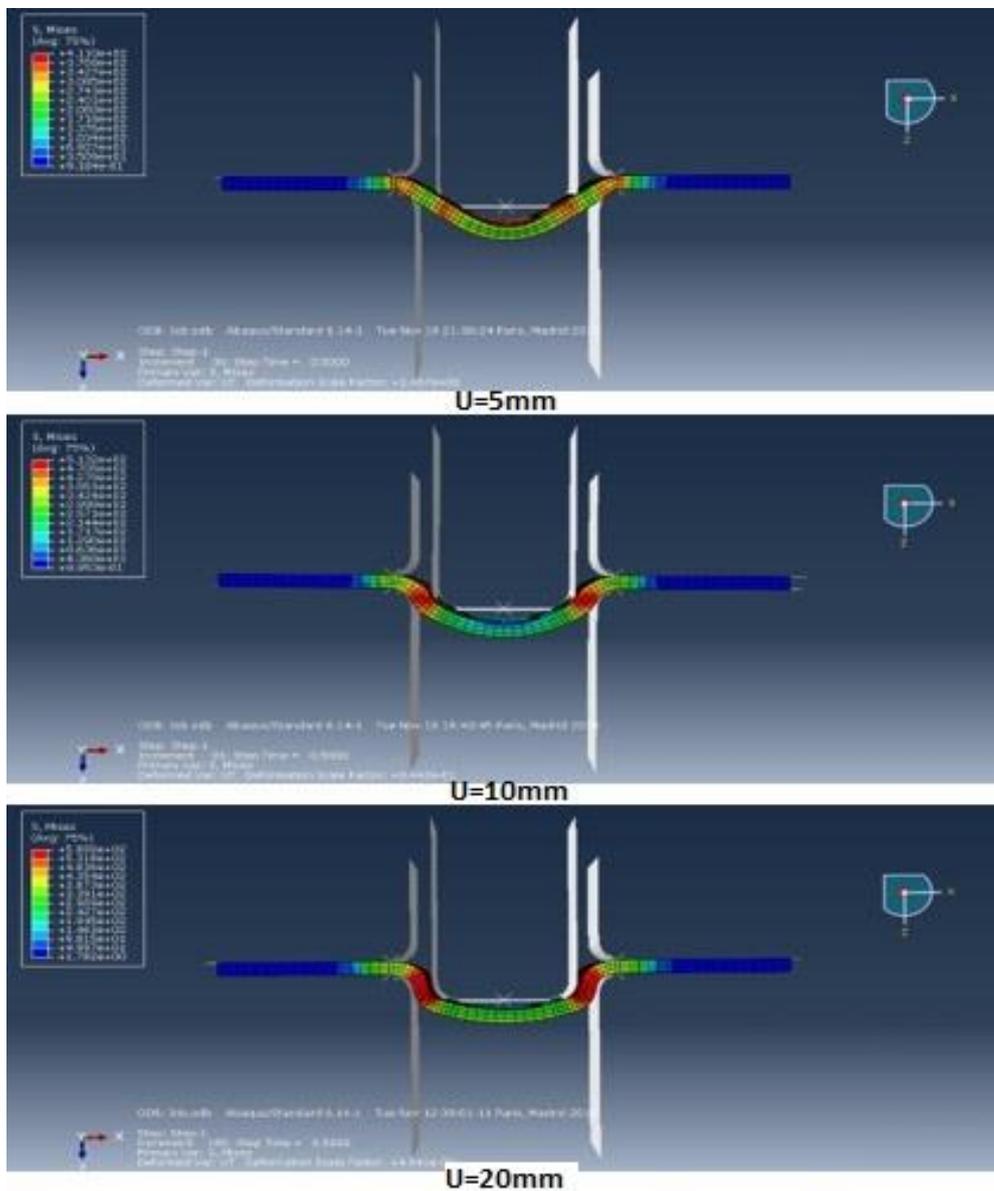


Figure 4-6 : Représentation et développement des zones endommagées des sections pliées de l'éprouvette

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

4.6. Etude de l'influence de quelques paramètres :

On veut étudier l'influence de quelques paramètres sur l'effort du pliage de notre modèle, ainsi on procède comme suit :

On prend une éprouvette de départ dont les paramètres sont les suivants :

- Epaisseur de l'éprouvette : 4mm
- Rayon de la matrice : 5mm
- Maillage de l'éprouvette : 2mm
- Coefficient de frottement entre l'éprouvette et le poinçon : 0,09
- Jeu entre le poinçon et la matrice : 0,5mm

Puis on varie les paramètres à étudier et on discute les résultats ;

4.6.1. Etude de l'influence du maillage :

On étudie l'influence du maillage de l'éprouvette en variant la valeur de la taille des éléments finis avec lesquels on l'a discrétisé, dans notre cas nous allons choisir trois valeurs de maillage : 1mm, 1.5mm et 2mm (Figure 3-7).

Les résultats obtenus suite à la simulation par ABAQUS sont donnés dans la Figure 3-8

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

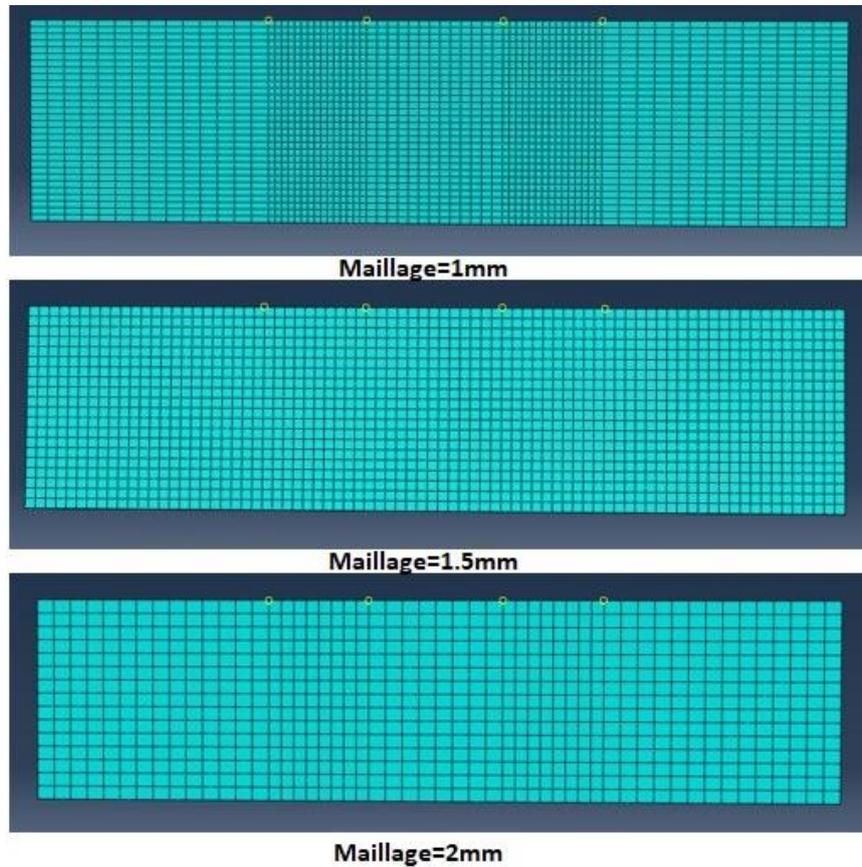


Figure 4-7 : Différents maillages de l'éprouvette

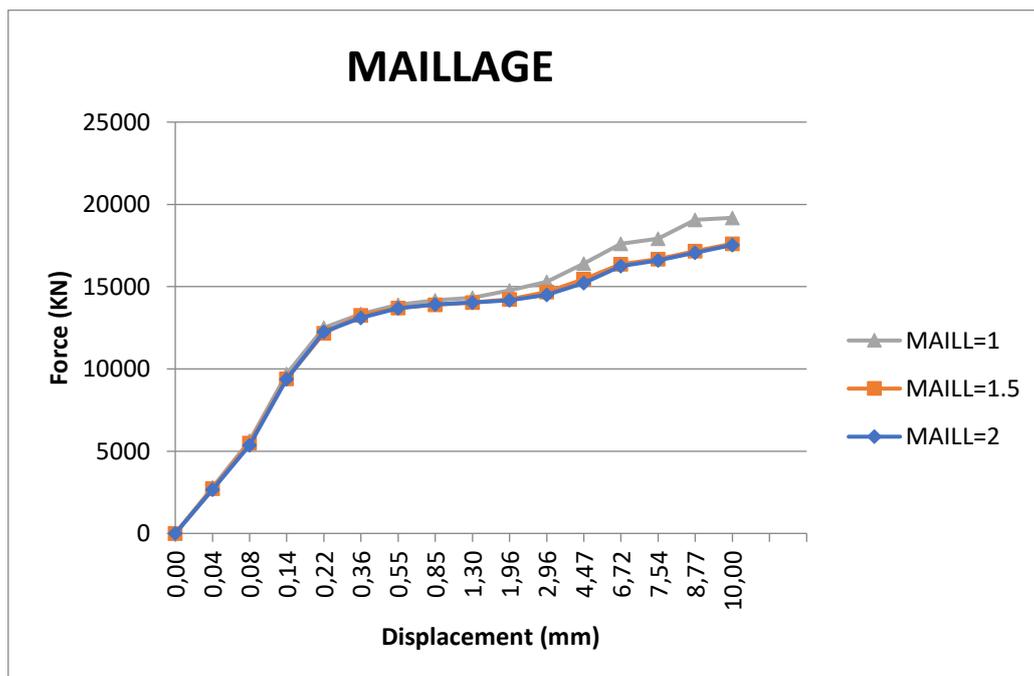


Figure 4-8 : courbes force-déplacement de différents maillages

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

Les résultats ci-dessus nous montrent qu'en raffinant le maillage la force de pliage augmente, ce qui est expliqué par le fait que si les éléments sont très grands les forces ne sont pas calculées correctement. Le maillage doit être suffisamment fin afin de ne pas influencer les résultats.

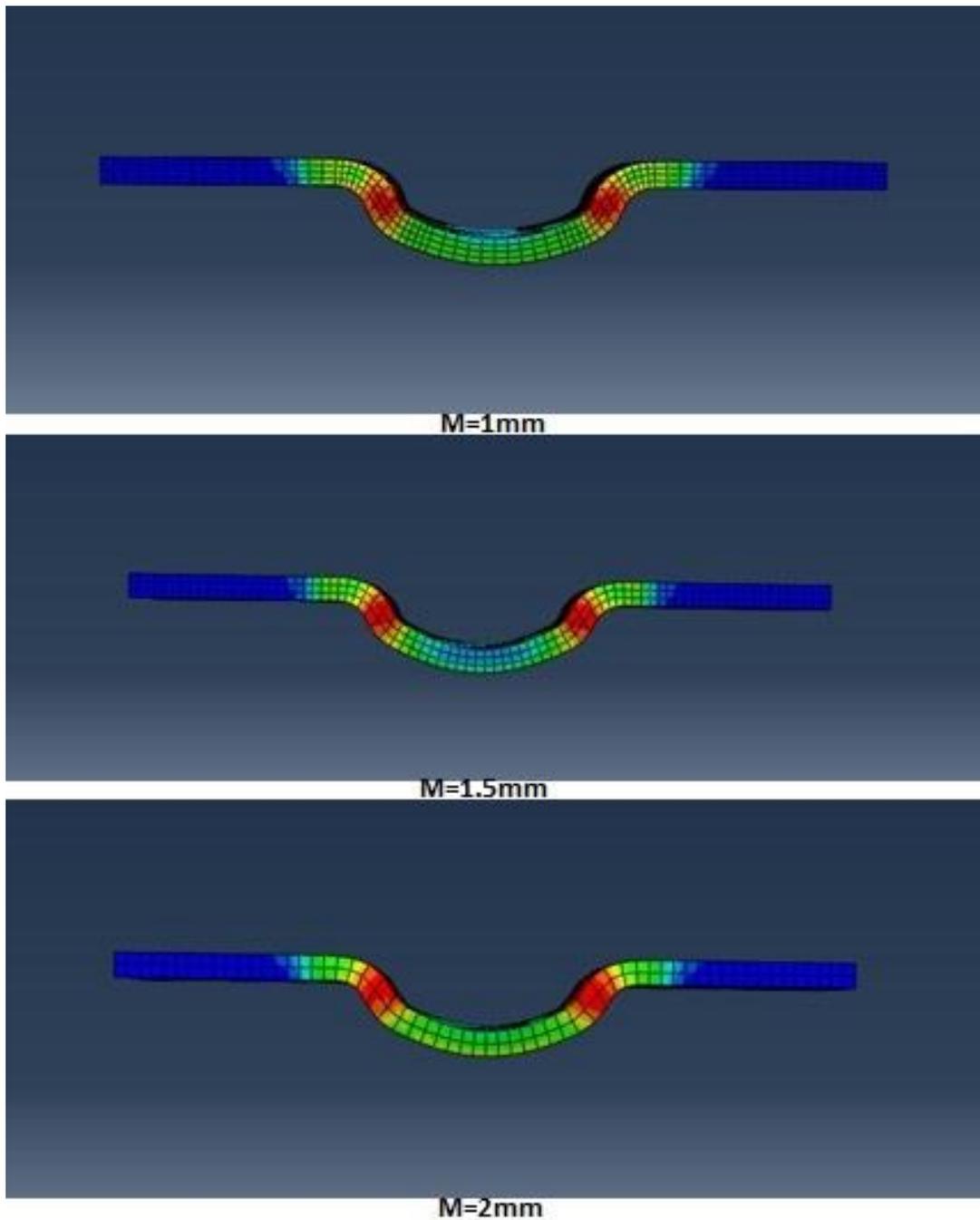


Figure 4-9 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différents maillages avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

4.6.2. Etude de l'influence de l'épaisseur :

Pour démontrer que l'épaisseur de l'éprouvette influence sur la force du pliage, on varie la valeur de cette dernière, comme le montre la figure qui suit, les résultats obtenus sont montrés dans la figure 3-11.

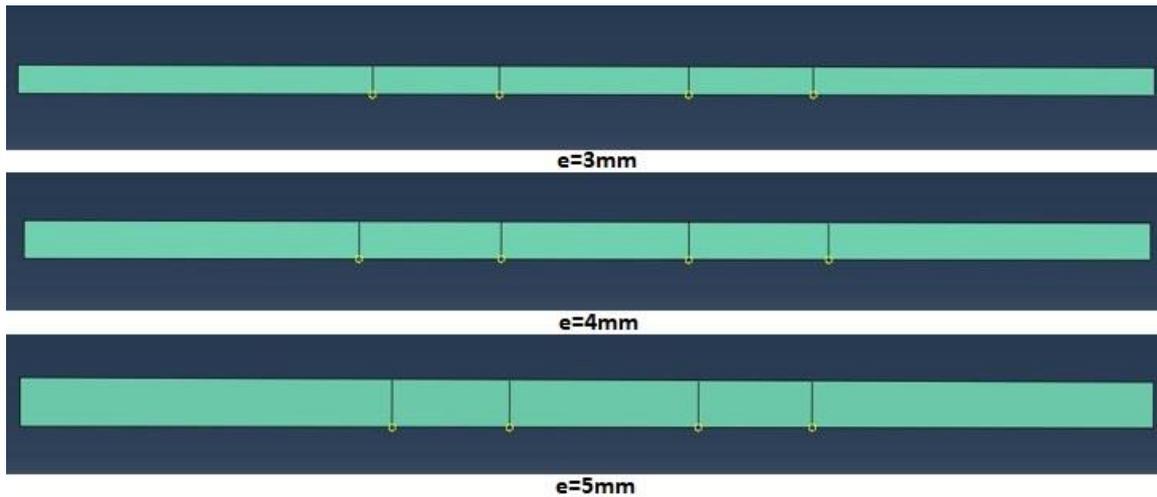


Figure 4-10 : La variation d'épaisseur

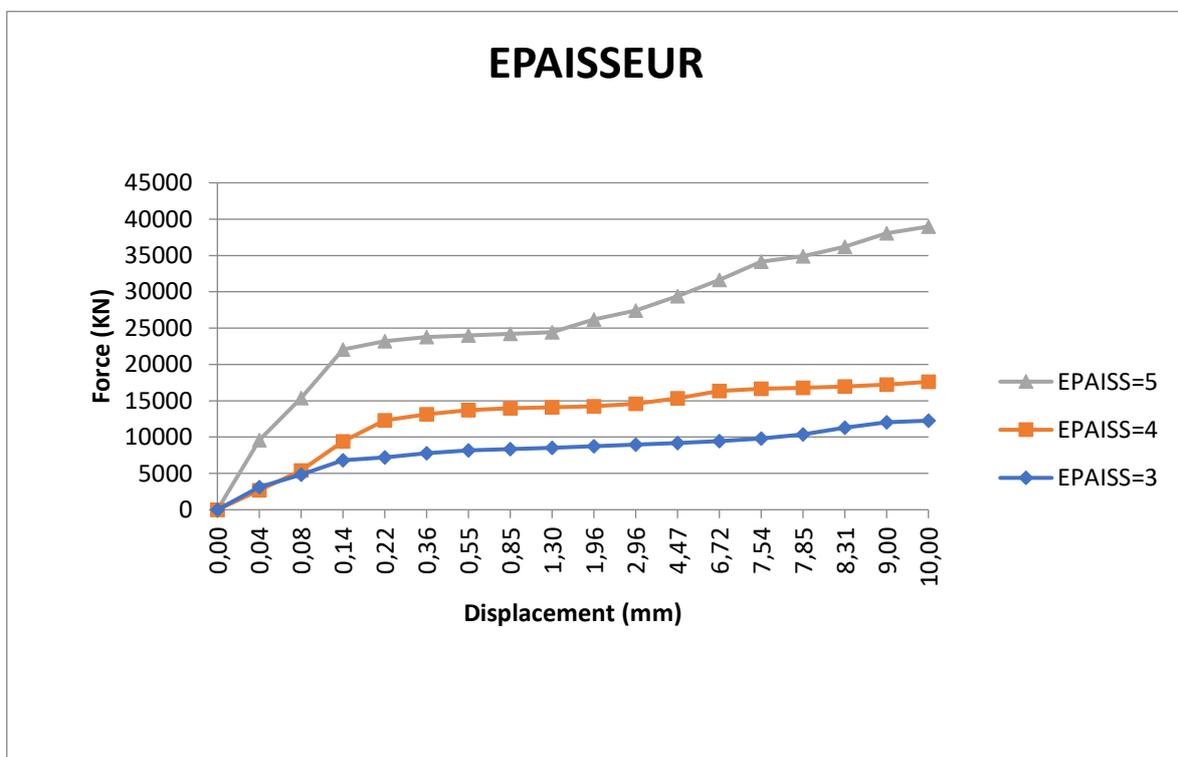


Figure 4-11 : courbes force-déplacement de différentes épaisseurs

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

Nous constatons dans ses résultats que la force du pliage augmente en augmentant l'épaisseur de l'éprouvette. Ce qui semble dû au fait que plus l'épaisseur est grande plus le matériau présente une plus grande résistance au pliage.

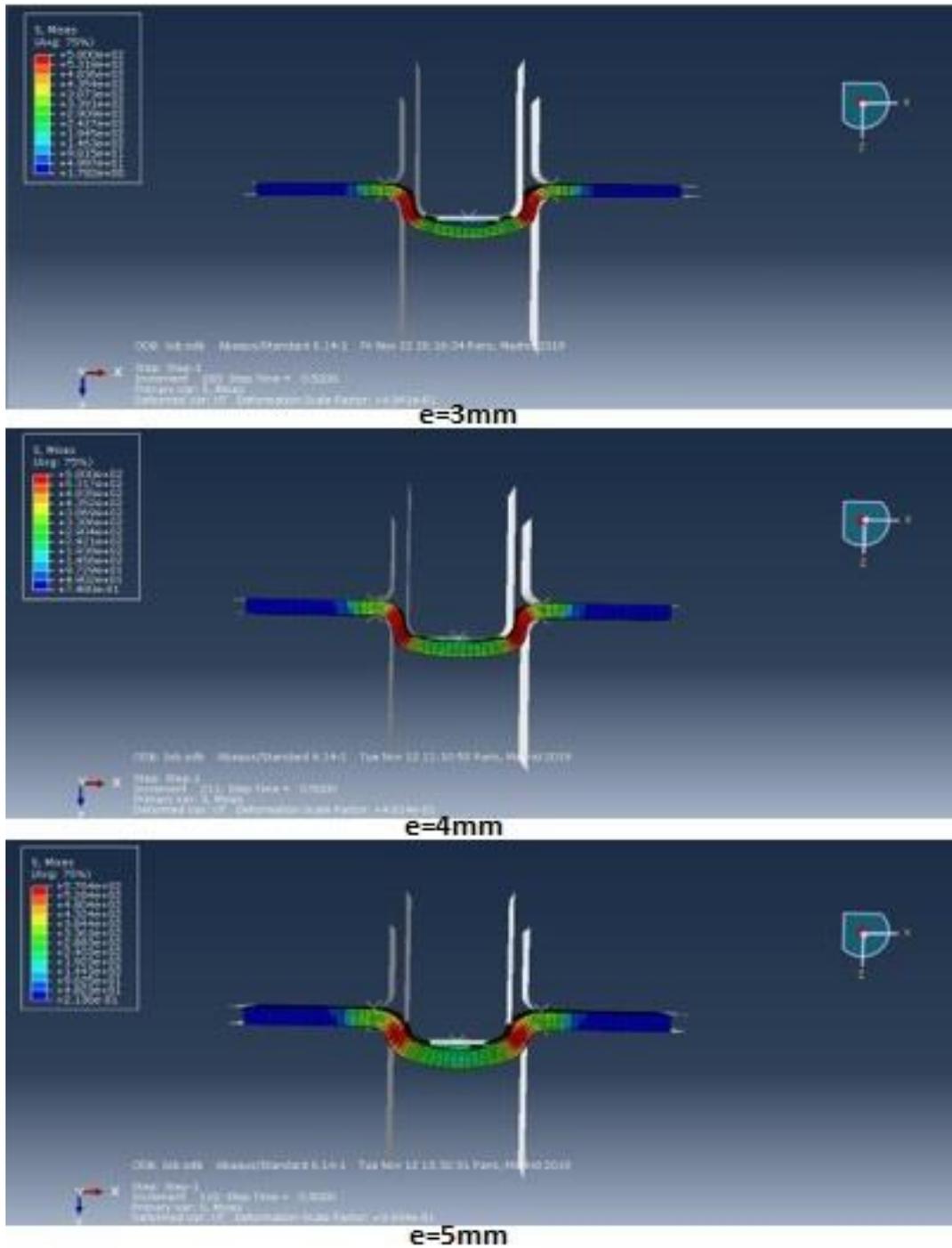


Figure 4-12 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différentes épaisseurs avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

4.6.3. Etude de l'influence du frottement :

On varie le coefficient de frottement pour voir son influence sur la force du pliage, on prend les valeurs suivantes : $f=0.09$, $f=0.2$ et $f=0.3$ (Figure 3-13)

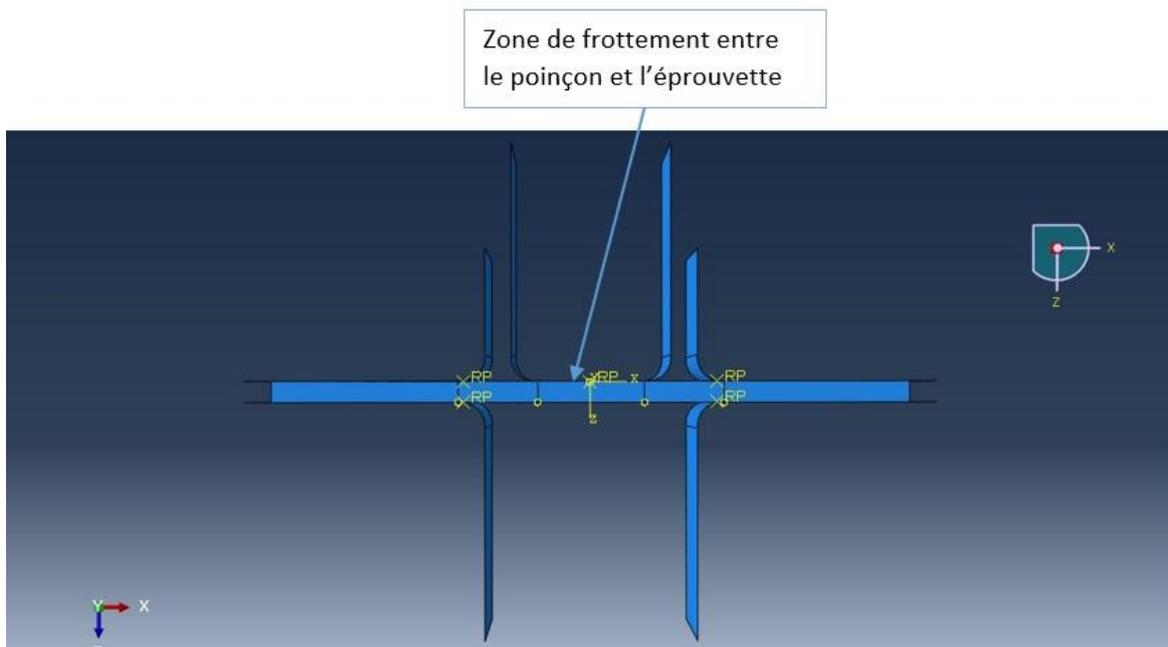


Figure 4-13 : Image montrant la zone de variation du coefficient de frottement

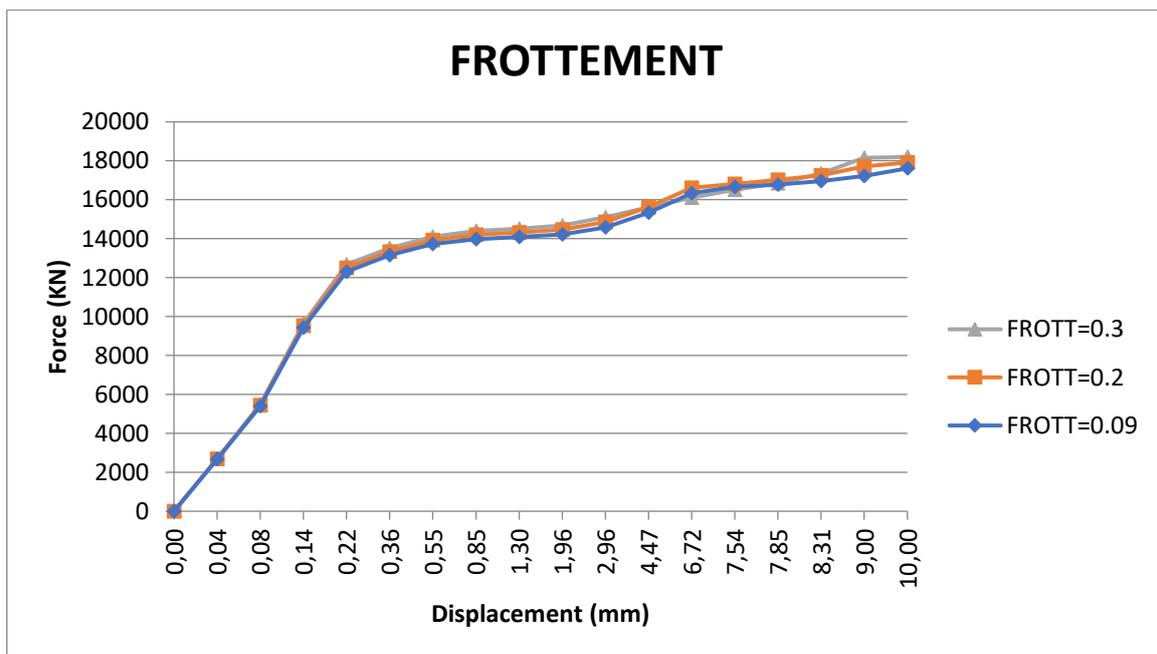


Figure 4-14 : courbes force-déplacement de différents coefficients de frottement

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

Les résultats donnés par les courbes représentées par la (figure 3-14), montrent que la variation du coefficient de frottement installé entre l'éprouvette et le poinçon influe sur la valeur de l'effort du pliage ; il augmente en augmentant le coefficient de frottement, ce qui s'explique par les efforts considérables exercés par le poinçon afin d'arriver à plier l'éprouvette.

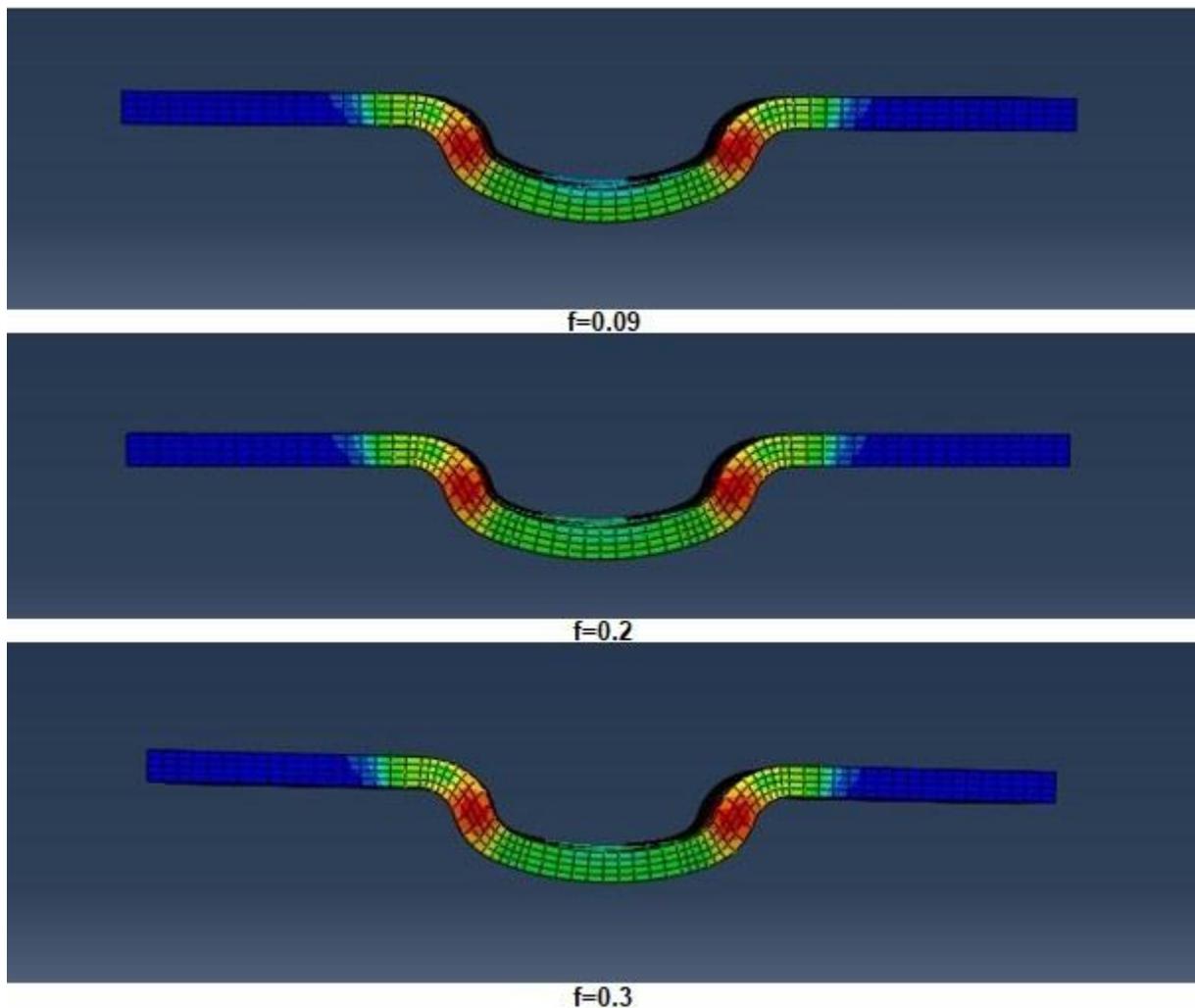


Figure 4-15 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différents coefficients de frottement avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

4.6.4. Etude de l'influence du jeu :

Dans ce qui suit nous avons procédé à la variation du jeu entre le poinçon et la matrice (jeu1=0.25mm, jeu2=0.5mm et jeu3=0.75mm), afin de voir son influence sur la force du pliage.

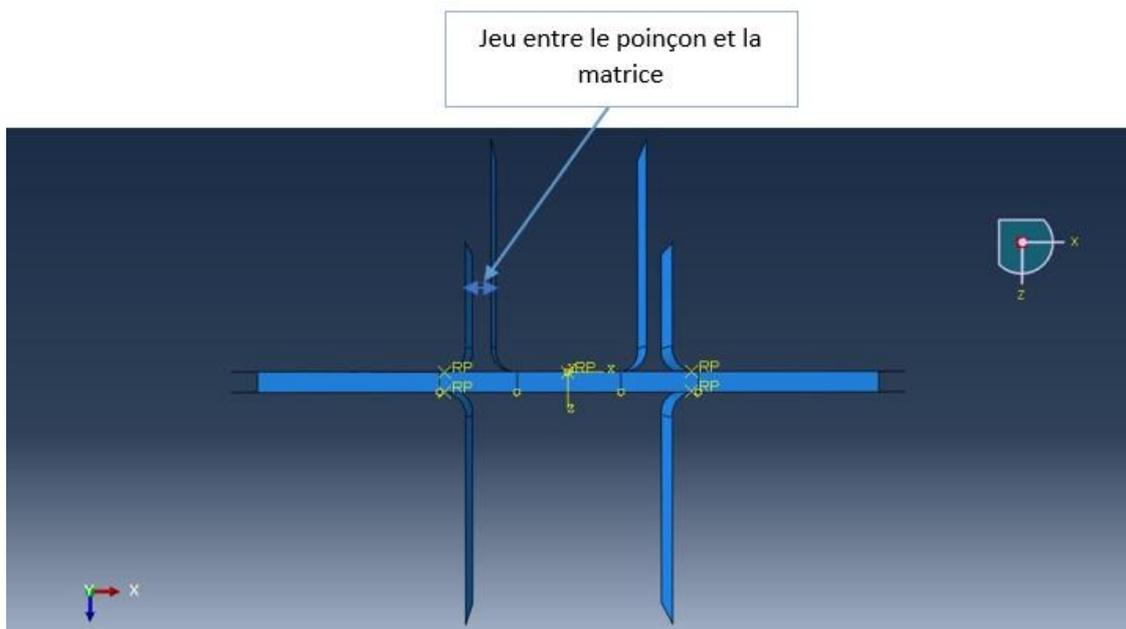


Figure 4-16 : Image montrant la zone de variation du jeu

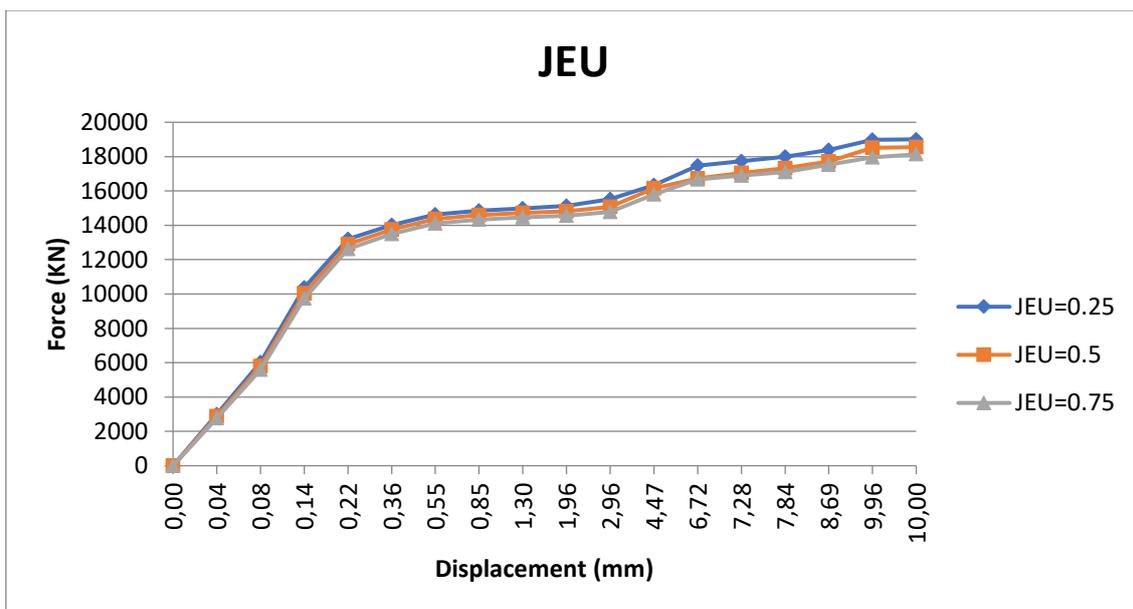


Figure 4-17 : courbes force-déplacement de différents jeux

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

Nous remarquons dans ces courbes que chaque fois que l'on diminue le jeu, la valeur de la force de pliage augmente, ce qui s'explique par les effets importants des frottements entre le poinçon et la tôle. Cette résistance à l'avancement du poinçon a pour conséquence l'augmentation de la force nécessaire au pliage.

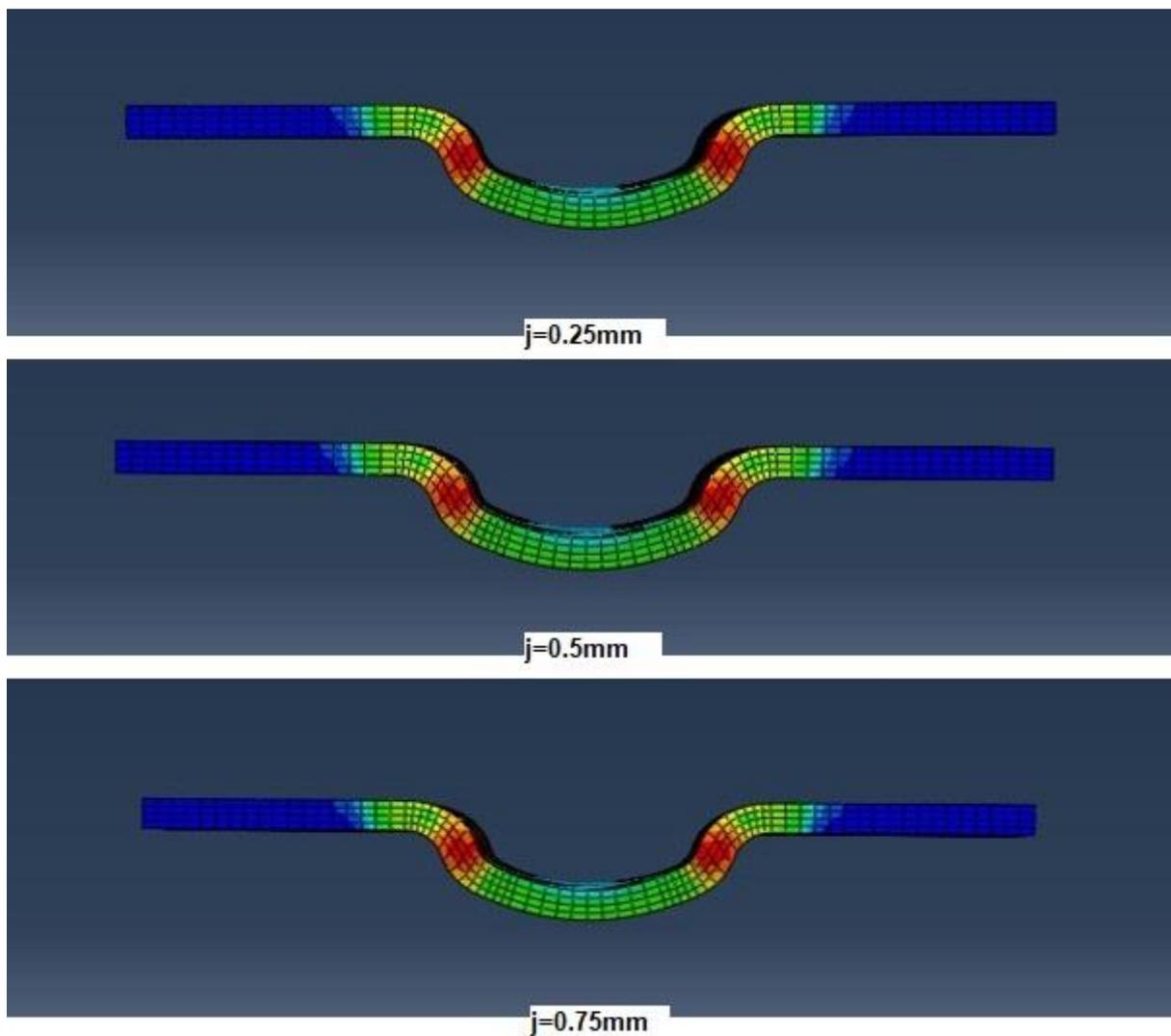


Figure 4-18 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différents jeux avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

4.6.5. Etude de l'influence du rayon :

Pour démontrer l'influence du rayon de la matrice, on varie ce dernier sur ABAQUS, cela nous permet d'obtenir les résultats donnés la figure 3-20.

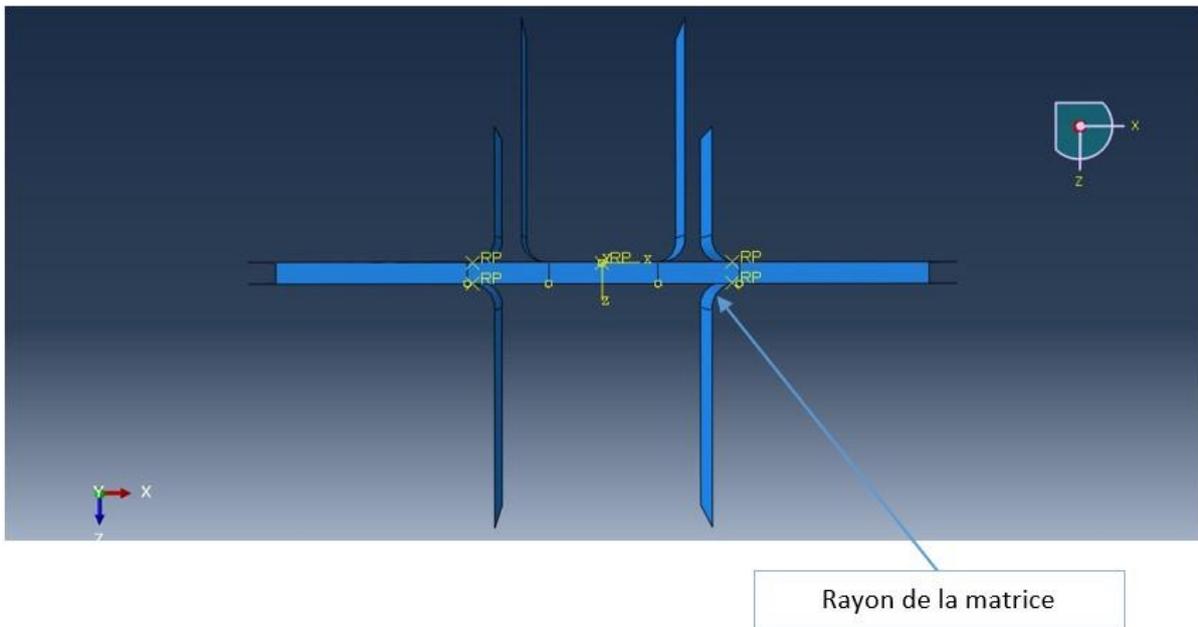


Figure 4-19 : Image montrant les rayons à varier

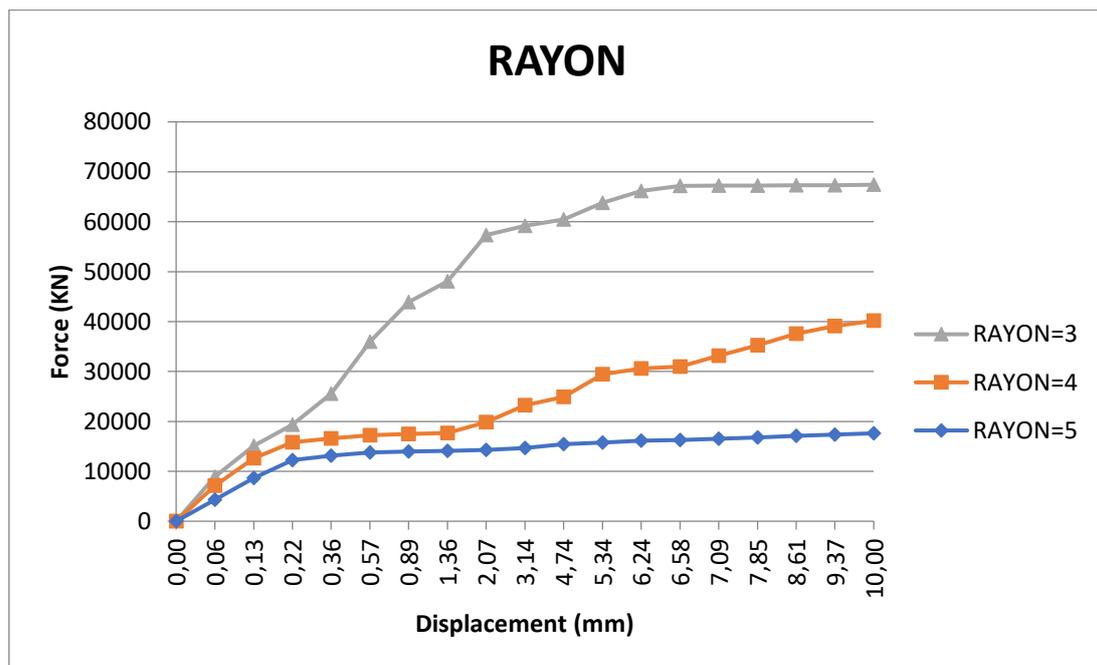


Figure 4-20 : courbes force-déplacement de différents rayons

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

Les résultats de notre simulation, montrent que la force nécessaire au pliage est plus élevée, quand le rayon de la matrice est plus petit. Le rayon faible de la matrice engendre une déformation plus importante, le matériau devient plus résistant et nécessite des efforts plus grands pour plier l'éprouvette.

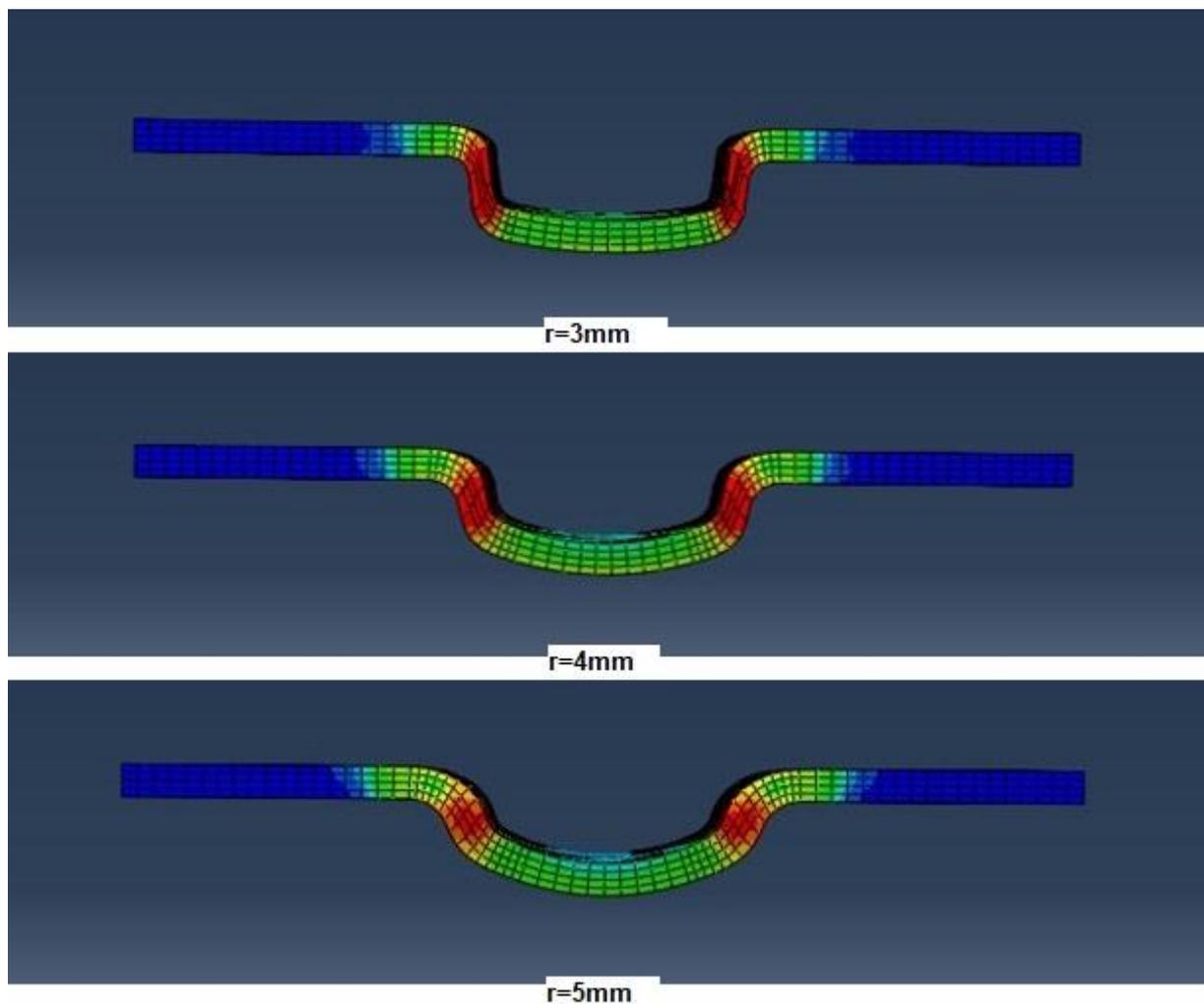


Figure 4-21 : Aperçu de la déformation de l'éprouvette de différents rayons avec un déplacement constant $u=10\text{mm}$

Chapitre 4 : Simulation numérique et résultats

4.7. Conclusion :

Dans ce chapitre nous avons présenté le modèle élasto-plastique couplé à la déformation statique. Nous avons effectué un calibrage des paramètres ainsi que leurs influences sur la courbe force déplacement, et nous avons vu que les paramètres étudiés ont tous une influence, tel que soie, sur la force du pliage et la déformation de l'éprouvette et donc sur la transformation de l'austénite en martensite.

Conclusion générale :

Le travail effectué dans le cadre de ce mémoire, a permis de mesurer l'importance de la modélisation et de la simulation numérique, en particulier, dans le domaine pratique de l'optimisation de formation des pièces, tout en veillant à minimiser les dommages et les pertes économiques, pendant l'opération de mise en forme.

Dans le but de déduire l'influence de quelques paramètres sur la force du pliage (maillage de l'éprouvette, épaisseur de l'éprouvette, coefficient du frottement, jeu entre poinçon et matrice et le rayon des outils), on a simulé un pliage en U d'une éprouvette quelconque en acier TRIP 304L avec le logiciel de simulation ABAQUS. On a conclu sur les courbes de force-déplacement que ses paramètres étudiés influencent sur la déformation de l'éprouvette ; le maillage, le frottement et le jeu montrent une influence peu considérable contrairement à l'épaisseur et au rayon qui montrent une influence considérable.

Les paramètres étudiés, s'avèreront d'une utilité pertinente pour la conception des pièces à partir des tôles, à travers le procédé de mise en forme par pliage. La simulation numérique présente bon outil d'aide à la décision au niveau des entreprises de fabrication de pièces.

Comme perspective pour finaliser les observations obtenues dans cette étude numérique, nous estimons qu'une étude expérimentale de tous ses paramètres est envisagé et une confrontation des résultats obtenus à ceux de la simulation réalisée ci-dessus, est nécessaire.

Bibliographie :

- [1] Mr. Y. MILOUDI « Caractérisation a la rupture des tôles en acier inoxydable AISI 304L »
- [2] Mahdjouba BAIK, Samia BESSALAH « Simulation numérique par la méthode MEF de L'évolution austénite austénite-martensite lors de l'emboutissage de l'acier trip 304l », 2017/2018
- [3] BESSADI Akila « Influence des effets de l'effort et de la vitesse sur l'usure des aciers TRIP (304L) », 2013
- [4] Djafar BOUSSAID, « STABILISATIOIN DE L'AUSTENITE RESIDUELLE D'UN ACIER TRIP A 0.2C, 1.5Mn, 1.5Si ET ANALYSE DE LA TEXTURE ET DU GRADIENT DE TEXTURE », 1999
- [5] Salem Meftah, « Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans les aciers », 2007
- [6] [Fischer, 1990] F. D. Fischer. A micromechanical model for transformation plasticity in steels. Acta Metallurgica et Materialia, Volume 38, Issue 8, August 1990, Pages 1535-1546.
- [7] [Fischer et al, 1992] F. D. Fischer and K. Tanaka. A micromechanical model for the kinetics of martensitic transformation. International Journal of Solids and Structures, Volume 2, Issues 14-15, 1992, Pages 1723-1728.
- [8] [Fischer et al, 1996] F. D. Fischer, Q.P. Sun and K. Tanaka. transformation induced plasticity (TRIP). Appl Mech Rev, 1996. Vol 49, n°6, Pages 317-364.
- [9] [Greenwood et al, 1965] G.W. Greenwood, R.H. Johnson. The deformation of metals under small stresses during phase transformation. 1965, Proc. Roy. Soc. 283A, 403-422

- [10] [Bhadeshia, 1999] H. K. D. H. Bhadeshia. The bainite transformation : unresolved issues. *Materials Science and Engineering A*, Volumes 273-275, 15 December 1999, Pages 58-66
- [11] [Bhadeshia, 2004] H. K. D. H. Bhadeshia. Developments in martensitic and bainitic steels: role of the shape deformation. *Materials Science and Engineering A*, Volume 378, Issues 1-2, 25 July 2004, Pages 34-39.
- [12] [Magee, 1966] C.L Magee. Transformation kinetics, microplasticity and ageing of martensite in Fe-31-Ni. PhD thesis, 1966. Carnegie Mellon University, Pittsburg.
- [13] [Marketz et al, 1994] F. Marketz and F. D. Fischer. A micromechanical study on the coupling effect between microplastic deformation and martensitic transformation. *Computational Materials Science*, Volume 3, Issue 2, November 1994, Pages 307-325
- [14] [Kaouache et al, 2004] B. Kaouache, S. Berveiller, K. Inal, A. Eberhardt, E. Patoor. Stress analysis of martensitic transformation in Cu-Al-Be polycrystalline and single-crystalline shape memory alloy. 2004, *Materials Science and Engineering A* 378, 232-237
- [15] [Chung (1993)] J. H. Chung and Y.W. Chang "Deformation and Transformation Process of a Multiphase Sheet Steel Containing Retained Austenite", *Tetsu-to-Hagane*, 79, pp 47-52, (1993)
- [16] [sugimoto (1993)] K. Sugimoto et Al " Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in à TRIP-aided ual-phase phase steel sheet', *ISIJ International*, 33, pp775-782, (1993)
- [17] Caractérisation a la rupture des tôles en acier inoxydable AISI 304L
- [18] [Robert (1969)] C.Robert, Ruhl and Morris Cohen; *Trans. AIME*, 245, pp241-251, (1969)
- [19] [Bain (1924)] E.C. Bain, *Trans. AIME*, 70,25, (1924)
- [20] [Tamura (1982)] I. Tamura ; " Déformation-induced martensitic transformation and transformation - induced plasticity in steels", *Metal Science*, vol.16, May 1982

[21] [Olson (1972)] Olson. G. B et M.Cohen "Journal of less common metals", 28, (1972)

[22] Mourad JERBI « Procédés de mise en forme »,2017/2018

[23] HOCINE CHABANE, ZIAD BELCACEM « étude et conception d'un outil poinçonnage et détournage d'un bandeau bombé en inox d'une cuisinière ENIEM »,2017/2018

[24] William D, Callister, Jr « Science et génie des matériaux », édité par la bibliothèque canadienne 2001

Introduction générale

Chapitre 3 :
Identification des paramètres du matériau

Chapitre 1 :
Généralités sur les aciers TRIP

Chapitre 2 :

Le pliage

Chapitre 4 :
Modélisation et interprétation des résultats

Conclusion générale