

**République Algérienne Démocratique et Populaire Ministère
de l'enseignement Supérieur de la recherche Scientifique**



UNIVERSITE MOULOU D MAAMMERI DE TIZI-OUZOU
FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION
DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

Mémoire de Fin d'études

Présenté pour l'obtention du **diplôme de Master Académique**

En : Génie Mécanique

Spécialité : Fabrication mécanique et productique

Présenté Par : M SEDDIK Celia

Mr ZEROUROU Said

Thème

Etude numérique d'une tôle pliée en acier trip 304L

Dirigé par :

Mr ALMANSBA Madjid

Mr BOUDEDJA Amar

Proposé par :

Mr ALMANSBA

Promotion 2020 /2021

Remerciements

A dieu tout puissant, nous rendons grâce pour nous avoir donné santé, patience et la volonté

Pour réaliser ce modeste travail.

Nous remercions Mr M. ALMANSBA à qui nous exprimons notre profonde gratitude pour son

Encouragements, aide, patience et conseils.

Nous tenons aussi à remercier notre Co-Promoteur, Mr A. BOUDEDJA pour sa disponibilité.

Nous remercions également les membres de jury de nous faire l'honneur d'évaluer ce

Modeste Travail.

Nous tenons enfin à remercier vivement tous ceux qui nous ont aidé de près ou de loin pour

L'élaboration de ce travail.

Dédicaces

Pour que notre réussite soit complète nous la partageons avec toutes les

Personnes qu'on aime.

Nous dédions ce travail...

Au premier lieu à nos chers parents qui ont fait de nous ce que nous sommes aujourd'hui, dans le sacrifice, la tendresse, l'amour, la patience ; le soutien et l'encouragement...

A nos chers(es) frères et sœurs.

Sommaire

INTRODUCTION GENERALE.....	2
CHAPITRE I : généralités sur les aciers inoxydables a effet TRIP	
I.1 Introduction	3
I.2 Historique	3
I.3 Diffintion de l'acier inoxydable	3
I.3.1 Type et classification des aciers inoxydables	3
I.4 L'effet TRIP	5
I.5 Transformations martensitiques	5
I.6 Structures cristallographiques des deux phases	5
I.7 Mecanisme responsable du l'effet TRIP	7
I.8 Aciers à effet TRIP	9
I.8.1 Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques	9
I.8.2 Aciers TRIP multiphasés :	11
I.9 Propriétés mécaniques d'aciers à effet TRIP	12
I.10 Conclusion	15
CHAPITRE II : procédés de mise en forme	
II.1 Introduction	16
II.2 Procédés de mise en forme	16
II.3 Classification de Quelques Procédés par déformation plastique	17
II.3.1 Forgeage libre	18
II.3.2 Estompage	18
II.3.3 Filage	19
II.3.4 Laminage	19
II.3.5 Cisailage	20
II.3.6 Roulage et cintrage	20
II.3.7 Poinçonnage et découpage	21
II.3.8 Formage a haute énergie	21
II.3.9 Frittage	22
II.3.10 Emboutissage	22
II.3.11 Pliage	23
II.3.11.1 Définition et principe	23
II.3.11.2 Les différents modes de pliage	23

Sommaire

II.3.11.3	Principales différences entre le pliage en l'air et pliage en frappe	24
II.3.11.4	Paramètres influents sur l'opération de pliage	26
II.3.11.5	Le retour élastique (spring-back en anglais) :	26
II.4	Conclusion.....	27

CHAPITRE III : modélisation numérique

III.1	Introduction	28
III.2	Equations constitutives du modèle.....	28
III.2.1	Cinétique de transformation.....	28
III.2.2	Vitesse de déformation plastique	30
III.3	Implémentation numérique.....	33
III.3.1	Algorithme de l'implémentation.....	33
III.4	Conclusion.....	35

CHAPITRE VI : simulation numérique et résultats

VI.1	Introduction	36
VI.2	Le matériau de l'étude	36
VI.3	Essai de traction	37
VI.4	Essai de pliage	39
VI.5	Résultats de la caractérisation	41
VI.5.1	La traction	41
VI.5.2	Essai de dureté	42
VI.6	Simulation numérique	43
VI.6.1	Identification des paramètres matériau :	44
VI.6.2	Résultats numériques	44
VI.6.3	Etude de l'influence de quelques paramètres	45
VI.6.3.1	Etude de l'influence du jeu entre le poinçon et la matrice	45
VI.6.3.2	Etude de l'influence du rayon de la matrice	47
VI.6.3.3	Etude de l'influence du rayon du poinçon	48
VI.7	Conclusion :	54
	CONCLUSION GENERALE.....	55

Liste des figures

Figure I. 1 : Structures cristallines de l'austénite.....	6
Figure I. 2 : Structures cristallines de la martensite.....	7
Figure I. 3 : Différentes variantes de martensite[6]	7
Figure I. 4 : Mécanisme de Magee.....	8
Figure I. 5 : Mécanisme Greenwood Johnson.....	9
Figure I. 6 : Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite. [9].....	11
Figure I. 7 : Schéma de composition chimique pour l'acier faiblement allié, TRIP, présentant les principales raisons qui ont conduit à l'élaboration de nouvelles compositions.[9].....	11
Figure I. 8 : Schéma typiques du traitement thermique appliqué aux aciers multiphasés à effet TRIP.[9].....	12
Figure I. 9 : Courbe (f) d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation.	12
Figure I. 10: Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures d'un acier 304 : (a) courbe et (b) cinétique de la transformation martensitique. [11].....	13
Figure I. 11: Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$: (a) courbes de traction conventionnelles (b) courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation du taux d'érouissage (lignes discontinues).[12].....	14
Figure I. 12: Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). Courbes et cinétique de transformation à -60°C mesurée par DRX en surface et à - 100µm.[13]	14
Figure I. 13: évolution du coefficient d'érouissage pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C).[13]	15
Figure II. 1: Forgeage libre	18
Figure II. 2 : Procédé d'estampage	19
Figure II. 3 : Procédé de filage	19
Figure II. 4 : Procédé de laminage.....	20
Figure II. 5 : Cisailage	20
Figure II. 6 : Cintrage type pyramidal	21
Figure II. 7 : poinçonnage	21
Figure II. 8 : Formage explosion, électromagnétique et électro hydraulique.....	22
Figure II. 9 : Procédé de frittage.....	22
Figure II. 10 : Emboutissage avec serre-flan	23
Figure II. 11 : Procédés de pliage : (a) pliage par rotation d'un outil pivotant, (b) pliage sur presse.....	23
Figure II. 12 : Pliage en V.....	25
Figure II. 13 : Pliage en L	26
Figure II. 14 : Pliage en U	26
Aucune entrée de table d'illustration n'a été trouvée. Figure VI. 1 : Machine de traction	37
Figure VI. 2 : Dessin de définition de l'éprouvette.....	38

Liste des figures

Figure VI. 3 : Essai de pliage en U	40
Figure VI. 4 : courbe de traction force déplacement.....	41
Figure VI. 5: courbe de traction contrainte d'formation.....	42
Figure VI. 6: valeurs moyen de duretés Vickers (Hv)	42
Figure VI. 7: Maquette numérique du pliage de l'éprouvette utilisée à l'état initial.....	44
Figure VI. 8: courbe du pliage expérimentale et numérique avec différents jeu Rp=5,Rm=2	Erreur ! Signet non défini.
Figure VI. 9: image montrant le rayon de la matrice à varier	46
Figure VI. 10: courbe de pliage expérimentale et numérique avec différent rayon de la matrice, jeu=2,Rp=5	47
Figure VI. 11: image montre le rayon du poinçon a varie	48
Figure VI. 12 : courbe du pliage expérimental et numérique avec changement du rayon du poinçon jeu=2,Rm=2.	48
Figure VI. 13 : variation de la fraction volumique de la martensite a déférent jeu pour une déformation de 40%	49
Figure VI. 14 : variation de la fraction volumique de la martensite a déférent rayon de poinçon pour une déformation de 40%	49
Figure VI. 15 : Variation de la fraction volumique de la martensite a déférent rayon de la matrice pour une déformation de 40%	50
Figure VI. 16 : Représentation et développement de la contrainte Von Mises sur l'éprouvette.....	51
Figure VI. 17 : Représentation et développement de la déformation sur l'éprouvette	52
Figure VI. 18 : Variation de la fraction volumique de la martensite dans l'éprouvette.....	53

Liste des tableaux

Tableau I. 1 : Composition chimique des principaux aciers inoxydables austénitiques.	10
Tableau II. 1 : Procédé de déformation plastique	17
Tableau VI. 1 : composition chimique de l'acier 304 L (%)	36
Tableau VI. 2 : Caractéristique mécanique du matériau.....	39
Tableau VI. 3 : changement de jeu, rayon de la matrice et du poinçon.....	40
Tableau VI. 4 : paramètres de simulation.....	44

Introduction

générale

Parmi les matières les plus indispensables du monde de la construction et de l'industrie figurent l'inox. Solide, durable et surtout recyclable, l'inox est de plus en plus utilisé dans plusieurs domaines comme la technologie, l'industrie, les bâtiments et travaux publics, l'automobile, l'aéronautique...etc.

Ils possèdent des propriétés mécaniques très bien adaptées au domaine de l'industrie, tel-que la faible densité, la très haute résistance à la corrosion. De plus, ces aciers présentent un très bon compromis résistance-ductilité, qui permet la réalisation de pièces de structure plus légères. Et pour améliorer encore plus les propriétés de ses aciers en utilise l'effet TRIP qui répondent aux exigences posées dans les cahiers des charges en termes de résistance et de ductilité. Au cours d'un chargement thermomécanique dans ces aciers, l'effet TRIP (Transformation Induced Plasticity) dû à la transformation de l'austénite résiduelle en martensite se traduit par une évolution de leur microstructure. La transformation peut améliorer le comportement mécanique (la formabilité, la résistance et la capacité d'absorption d'énergie, ...) ce qui rend particulièrement attractif l'emploi des aciers à effet TRIP pour des applications industrielles à fortes valeurs ajoutées telles que la réalisation des pièces de renfort des véhicules.

La simulation numérique a fait des progrès considérables durant les vingt dernières années, suite à une grande croissance des capacités des moyens de calcul et stockage des données associées aux interfaces graphiques à la disposition de l'utilisateur de CAE. Grâce à des algorithmes de plus en plus robustes, la méthode des éléments finis peut traiter des problèmes non linéaires issus du comportement du matériau, de la géométrie de la pièce et du contact avec les outils.

Dans cette étude nous allons d'abord identifier le comportement mécanique de ce type d'acier ensuite nous passerons à étudier son comportement en pliage à l'aide d'un modèle phénoménologique implémenté dans un logiciel de calcul ABAQUS. Le plan de rédaction de cette étude est le suivant :

Le premier chapitre est consacré à l'étude bibliographique dans la première partie nous avons présenté les aciers à effet TRIP, leurs caractéristiques ainsi que les mécanismes responsables de ce phénomène ; la deuxième partie on la réservée à la présentation des différents procédés de mise en forme par déformation plastique.

Le deuxième chapitre, on présentera le modèle phénoménologique d'IWAMOTO développé par Sidhoum, utilisé pour étudier le comportement mécanique et microstructurale de notre matériau 304L.

Le troisième et dernier chapitre est consacré à l'étude expérimentale et à la simulation numérique du procédé de pliage en U à l'aide du modèle développé dans la partie précédente.

Une étude de caractérisation a été faite pour obtenir les paramètres de notre modèle.

Enfin une comparaison qualitative et quantitative, entre les résultats numériques et les résultats expérimentaux a été étudiée.

CHAPITRE I :
Généralité sur les aciers
inoxydables à effet TRIP

I.1 INTRODUCTION

L'acier inoxydable, couramment appelé acier inox, a un grand rôle dans d'innombrables domaines : vie quotidienne, industries mécaniques, agroalimentaires, chimiques, transports, médecine, chirurgie, etc.

I.2 HISTORIQUE

L'histoire des aciers inoxydables est intimement liée à celle du chrome et aux travaux du chimiste français Nicolas Louis Vauquelin (1763-1889) qui, en 1797, fut le premier à isoler cet élément.

En 1821 Berthier montra que l'alliage fer-chrome était d'autant plus résistant à certains acides que sa teneur en chrome était plus élevée. Par contre, la quasi-impossibilité d'abaisser la teneur en carbone de l'alliage constitua un obstacle majeur à son développement.

En 1904, Léon Guillet et Albert Portevin publièrent une série d'études relatives à la structure et aux propriétés des alliages fer-chrome couvrant les nuances martensitiques à 13 % de chrome et les nuances ferritiques à 17 % de chrome.

En 1909, L. Guillet publia une étude sur les aciers inoxydables au chromenickel ou aciers inoxydables austénitiques complétant ainsi ses études précédentes sur les alliages fer-chrome et couvrant pratiquement l'ensemble de la famille des aciers inoxydables. Le métallurgiste allemand W. Giesen fit, de son côté, et à la même époque, des recherches comparables. Les études de L. Guillet, A. Portevin et W. Giesen permirent ainsi, dès 1909, de classer les aciers inoxydables en fonction de leur structure.[1]

I.3 DIFFINITION DE L'ACIERS INOXYDABLE

Les aciers inoxydables sont des alliages à base de fer, chrome, carbone et autres éléments, principalement, nickel, molybdène, silicium et le titanium, entre autres, qui leur confère une résistance particulière à certains types de corrosion dans certaines applications bien déterminées. Naturellement, la présence de chaque élément dans des pourcentages bien déterminés produit différentes variations des caractéristiques intrinsèques des divers types. Selon la norme, on définit les aciers inoxydables comme ces alliages de fer qui contiennent un minimum de chrome de 10,5%. [2]

I.3.1 Type et classification des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des alliages complexes, dont les principaux éléments d'alliage sont le chrome, le carbone et le nickel. Le pourcentage de ces dits éléments et leur variation change la proportion des phases présentes, qui donne lieu à des aciers inoxydables austénitiques, ferritiques, martensitiques et duplex.[3] Le choix des éléments d'addition détermine l'état structurel résultant et aussi détermine dans une certaine mesure, les propriétés mécaniques et physiques.

Les aciers inoxydables se répartissent en :

➤ **Aciers inoxydables martensitiques**

Ces aciers inoxydables sont d'une structure entièrement martensitique, Après trempe confère à ces nuances une limite d'élasticité, une résistance à la Rupture et une dureté très élevée. En principe ces aciers contiennent une teneur maximale de carbone limitée à (1,2%). Leurs teneurs en chrome sont de (12 à 18%), et ils peuvent contenir jusqu'à (7%) de nickel, et jusqu'à (3%) de molybdène.

➤ **Aciers inoxydables ferritiques**

Ces aciers sont caractérisés par le fait que leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température c'est à dire qu'ils ne subissent pas de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$. Ils contiennent une teneur en chrome allant de (13 à 30%) et une teneur de carbone (<0,10%).

➤ **Aciers austino-ferritiques**

Les propriétés des aciers austino-ferritiques sont dues, pour la plupart, à la structure biphasée de l'alliage. Ces aciers contiennent à la base du fer et du carbone avec des additions de chrome et de nickel dont les quantités sont déterminées pour obtenir un taux de ferrite situé aux environs de 50%. Les teneurs d'éléments d'addition sont : Cr (22 à 27%), Ni (4 à 8%).

➤ **Aciers inoxydables austénitiques**

Les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni représentent 80% du marché mondial. Ceci est dû au fait que leur structure cristallographique de type cubique à face centrée. Ces aciers contiennent à la base du fer et du carbone des additions de chrome et de nickel dont les quantités sont déterminées pour obtenir un acier totalement austénitique. Les teneurs en éléments d'addition sont : Cr (18 à 20%), Ni (8 à 10%), C (0,06%). [4]

I.4 L'EFFET TRIP

L'effet TRIP (transformation Induced placticity) dû à la transformation de l'austénite résiduel en martensite se traduit par une évolution de leur microstructure. Cette microstructure, composée d'une matrice ferritique ductile dans laquelle se trouvent des îlots de phase bainitique dure et d'austénite résiduelle, permet d'obtenir des allongements plus importants du fait de la transformation de l'austénite en martensite sous l'effet de la déformation plastique.

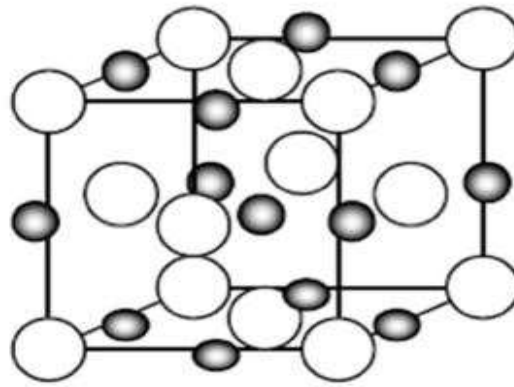
I.5 TRANSFORMATIONS MARTENSITIQUES :

Le mécanisme des transformations displacives est expliqué par le changement de la structure cristalline sans diffusion, c'est à dire sans changement de la composition des phases. L'absence de diffusion implique non seulement que la phase mère (austénite) et la phase fille (martensite) ont la même composition chimique, mais que, de plus, la martensite hérite de l'ordre et des défauts de la phase austénitique. C'est le cas des transformations martensitiques. Une transformation martensitique se produit de manière quasi instantanée à partir d'une certaine température au cours du refroidissement. C'est la température de début de transformation appelé souvent M_s . Dans les aciers au carbone, le taux de transformation martensitique dépend de la température. Il peut, en outre, dépendre des sollicitations mécaniques exercées sur le matériau, il s'agit dans ce cas d'une transformation activée mécaniquement. Notons aussi que la transformation martensitique est fortement influencée par la teneur en carbone.[5]

I.6 STRUCTURES CRISTALLOGRAPHIQUES DES DEUX PHASES

➤ Austénite

L'austénite est la phase la plus stable à haute température dans les aciers. Celle-ci est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ . Les atomes de carbone sont situés dans les sites interstitiels octaédriques du type $1/2, 1/2, 1/2$ (centre de la maille) et $0, 0, 1/2$ (milieu de chaque arête).



Austénite γ CFC

Figure I. 1 : Structures cristallines de l'austénite

➤ Martensite

La structure et la morphologie de la martensite varient en fonction de la composition chimique du matériau et de la température à laquelle se produit la transformation. Dans les aciers, la martensite possède trois types de structures cristallines

- Une structure tétragonale centrée (TC) caractéristique de la martensite α' ;
- Une structure hexagonale (H) caractéristique de la martensite ϵ ;
- Une structure tétragonale à faces centrées (TFC), cette martensite n'a été observée que dans les alliages Fe-Pd et Fe-Pt.

Dans les alliages binaires Fe-C, la martensite possède une structure tétragonale centrée. Dans la martensite α' , les atomes de carbone sont distribués sur les sites interstitiels octaédriques en positions $0, 0, 1/2$ (milieu des arêtes parallèles à l'axe c) et $1/2, 1/2, 0$ (base de la maille). Ainsi, la martensite est une solution sursaturée en carbone dans le réseau du fer α .

Cette sursaturation en carbone entraîne une distorsion du réseau de la maille qui devient quadratique, distorsion d'autant plus marquée que la teneur en carbone est élevée.

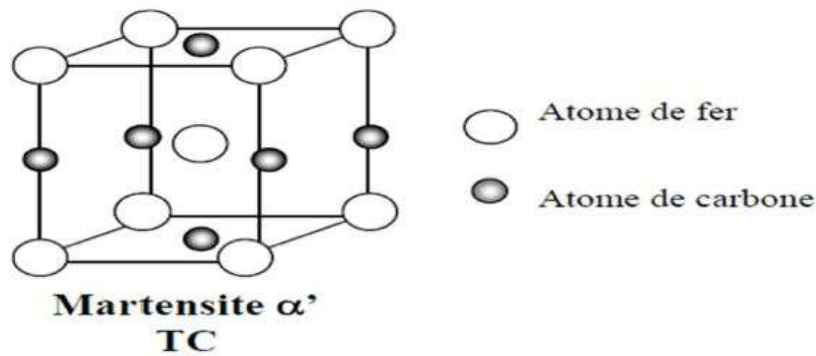


Figure I. 2 : Structures cristallines de la martensite

La morphologie de la martensite dépend de la composition chimique, des contraintes et déformations locales et de l'énergie de faute d'empilement. Elle peut être lenticulaire, sous forme de lattes, de papillons, de plaquettes et d'aiguilles plates.



Figure I. 3 : Différentes variantes de martensite[6]

La dureté de la martensite augmente avec la teneur en carbone. Les aciers inoxydables à faible teneur en carbone possèdent des martensites molles par rapport à des aciers dont l'austénite est à forte teneur en carbone (>1%). De plus, la teneur en carbone dans l'austénite est un paramètre métallurgique gouvernant les mécanismes de transformation. [6]

I.7 MECANISME RESPONSABLE DU L'EFFET TRIP

Deux mécanismes sont responsables de ce phénomène : le mécanisme de Magee, relatif à la transformation martensitique, et le mécanisme de Greenwood-Johnson qui est, quant à lui,

relatif aux transformations par diffusion et aux différences entre les caractéristiques des différentes phases.

➤ **Mécanisme de Magee :**

Selon Magee (1966), la plasticité de transformation est due à une orientation des phases, nouvellement formées, sous l'effet d'une contrainte appliquée (transformation de l'austénite en martensite). Durant cette transformation, la martensite se développe sous la forme de plaquettes générant des contraintes de cisaillement élevées dans la phase austénitique. En absence de contrainte appliquée, les plaquettes s'orientent aléatoirement et ont effet global (macroscopique) isotrope. Par contre, l'application d'une contrainte externe favorise l'orientation des plaquettes suivant une même direction, dans ce cas, la résultante des contraintes de cisaillement ne sera donc, par nulle ce qui va engendrer une déformation macroscopique irréversible dans la direction de la contrainte effective appliquée. Un schéma de ce mécanisme est donné par la figure 4.[7]

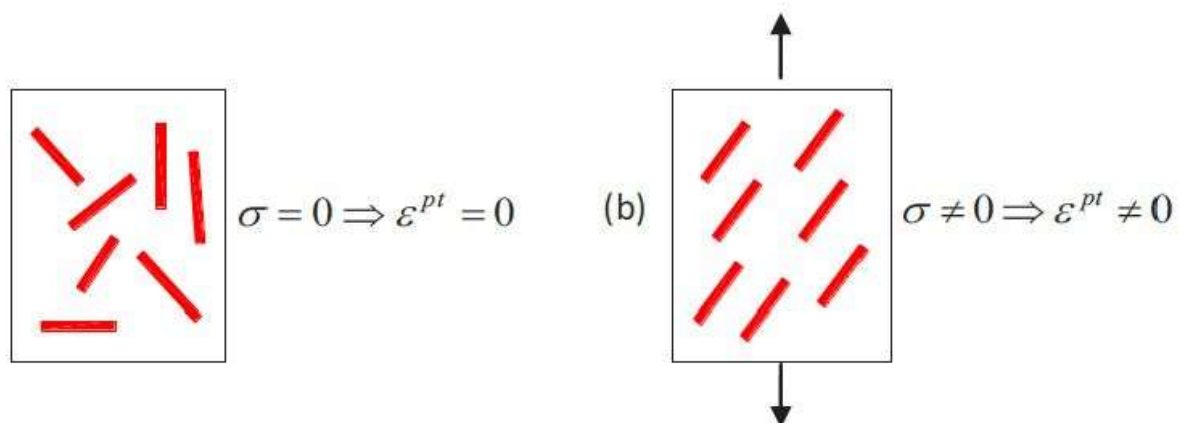


Figure I. 4 : Mécanisme de Magee

➤ **Mécanisme Greenwood-Johnson :**

D'après Greenwood-Johnson (1965), la plasticité de transformation est due à la différence de compacité entre les phases parents et produits. En effet, la phase austénitique est une structure cubique à face centrées, alors que les structures ferritiques sont des structures cubiques centrées, la différence de compacité entre ces deux structures induit un changement de volume lors de la transformation. Un schéma de ce mécanisme est donné par la figure 5.

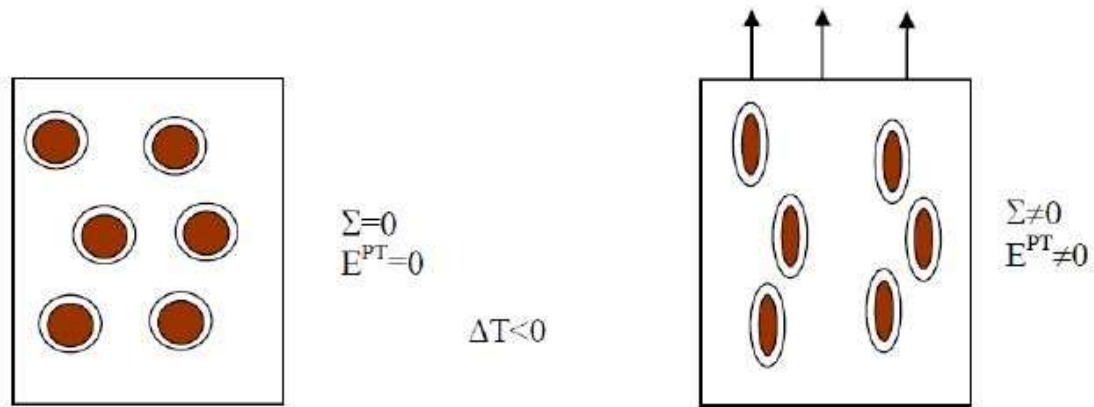


Figure I. 5: Mécanisme Greenwood Johnson.

Sans contrainte externe appliquée, le tenseur microscopique des contraintes internes est sphérique et seul une variation globale macroscopique du volume est observée. Lorsqu'une contrainte externe est appliquée, le tenseur microscopique des contraintes n'est plus sphérique, ce qui induit une déformation irréversible dans la direction de la contrainte effective appliquée. [8]

I.8 ACIERS A EFFET TRIP

Les aciers désignés par le terme TRIP 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.

Suivant la composition chimique, on distingue deux catégories d'aciers à effet TRIP :

- Les aciers à effet TRIP fortement alliés (Fe-Ni, AISI304, AISI301, ...) qui sont entièrement austénitiques.
- Les aciers TRIP faiblement alliés qui sont partiellement austénitiques (multiphasés).

La rhéologie et les microstructures des aciers entièrement austénitiques ont été largement étudiées et sont bien définis. Au cours de la dernière décennie, les industriels s'intéressent en particulier à l'effet TRIP des aciers faiblement alliés multiphasés pour leurs caractéristiques mécaniques remarquables. [9]

I.8.1 Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques :

Parmi les aciers austénitiques certains sont dits inoxydables en raison de leur excellente résistance à la corrosion, en particulier celle qui est due à l'oxydation par l'air et par les acides. De nombreuses nuances d'aciers inoxydables sont développées pour des

applications spéciales dans l'industrie du pétrole, de l'agro-alimentaire de l'industrie chimique et dans l'aéronautique. Le chrome, dont la proportion atteint au moins 10%, est l'élément d'addition essentiel de l'acier inoxydable. C'est qui donne à l'acier inoxydable sa résistance à la corrosion et à l'oxydation. Le deuxième élément d'alliage est le nickel, c'est un élément gamma gène qui stabilise l'austénite à température ambiante. Le tableau 1 donne la composition chimique des principaux aciers inoxydable austénitiques

Tableau I. 1 : Composition chimique des principaux aciers inoxydables austénitiques.

TENEURS EN % (MINI-MAXI)

DESIGNATION (NF EN / AISI)	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Mo	Ni	Ti	W	Nb
Austénitiques													
X4CrNi 18.10 - 1.4301 / 304	≤ 0,07	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,00 19,50			8,00 10,50			
X2CrNi 18.9 - 1.4307 / 304 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,50 19,50			8,00 10,00			
X2CrNi 19.11 - 1.4306 / 304 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	18,00 20,00			10,00 12,00			
X4CrNi 18.12 - 1.4303 / 305	≤ 0,06	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,00 19,00			11,00 13,00			
X4CrNiMo 17.12.2 - 1.4401 / 316	≤ 0,07	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	16,50 18,50			10,00 13,00			
X2CrNiMo 17.12.2 - 1.4404 / 316 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	16,50 18,50		2,00 2,50	10,00 13,00			
X2CrNiMo 17.12.3 - 1.4432 / 316 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	16,50 18,50		2,50 3,00	10,50 13,00			
X6CrNiMoTi 17.12.2 - 1.4571 / 316 Ti	≤ 0,08	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015		16,50 18,50		2,00 2,50	10,50 13,50	5 x C 0,70		
X2CrNiMo 18.15.4 - 1.4438 / 317 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,50 19,50		3,00 4,00	13,00 16,00			
X6CrNiTi 18.10 - 1.4541 / 321	≤ 0,08	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015		17,00 19,00			9,00 12,00	5 x C 0,70		
X1CrNiSi 18.15.4 - 1.4361 / 18.15	≤ 0,015	3,70 4,50	≤ 2,00	0,025	≤ 0,010	≤ 0,11	16,50 18,50		≤ 0,20	14,00 16,00			
X1NiCrMoCu 25.20.5 - 1.4539 / 904 L	≤ 0,020	≤ 0,70	≤ 2,00	0,03	≤ 0,010	≤ 0,15	19,00 21,00	1,20 2,00	4,00 5,00	24,00 26,00			
Z2NCDU 25.25.05 Az - 1.4537 / URSB8	≤ 0,020	≤ 0,70	≤ 2,00	0,03	≤ 0,010	0,17 0,25	24,00 26,00	1,20 2,00	4,70 5,70	24,00 27,00			

http://www.almet-metal.com/en/iso_album/catalogue_normes_inox_1.pdf

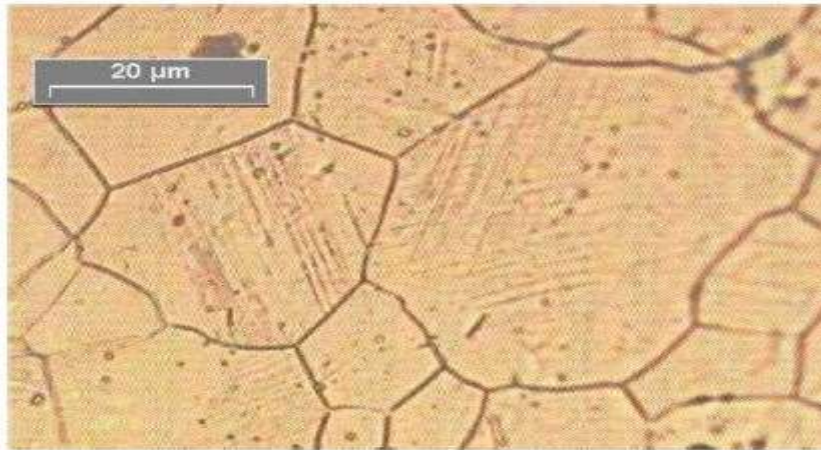


Figure I. 6 : Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite. [9]

I.8.2 Aciers TRIP multiphasés :

Ces types d'aciers sont conçus suivant le même principe que les matériaux composites. À l'aide de la composition chimique (figure 7) et de traitements thermiques (figure 8) et mécaniques, le matériau s'enrichit localement en certains éléments d'alliages. Le matériau obtenu est alors un mélange de phases dures et de phases ductiles. Sous sollicitation mécanique, l'une de ces phases se transforme en martensite. La combinaison entre les propriétés de ces phases offre de meilleures caractéristiques mécaniques à ces aciers.

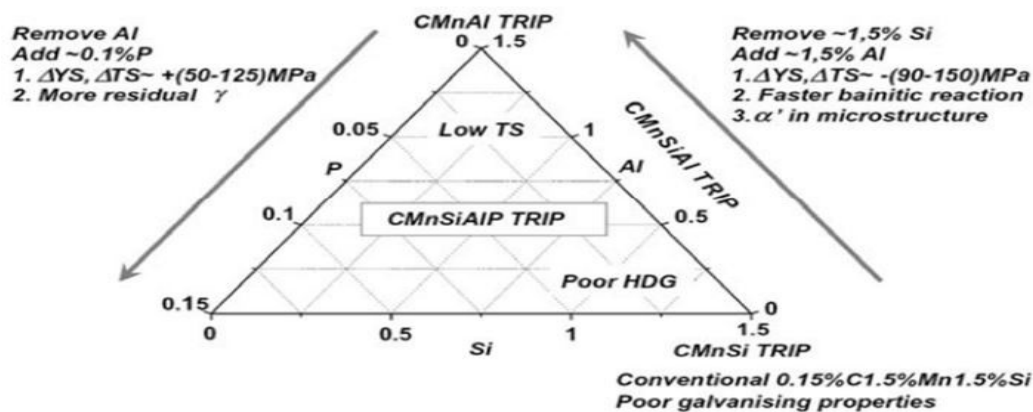


Figure I. 7 : Schéma de composition chimique pour l'acier faiblement allié, TRIP, présentant les principales raisons qui ont conduit à l'élaboration de nouvelles compositions.[9]

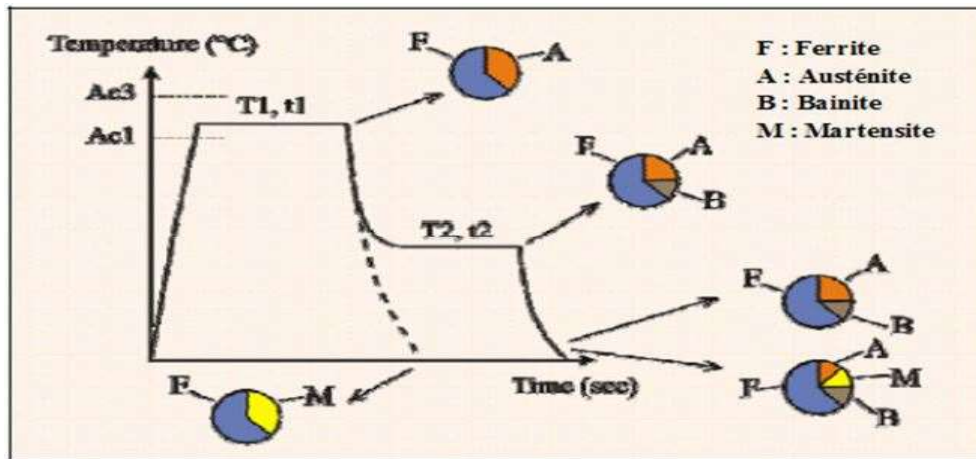


Figure I. 8 :Schéma typiques du traitement thermique appliqué aux aciers multiphasés à effet TRIP.[9]

I.9 PROPRIETES MECANQUES D'ACIERS A EFFET TRIP :

Le comportement mécanique des aciers à effet TRIP a fait l'objet de nombreuses études. On présentera ici juste celles qui portent plus particulièrement sur le matériau de notre étude (acier entièrement austénitique AISI304). Parmi ces études, on citera celle d'Olson et Cohen [10], de Tomita et Iwamoto [11], de Byan et al. [12] et de Kubler [13].

Olson et Cohen [10] observent sur un acier austénitique en traction uniaxiale que la courbe de comportement pendant la transformation passe sous la courbe de comportement de l'austénite sans transformation (figure I.9). Ce phénomène, appelé « adoucissement dynamique », résulte de l'apparition brutale de la martensite orientée par les contraintes produisant une déformation de transformation adoucissant le matériau.

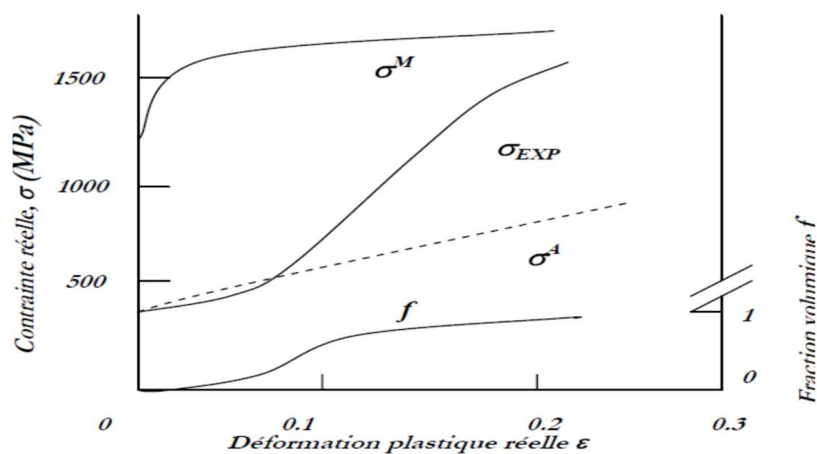


Figure I. 9 : Courbe (f) d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation.

(Tomita et Iwamoto) se sont intéressés au comportement en traction et en compression ainsi qu'à l'évolution du taux de martensite formée à différentes températures entre 77K et 353K. Les résultats expérimentaux sont montrés par la figure I.10. La forme particulière des courbes obtenues aux basses et moyennes températures (figure I.10.a) exprime l'existence d'un maximum du taux d'écouissage, qui est corrélé à la transformation martensitique (figure I.10.b).

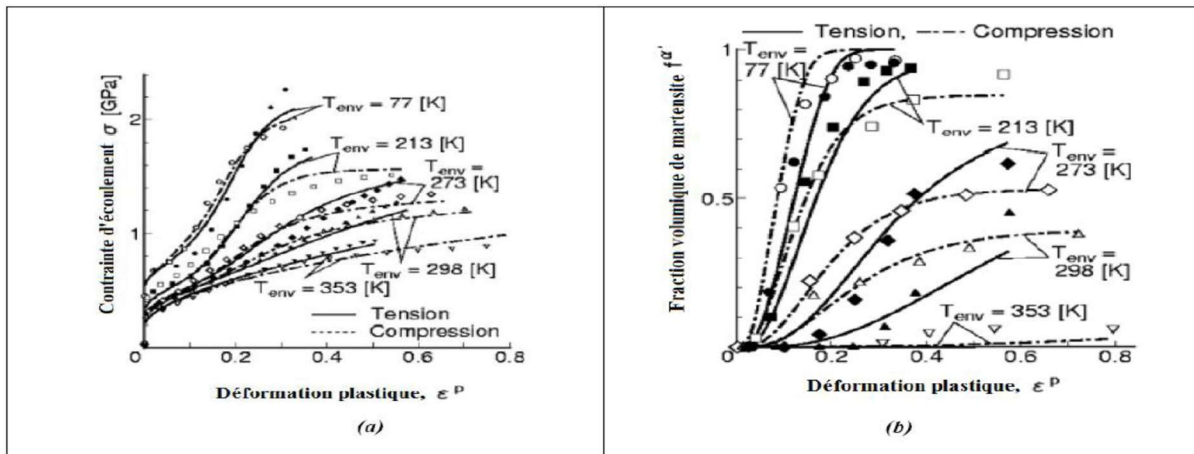


Figure I. 10 : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures d'un acier 304 : (a) courbe et (b) cinétique de la transformation martensitique. [11]

Les résultats des travaux de Byun et al. [12] en traction à différentes températures, sur un acier 304 recuit, confirment un certain nombre des résultats de Tomita et Iwamoto [11], comme par exemple le passage par un maximum de ductilité pour une température intermédiaire (figure I.11.a). Le taux d'écouissage (figure I.11.b) présente un maximum très important à basse température : ce maximum est corrélé à un maximum du taux de transformation martensitique.

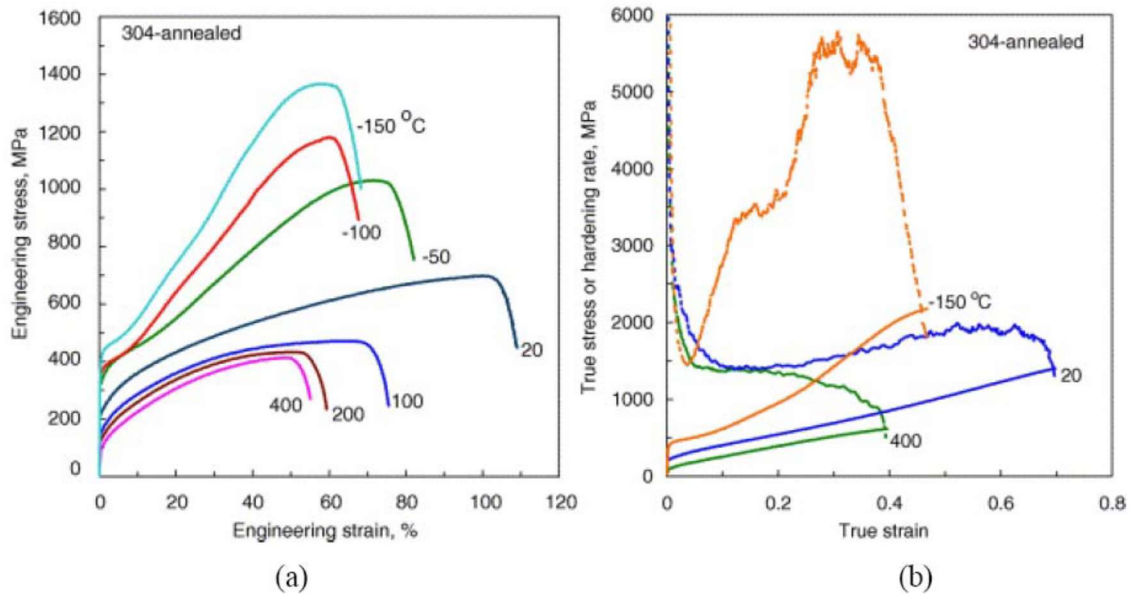


Figure I. 11 : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$: (a) courbes de traction conventionnelles (b) courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation du taux d'écroutissage (lignes discontinues).[12]

Le comportement en traction uniaxiale à différentes températures de l'acier AISI304 est étudié par Kubler [13] (figure I.12). La figure montre que plus la température est basse, plus la transformation est facile, ce qui traduit un durcissement dans la courbe de comportement. Un dosage de la phase est réalisé par diffraction des rayons X après décharge à différentes prédéformations pour la température de $-60^{\circ}C$. On remarque qu'il existe un gradient de transformation entre la surface et une profondeur de $100\mu m$.

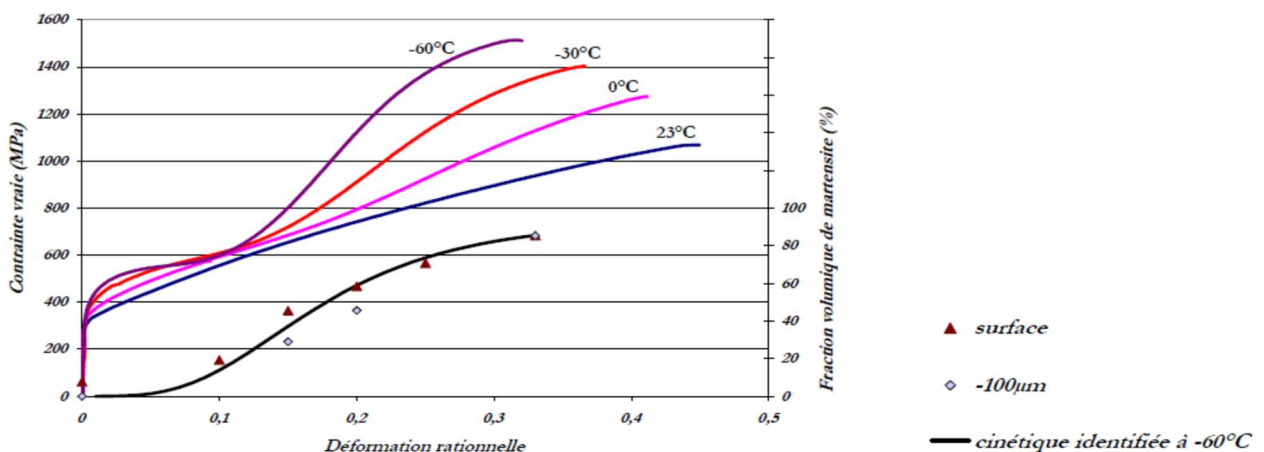


Figure I. 12 : Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures ($-60^{\circ}C$, $-30^{\circ}C$, $0^{\circ}C$ et $23^{\circ}C$). Courbes et cinétique de transformation à $-60^{\circ}C$ mesurée par DRX en surface et à $100\mu m$.[13]

L'évolution du coefficient d'écroissage instantané de la figure I.13 indique l'augmentation de la pente d'écroissage due à la transformation martensitique induite lors de la déformation.

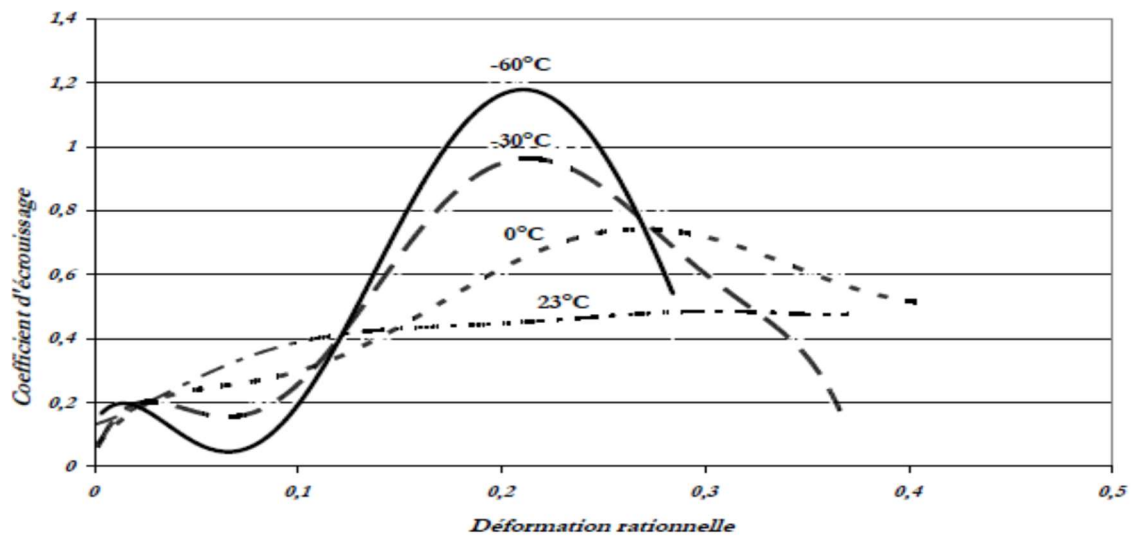


Figure I. 13 : évolution du coefficient d'écroissage pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C).[13]

I.10 CONCLUSION

Ce chapitre nous a permis de connaître un peu mieux les aciers à effet TRIP et leurs comportements mécaniques.

CHAPITRE II :
Procédé de mise en forme

II.1 INTRODUCTION

L'objectif principal de la mise en forme des métaux est de conférer à une pièce métallique des dimensions situées dans un intervalle de tolérance donnée. Les principaux procédés de mise en forme des métaux sont apparus progressivement, donnant naissance par la suite à diverses variantes, parfois très nombreuses. Les formes modernes des divers procédés sont le plus souvent apparues récemment pour assurer la production en grande série de pièces à faible coût.

II.2 PROCEDES DE MISE EN FORME

On peut classer les procédés dans quatre familles suivant la méthode de mise en forme :

➤ **Par enlèvement de matière :**

On part d'un bloc, et on crée les formes de la pièce en enlevant la matière à l'aide d'un outil.

Exemple : usinage...

➤ **Par ajout de matière :**

On part d'un plateau vide, et on ajoute de la matière pour créer la pièce.

Exemple : dépôt de fil abs...

➤ **Par transformation :**

On coule la matière à l'état liquide ou pâteux dans un moule, et on obtient la pièce après solidification.

Exemple : Injection plastique ...

➤ **Par déformation :**

On part d'un matériau en feuille que l'on déforme à l'aide d'un outillage spécifique.

Exemple : emboutissage...

Parmi ces procédés on s'intéresse particulièrement aux procédés de mises en forme par déformation plastique.

II.3 CLASSIFICATION DE QUELQUES PROCÉDES PAR DEFORMATION PLASTIQUE

Tableau II. 1 : Procédé de déformation plastique

Matière de base	Sollicitation	Procédé	Série	Exemples
Solide	Pression directe	Forgeage	Pièces unitaires ou petites séries	Pièces de décoration, meubles...
		Laminage		Rails de trains, poutrelles, tôles...
		Estampage	Grandes séries	Vilebrequins, leviers, bielles...
	Pression Indirecte	Filage direct	Grandes séries	Visseries, douilles...
		Filage inverse	Grandes séries	Boîtes de coca
		Tréfilage	Grandes séries	Fils de bobines
Feuille (Tôle)	Cisaillement	Cisailage		Tôlerie
		Poinçonnage et Découpage		Tôles perforée
	Flexion	Pliage		Tôleries
		Roulage et Cintrage		Boîtes de tomates, virole...
	Traction	Emboutissage	Grandes séries	Automobiles, électro- ménagers(casseroles)
	Haute énergie	Formage par Explosion	Pièces unitaires ou petites séries	Fond des grandes Citernes
		Formage par Électrohydraulique		
		Formage par Électromagnétique	Grandes séries	
Poudre	Pression + haute température	Frittage	Grandes séries	Plaquettes de coupe en carbure...

II.3.1 Forgeage libre

Le forgeage permet d'élaborer des pièces brutes par déformation plastique du métal sous l'effet de choc ou de pression. Il est le plus souvent exécuté à chaud et conduit à l'obtention d'ébauche dont la forme est assez proche de la pièce finie. La matière d'œuvre est comprimée suivant une direction et se déplace librement suivant les deux autres. Le forgeage libre permet de réaliser toutes les formes possibles quel que soit le matériau de la pièce mais il est utilisé pour réaliser des pièces unitaires ou en petite série.

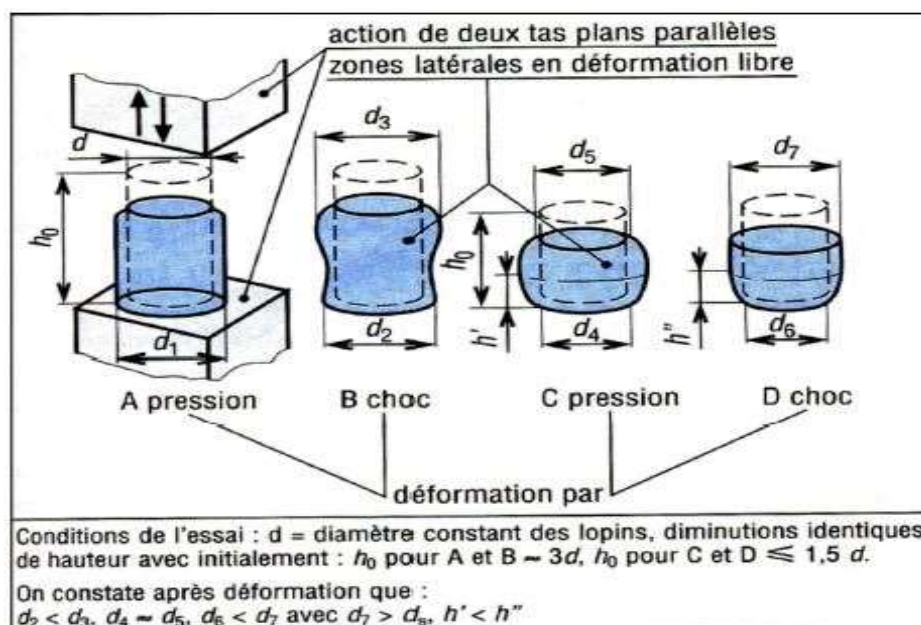


Figure II. 1: Forgeage libre

Pour obtenir une pièce par forgeage, deux types d'engins sont utilisés :

- Engins travaillant par choc
- Engins travaillant par pression

II.3.2 Estompage

C'est le formage par choc ou pression d'un lapin métallique intercalé entre deux matrices dans lesquelles sont réalisées des gravures ou empreintes reproduisant la forme de la pièce à obtenir. Sous l'action des forces extérieures le métal se déforme et remplit les empreintes.

L'estampage s'effectue généralement en deux opérations ébauche et finition suivie d'un ébavurage.

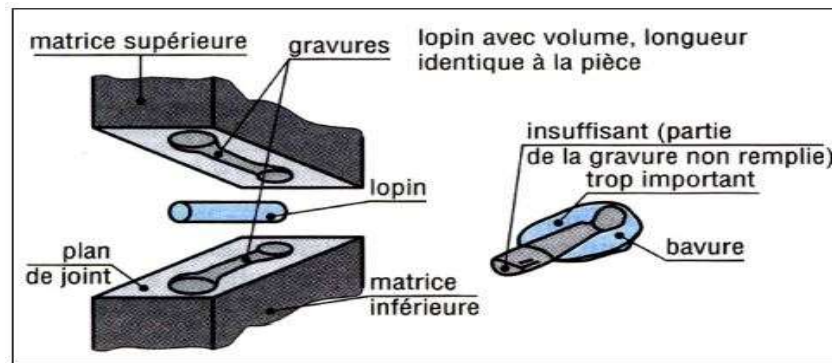


Figure II. 2 : Procédé d'estampage

II.3.3 Filage

Il consiste à presser une billette au travers d'une filière le métal est façonné sur toute sa longueur selon la forme de la filière. Dans le cas du filage direct le métal s'écoule dans le sens de déplacement du poinçon. Lorsque le métal s'écoule autour ou le long du poinçon ou à l'intérieure, le filage est dit inverse dans ce cas le métal se déplace à contre sens du poinçon.

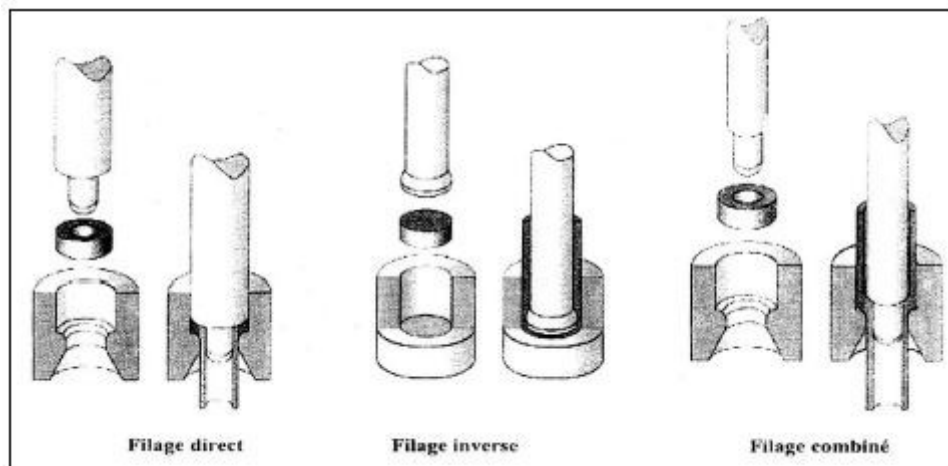


Figure II. 3 : Procédé de filage

II.3.4 Laminage

Le produit passe entre deux cylindres tournant en sens inverse qui lui font subir une réduction d'épaisseur au profit de la longueur. Par laminage, on obtient des produits en feuille (tôle) ou des profilés (rail, barre, poutrelles). La réduction d'épaisseur varie de 20 à 90 % suivant la

température, le type de laminoirs et le nombre de passe. On distingue le laminage à chaud et le laminage à froid. Le laminage à froid est généralement utilisé pour obtenir des épaisseurs faibles et inférieures ou égales à 3mm.

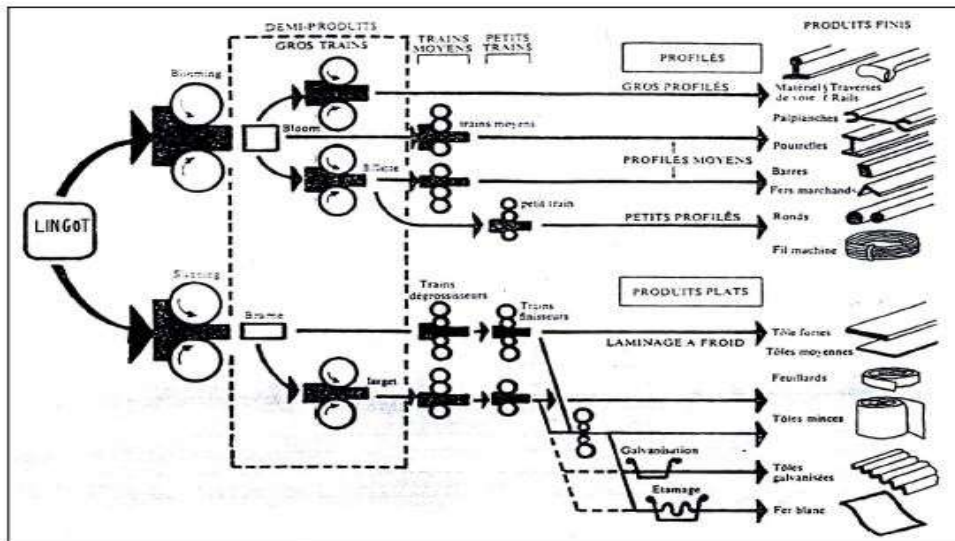


Figure II. 4 : Procédé de laminage

II.3.5 Cisailage

C'est la séparation totale ou partielle d'un élément métallique à l'aide de deux lames dont l'une au moins est mobile.

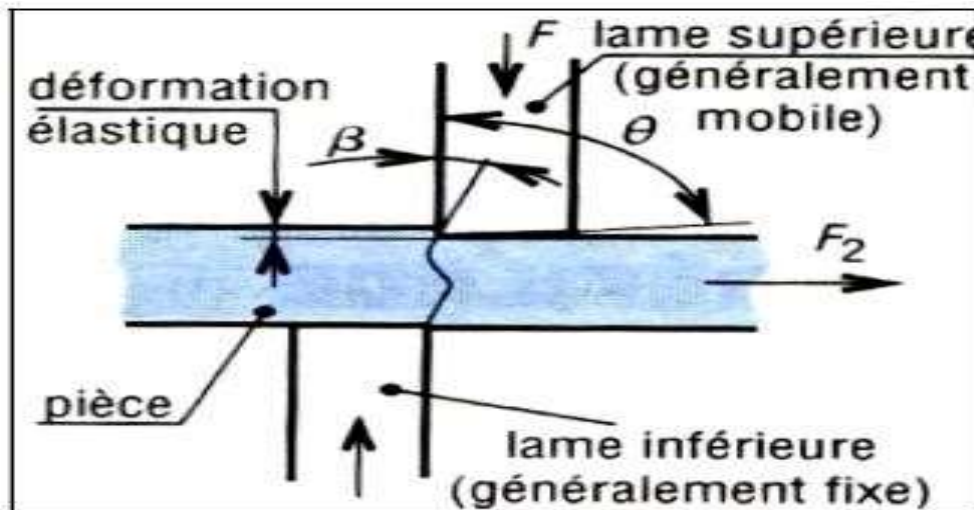


Figure II. 5 : Cisailage

II.3.6 Roulage et cintrage

Un produit plat ou profilé est soumis à des flexions successives très rapprochées les unes des autres, il se produit une incurvation. Le roulage permet de réaliser des pièces de révolution à contour fermé alors que le cintrage convient plutôt au formage des pièces à contour ouvert et de section quelconque.

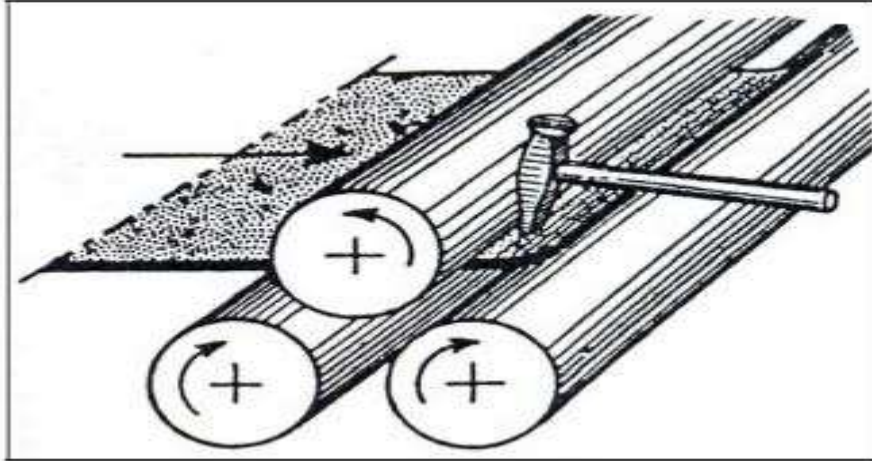


Figure II. 6 : Cintrage type pyramidal

II.3.7 Poinçonnage et découpage

C'est un cisailage sur un contour fermé. L'outillage est constitué d'un poinçon et d'une matrice ayant la forme de l'ajour à poinçonner ou la forme de la pièce à découper.

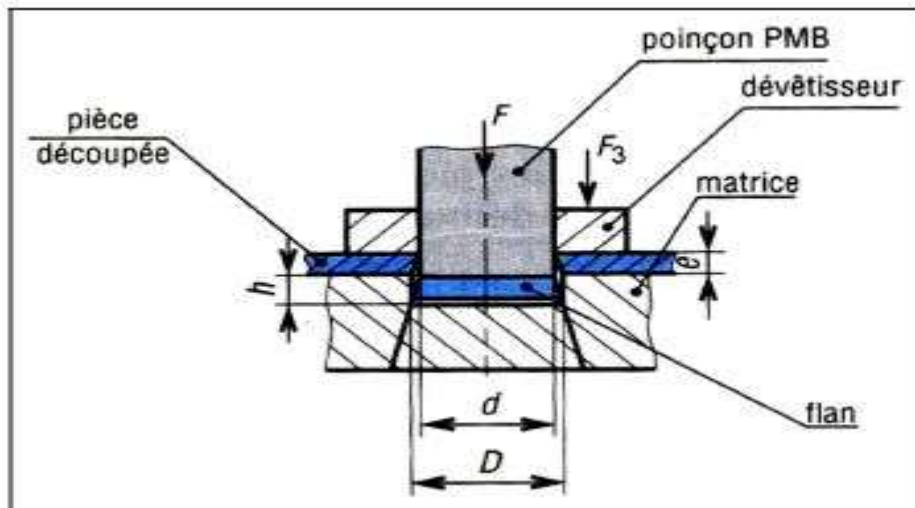


Figure II. 7 : poinçonnage

II.3.8 Formage a haute énergie

Le formage à haute énergie est extrêmement rapide (de l'ordre de quelques microseconde). A la fin de l'opération, le produit déformé est plaqué très énergiquement contre la matrice.

Il existe trois types de formage a haute énergie :

- Formage par explosion
- Formage par électromagnétique
- Formage par électrohydraulique

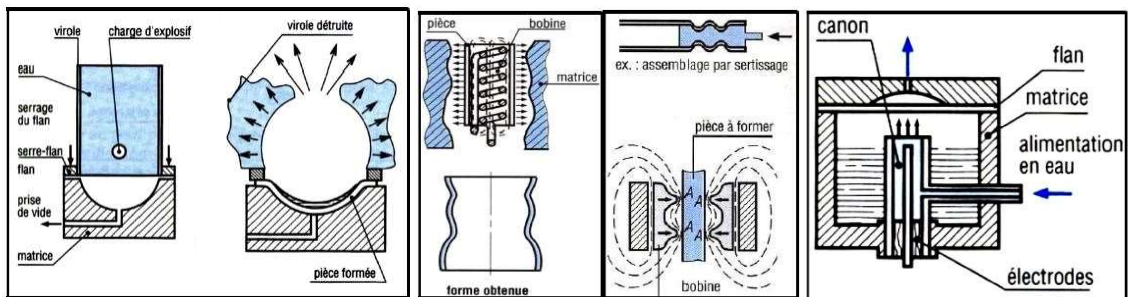


Figure II. 8 : Formage explosion, électromagnétique et électro hydraulique

II.3.9 Frittage

Une poudre ou un mélange de poudre, généralement métallique, est comprimée dans un moule : c'est la phase de compression. On obtient une pièce dont la cohésion est suffisante pour être manipulée. Le comprimé ainsi obtenu est ensuite chauffé dans un four à une température inférieure à la température de fusion : c'est la phase de frittage.

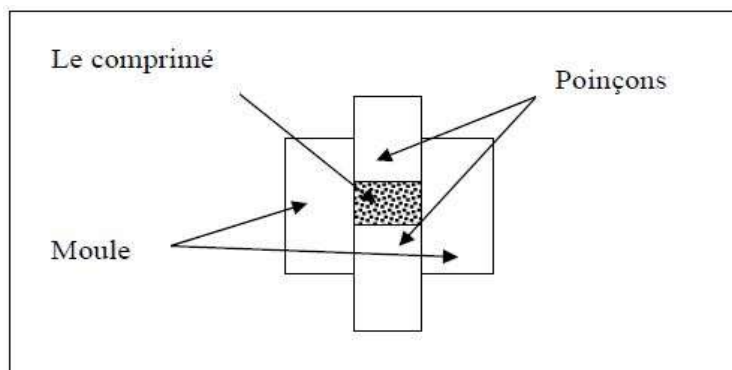


Figure II. 9 : Procédé de frittage

II.3.10 Emboutissage

L'emboutissage est un procédé de formage par déformation plastique d'une surface de métal qu'on appelle flan, entraînée par un poinçon dans une matrice. Un serre-flan est utilisé évitant la formation des plis dus au déplacement radial de la tôle.

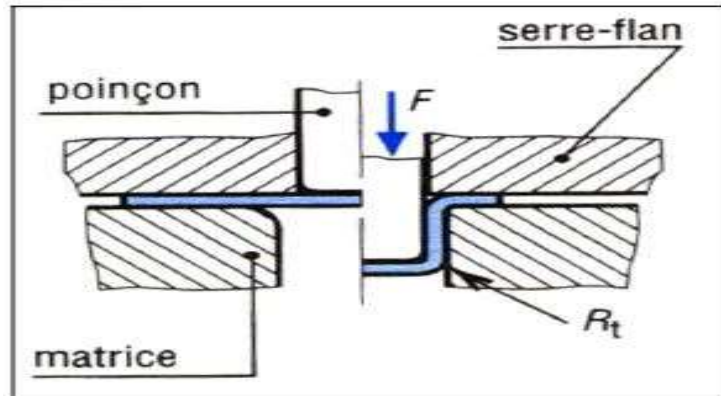


Figure II. 10 : Emboutissage avec serre-flan

II.3.11 Pliage

II.3.11.1 Définition et principe

Le pliage est un procédé de formage 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. Le pliage peut être réalisé par rotation d'un outil pivotant (figure 11.a) ou sur une presse plieuse en utilisant un poinçon et une matrice (figure 11.b).

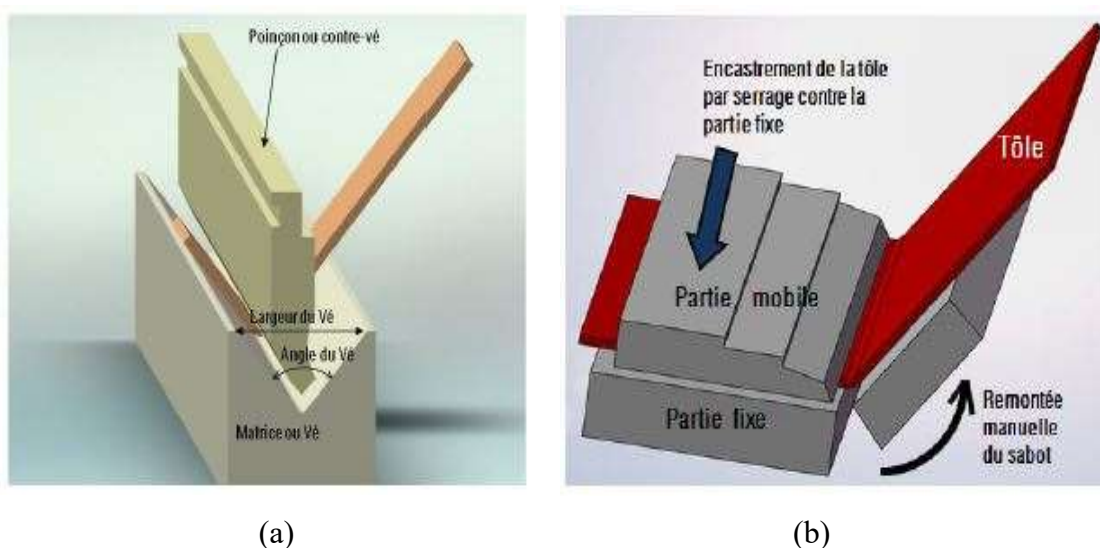


Figure II. 11 : Procédés de pliage : (a) pliage par rotation d'un outil pivotant, (b) pliage sur presse

II.3.11.2 Les différents modes de pliage

➤ Pliage en l'air

Le poinçon a un angle inférieur à celui de la matrice. Le rayon intérieur du pli est égal ou supérieur à l'épaisseur de la tôle. Un outillage peut réaliser différents angles de pliage. Ce mode de pliage donne lieu au phénomène d'élasticité résiduelle.

➤ Pliage en frappe

Le poinçon et la matrice ont des angles égaux. L'arête du poinçon pénètre dans la tôle en fin de course (matriçage). Le rayon intérieur de la plie est inférieur à l'épaisseur de la tôle et égal à celui du poinçon. Ce mode de pliage diminue considérablement l'élasticité résiduelle mais nécessite un effort nettement plus important que le pliage en l'air.

D'autre part, il faut un outillage pour chaque angle de pliage.

➤ 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.

II.3.11.3 Principales différences entre le pliage en l'air et pliage en frappe

• Le pliage en l'air

L'effort de pliage cesse lorsque la tôle arrive à fond de vé. L'angle final est celui de vé, augmente de retour élastique, environ 2 à 3 degré ce mode de pliage est couramment utilise car les force applique sont environ 5 fois moins importantes que pour du pliage en frappe .l'angle du poinçon est généralement du 88 pour obtenir des angles du 90 à 180.

• Le pliage en frappe

On réalise un (emboutissage) de la pièce en imprimant une force important dans la pièce.

L'angle du poinçon et de la matrice sont égaux a l'angle a obtenir. Cette méthode est réservée à des tôles d'épaisseurs inferieures a 2 mm le fait de matrice l'intérieur du pli permet d'obtenir des angles très précis (+-0.5).

d. Les différents types de pliage

- **Le pliage en V**

Dans le cas du pliage en V, le serre-flan est inutile. La variation de l'angle du V de du poinçon et de la matrice entraîne la variation de l'angle de formage de la tôle. Selon la course imposée au poinçon, le pliage est en l'air ou en frappe.

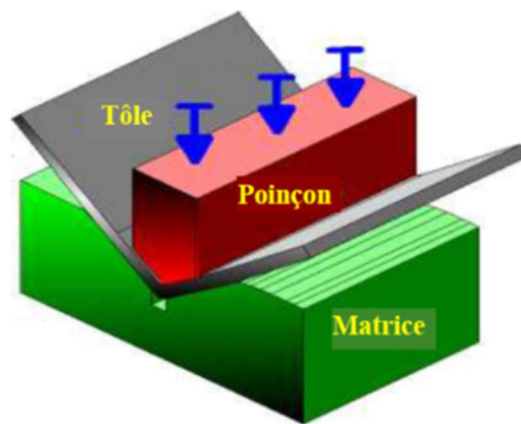


Figure II. 12 : Pliage en V

- **Le pliage en L**

Le pliage en L ou en tombé de bord consiste à plier un flan en porte-à-faux à 90° maintenu entre la matrice et le serre-flan.

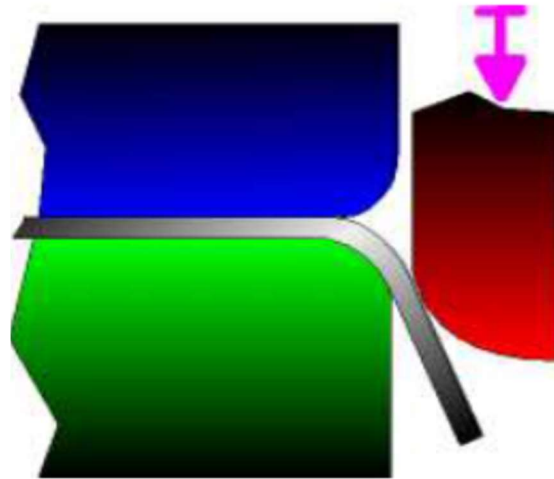


Figure II. 13 : Pliage en L

- **Le pliage en U**

Le pliage en U comprend un serre-flan mobile qui bloque la matrice sous le poinçon et évite donc les glissements de la tôle lors de la mise en forme entre les deux blocs matrices.

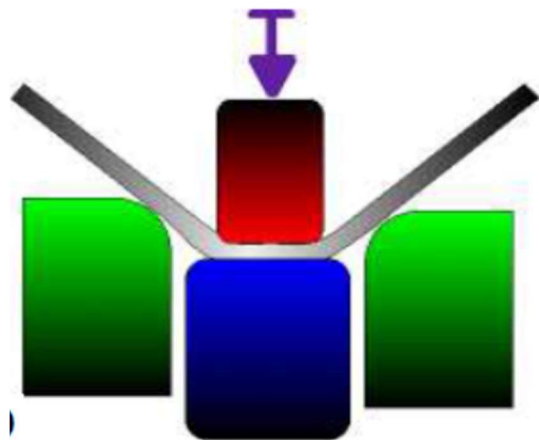


Figure II. 14 : Pliage en U

II.3.11.4 Paramètres influents sur l'opération de pliage

- **Le rayon de la matrice de pliage**

Afin d'éviter le découpage la pièce à plier, le rayon de la matrice doit être supérieur à deux fois l'épaisseur de la tôle. $r \geq 2e$

- **Le jeu de pliage**

Lors de la conception de l'outil de pliage, il faut prévoir un jeu de pliage entre l'arête verticale extérieure du poinçon et l'arête intérieure de la matrice. Le jeu doit être égal à l'épaisseur de la tôle plus une tolérance maximale.

$$J \geq e + \text{tolérance max}$$

II.3.11.5 Le retour élastique (spring-back en anglais) :

Lors de pliage en l'air. Lorsque en relève l'outil, la force appliquée à la pièce redevient nul. A ce moment, les matériaux étant élastique, la pièce s'ouvrira légèrement. Il faut donc obtenir un angle inférieur à l'angle voulu, pendant le pliage, pour obtenir un angle final exact au relâchement de l'outil. Il faut bien sûr effectuer un ou des essais pour connaître le comportement exact du produit que l'on travaille. Il faut veiller au sens de laminage des tôles, car le retour élastique est plus important si l'on plie perpendiculairement au sens de laminage. Contrairement lors de pliage en frappe le phénomène de retour élastique est quasi inexistant, car on imprime avec force le poinçon dans la pièce, pour dépasser la limite d'élasticité.

II.4 CONCLUSION

Dans ce chapitre nous avons présenté quelque procédé mise en forme par déformation plastique par mis ces procédés le pliage en U qui sera le but de notre travail.

CHAPITRE III :
Modélisation numérique

III.1 INTRODUCTION

Dans ce troisième chapitre à caractère numérique, sont regroupés les résultats d'analyse numérique du comportement en traction ainsi que la mise en forme par pliage de l'acier inoxydable austénitique du type 304L. L'analyse est faite à partir de l'implémentation, dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit, du modèle de comportement phénoménologique proposé par Tomita al. [14] puis repris par Iwamoto et al. [15]. Ce modèle est basé sur une forme modifiée des modèles proposés par Olson, G.B. et Cohen, M. [16] et Stringfellow et al [17] pour les aciers austénitiques et développé pour décrire le comportement des aciers présentant une plasticité induite par la transformation martensitique. Il a été utilisé par Iwamoto et al. Afin d'étudier l'influence de la taille des grains [15], l'endurance en fatigue [14], la croissance des particules martensitiques [18] dans les aciers inoxydables austénitiques. Ce modèle a été utilisé par la suite par Sierra et al [19]. Pour étudier le rôle et l'influence de certains facteurs sur l'effet TRIP dans les aciers TRIP multiphasés. Ces facteurs incluent la vitesse à laquelle se déroule la transformation martensitique, l'état de contrainte auquel est soumis le matériau et l'interaction entre la matrice environnante et les îlots d'austénite retenus incorporés dans les aciers TRIP à phases multiples. Ce modèle a été utilisé par Sidhoum [20] pour prédire l'évolution de la fraction volumique de la martensite formée en fonction de la déformation plastique.

III.2 EQUATIONS CONSTITUTIVES DU MODELE

III.2.1 Cinétique de transformation

La loi de la cinétique de transformation utilisée dans ce modèle est celle proposée par Olson, G.B. and Cohen, M. [16] et Stringfellow et al. [17] pour les aciers austénitiques. Ces modèles supposent que des embryons martensitiques se forment aux intersections des bandes de cisaillement. L'évolution de la fraction volumique des bandes de cisaillement, f^{sb} , est décrite par «Eq.1". Comme le montre cette loi, elle est régie par la déformation plastique qui se produit dans l'austénite.

$$\dot{f}^{sb} = a(1 - f^{sb})^{\frac{-psilp}{\epsilon_a}} \quad (\text{III.1})$$

$\frac{\dot{\epsilon}_a}{\epsilon_a}$ Est la vitesse de la déformation plastique équivalente due au glissement dans l'austénite.

α est un paramètre liée à l'énergie de faute d'empilement. α est fonction de la température Olson, G.B. et Cohen, M. de la vitesse de déformation $\frac{\dot{\epsilon}_a}{\epsilon_a}$ Iwamoto, T. et Tomita, Y. [21] et paramètre de triaxialité des contraintes Iwamoto et al. [15] comme cela est indiqué dans "Eq.2

$$\alpha = a_1 T^2 + a_2 T + a_3 - a_4 \sum \left[\frac{\frac{\dot{\epsilon}_a}{\epsilon_a}}{\dot{\epsilon}_y} \right]^M \quad (\text{III.2})$$

a_1, a_2, a_3, a_4 sont des paramètres matériels,

$\dot{\epsilon}_y$ est la vitesse de déformation de référence,

T est la température,

$\sum \frac{\sigma_{ii}}{3\bar{\sigma}}$ est le facteur de triaxialité,

σ_{ii} est le premier invariant du tenseur de contrainte de Cauchy

$\bar{\sigma}$ Est la contrainte effective.

Dans ce travail, le paramètre de dépendance à la vitesse de déformation est ignoré car des simulations statiques simples sont effectuées. Pour ces raisons, α est défini par "Eq III.3":

$$\alpha = a_1 T^2 + a_2 T + a_3 - a_4 \sum \quad (\text{III.3})$$

Ou

$$\alpha \geq 0$$

La vitesse de l'évolution de la fraction volumique de martensite, \dot{f}^m , calculé par Iwamoto, dépend de la probabilité qu'une intersection de bande de cisaillement forme un embryon martensitique, comme défini par Stringfellow et al. [17]. Afin d'éliminer la complexité introduite par la distribution de probabilité, Sierra et al. [19] ont simplifié le taux de formation de martensite. En conclusion, le taux d'augmentation de la fraction volumique de martensite,

\dot{f}^m . Qui est également régie par la déformation plastique de l'austénite, est repris dans ‘Eq III.4’ :

$$\dot{f}^m = A(1 - f^m)^{\frac{1}{\epsilon_a}} \dot{\epsilon}^{pslip} \quad (\text{III.4})$$

$$A = a\eta(f^{sb})^{n-1}(1-f^{sb}) \quad (\text{III.5})$$

$$\eta = \eta_1 + \eta_2 \Sigma \quad (\text{III.6})$$

η régit le taux de formation de martensite et dépend de la triaxialité, et η_1 et η_2 sont des constantes. Le terme n remplace la fonction de distribution de probabilité, B , et correspond à la force motrice de la formation martensitique, g , définie dans l'équation d'origine de la cinétique de transformation.

III.2.2 Vitesse de déformation plastique

L'aspect important de la transformation martensitique est l'adoucissement plastique qui accompagne le processus de transformation. Iwamoto et al. [14] tiennent compte de cet adoucissement en introduisant dans le modèle constitutif une vitesse de déformation Supplémentaire proportionnelle à la vitesse d'augmentation de la fraction volumique de martensite. Ainsi, la vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ est supposé être la somme de la vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$ induit par la déformation par glissement dans l'austénite et la martensite et de $\dot{\epsilon}_{ij}^{ptrons}$ induite par la transformation. Ce dernier peut être décomposé en deux termes: une partie déviatorique $\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$ décrivant le « changement de forme » (déformation plastique générée dans la phase austénitique par la transformation martensitique effet Greenwood-Johnson) et $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ décrivant la dilatation volumique. Ainsi,

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{ptrons} = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} \quad (\text{III.7})$$

Dans le but de décrire un comportement dissymétrique entre la traction et la compression, observé pour un acier biphasé sans transformation de phase, Iwamoto et al. [22] choisissent une fonction du deuxième et du troisième invariant du déviateur des contraintes.

Cette fonction est donnée par :

$$F = J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}} - \frac{1}{3} \bar{\sigma}^2 = 0 \quad (\text{III.8})$$

$$J_2 = j_2 = \frac{1}{2} s_{ij} s_{ij} \quad (\text{III.9})$$

$$J_3 = \det |s_{ij}| \quad (\text{III.10})$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3j_2 - k \frac{j_3}{j_2^{1/2}}} \quad (\text{III.11})$$

s_{ij} est le déviateur du tenseur des contraintes de Cauchy "Eq.9" $\bar{\sigma}$ est la contrainte Effective du matériau biphasé "Eq.11" k est le paramètre qui reflète le développement de microstructures à l'intérieur du matériau, tel que la texture. La forme simplifiée de l'équation d'évolution de k proposée par Miller et McDowell [13] est utilisée comme indiqué dans «Eq III.12»:

$$\dot{k} = c_k (1 - k) \dot{\varepsilon}^{pslip} \quad (\text{III.12})$$

Où

C_K est une constante du matériau

$\dot{\varepsilon}^{pslip}$ est la vitesse de déformation plastique du glissement dans l'acier TRIP Sierra et al. [24]

ont ignoré, dans leur étude, l'évolution de la texture de l'acier TRIP afin de simplifier la fonction de charge. Le comportement asymétrique est pris en compte dans le paramètre η dépendant de l'état de contrainte. Serri et al. [24] ont introduit une loi contrainte- déformation équivalente $\bar{\sigma}_{am}$ «Eq.15» pour un matériau biphasé contenant la fraction volumique de martensite f' . La loi de contrainte-déformation équivalente est approchée par une loi des

mélanges supposant la même déformation équivalente dans les deux phases. Avec cette simplification supplémentaire, la fonction de charge est donnée par «Eq.III. 13»

$$F = \sigma_H - \bar{\sigma}_{am} \quad (\text{III.13})$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2} \quad (\text{III.14})$$

$$\sigma_{am} = f^m \sigma_m(\bar{\varepsilon}^{pslip}) + (1 - f^m) \sigma_a(\bar{\varepsilon}^{pslip}) \quad (\text{III.15})$$

Où les indice a et m se rapportent respectivement aux phases austénitique et martensitique. σ_m and σ_a , sont les contraintes équivalentes de la phase austénitique et de la phase martensitique "Eqs.16-.17".

$$\sigma_m = \sigma_{ym} + c_{1m} \{1 - \exp(-c_{2m} \bar{\varepsilon}^{pslip})\}^{c_{3m}} \quad (\text{III.16})$$

$$\sigma_a = \sigma_{ya} + c_{1a} \{1 - \exp(-c_{2a} \bar{\varepsilon}^{pslip})\}^{c_{3a}} \quad (\text{III.17})$$

Où σ_{ym} and σ_{ya} correspondent respectivement aux contraintes d'écoulement des phases martensitique et austénitique et elles dépendent de la température "Eqs.18 - 19".

$$\sigma_{ya} = c_{4a} \exp(c_{5a} T) \quad (\text{III.18})$$

$$\sigma_{ma} = c_{4m} \exp(c_{5m} T) \quad (\text{III.19})$$

Le comportement de l'acier TRIP devient élastoplastique si la fonction de charge égale à zéro. $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$ est le tenseur de la vitesse de déformation plastique induite par le glissement. Sa forme est donnée par la loi de nonnalité "Eq.III. 20".

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} = \frac{\dot{\varepsilon}^{pslip}}{\varepsilon} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (\text{III.20})$$

Ou

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} = \frac{3S_{ij}}{2\bar{\sigma}} \quad (\text{III.21})$$

• $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$ et $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat}$ Sont les tenseurs de la vitesse de la de formation plastique induite par la transformation, le premier décrit le changement de forme, le second décrit le changement de volume. Les formes des deux sont données par “Eqs.III. 22-III.24”.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} = R \dot{f}^m \frac{\partial F}{\partial \bar{\sigma}} \quad (\text{III.22})$$

$$R = R_0 + R_1 + \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{ya}} \right) \quad (\text{III.23})$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta \dot{f}^m \delta_{ij} \quad (\text{III.24})$$

Où

R est un paramètre qui prend compte de la magnitude du changement de forme;

R0 and **R1** sont des constantes du matériau ;

σ_{ya} est la limite d'écoulement de la phase austénitique ;

Δv représente l'expansion volumique résultant de la transformation martensitique :

δ_{ij} L'indice de Kronecker ou la matrice d'identité.

III.3 IMPLEMENTATION NUMERIQUE.

III.3.1 Algorithme de l'implémentation.

La méthode utilisée pour l'implémentation numérique des lois du modèle est celle de la prédiction élastique retour radiale (correction plastique). Cette méthode est initialement introduite par Wilkins [25], Krieg and Krieg [26], pour les modèles du comportement parfaitement plastique. L'extension de cette méthode au cas des modèles avec écrouissage cinématique non linéaire a été réalisée par Simo et Taylor Simo and Taylor [27]. Le principe de cette méthode consiste à calculer la contrainte finale comme projection d'une contrainte d'essai sur la surface de charge finale selon la normale passant par la contrainte d'essai.

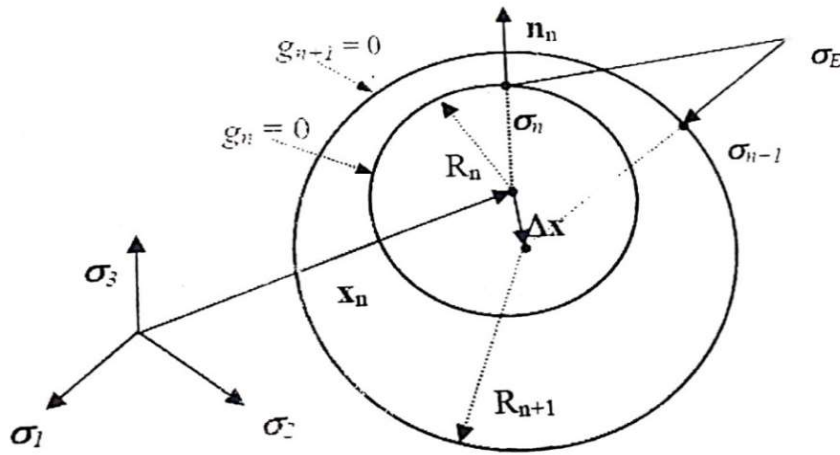


Figure III. 1: Projection de la contrainte sur la surface de charge

On se place dans l'hypothèse de petites déformations élastiques, ce qui autorise la décomposition des incréments de déformation totale en composantes élastiques et inélastiques (Plastiques) “Eq III.25”.

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \epsilon_{ij}^e + \epsilon_{ij}^p \tag{III.25}$$

La loi de HOOK est exprimée sous forme incrémentale par “Eq III .26 “

$$\dot{\sigma}_{ij} = C_{ijkl} (\dot{\epsilon}_{kl} - \dot{\epsilon}_{kl}^p) \tag{III.26}$$

Ou

C_{ijkl} Sont les composantes du tenseur de raideur.

Les composantes de la contrainte d'essai ‘EqIII.27’ sont calculées on supposant que l'incrément de la déformation est totalement élastique :

$$\sigma_{ij}^{trial} = \sigma_{ij}^{old} + \lambda trace(\dot{\epsilon}) \delta_{ij} + 2\mu \dot{\epsilon}_{ij} \tag{III.27}$$

Au λ et μ sont les coefficients de lamé.

En suit, on calcule la fonction de charge. Si cette dernière est positive, dans ce cas le nouvel état des contraintes sera obtenu en tenant compte des trois contributions a la

déformation inélastique définies dans les équations ‘EqIII.7’, comme indiqué dans ‘EqIII.28’

$$\sigma_{ijnew} = \sigma_{ij}^{trial} - \lambda trace(\dot{\varepsilon}^{pidlat}) - 2\mu(\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat}) \quad (III.28)$$

Les équations sont résolues par la méthode de Newton Raphson et l’incrément de déformation effective $\dot{\varepsilon}^{pslip}$ est obtenu par incrémentation.[28]

III.4 CONCLUSION

Le modèle a été étudié et mise en œuvre pas Sidhoum. Z dans le logiciel ABAQUS/Explicite au moyen d’un VUMAT en utilisant le langage de programmation FORTRAN, pour étudier le comportement mécanique et la variation de la fraction volumique de la martensite des aciers TRIP lors de la mise en forme.

CHAPITRE VI :
Simulation numérique et
résultats

VI.1 INTRODUCTION

Dans ce chapitre nous présentons les résultats expérimentaux ainsi, 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.

Notre travail a pour objectif d'étudier l'influence de quelques paramètres géométriques sur l'effort du pliage tels que, le jeu entre le poinçon et la matrice le rayon de la matrice et le rayon du poinçon.

VI.2 LE MATERIAU DE L'ETUDE

Nous avons utilisé un acier austénitique de famille 304L sous forme de tôles minces d'épaisseur de 1.5mm. Sa dénomination est 304L, ce qui correspond à la désignation européenne X2CrNi18-9. Le (L) signifie que l'acier a une faible teneur en carbone.

Tableau VI. 1 : composition chimique de l'acier 304 L (%)

Composant	C	CR	MN	N	NI	P	S	SI
Mini		17.5			8.000			
Max	0.03	19.5	2.00	0.100	10.500	0.045	0.015	1.000
Valeur	0.017	17.665	1.657	0.082	8.035	0.032	0.003	0.385

Nous donnons ici le rôle de quelques éléments d'alliages de notre acier :

Chrome : élément de base de tous les aciers inoxydables, augmente la résistance à la corrosion (sauf en milieu sulfurique) et la résistance à l'oxydation à chaud.

Nickel : grâce à son rôle gammagène, stabilise l'austénite aussi bien à température ambiante qu'aux températures très basses.

Manganèse : bien que classé comme élément gammagène, devient alphasène aux teneurs supérieures à 7 %, renforçant ainsi la résistance à la fissuration à chaud lors de solidifications rapides (telles que celles rencontrées dans des opérations de soudage).

Carbone : élément fortement gammagène, contribue à stabiliser l'austénite lors de déformations à froid. Par contre, il peut provoquer la formation de carbures de chrome Cr₂₃C₆ intergranulaires qui diminuent la résistance à la corrosion intergranulaire.

Azote : puissant élément gammagène, contribue également à stabiliser l'austénite. Associé à une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.

Silicium : autre élément alphasène, améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage.

VI.3 ESSAI DE TRACTION

Notre travailler consiste à placer les extrémités du l'éprouvette à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur l'éprouvette jusqu'à sa rupture. 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 a la contrainte nominale et à la déformation conventionnelle.



Figure VI. 1 : Machine de traction

La contrainte nominale se note σ . Par définition :

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (\text{VI.1})$$

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

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

Ou L_0 est la longueur initiale avant l'application de la force et L_i la longueur instantané la grandeur $L_i - L_0$ se note parfois ΔL correspond à l'allongement au a la variation de longueur a 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 indépendant 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.

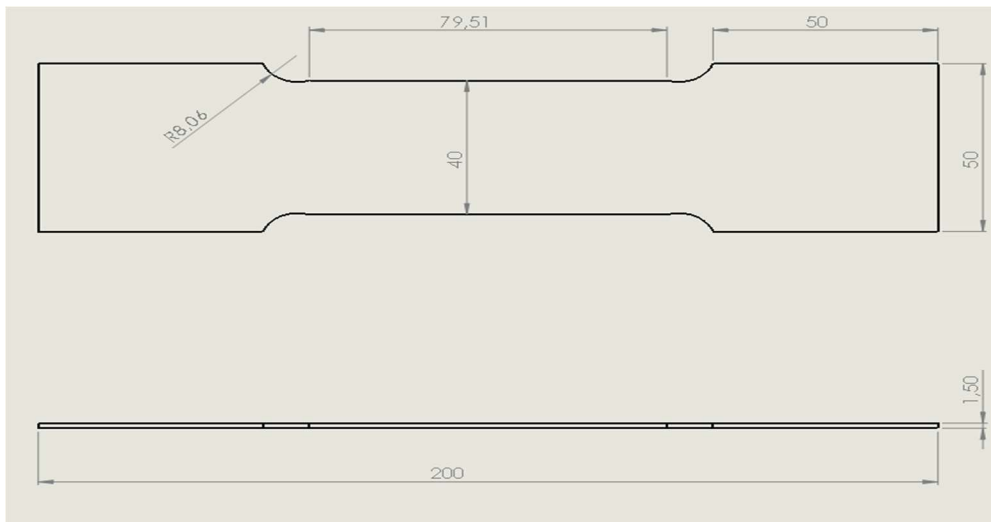


Figure VI. 2 : Dessin de définition de l'éprouvette

Tableau VI. 2 : Caractéristique mécanique du matériau

V	E MPa	Υ	D	A%	σ_e	σ_m	σ_r
$5 \cdot 10^{-2}$	200500	0.33	$7.8 \cdot 10^{-9}$	84	327	670	650

V : vitesse de traction de la machine (mm/s)

E : module de Young en (MPa)

Υ : coefficient du poisson

D : la densité de matériau

A : allongement maximal de l'éprouvette en (%)

σ_e : Contrainte élastique (MPa)

σ_m : Contrainte maximale (MPa)

σ_r : Contrainte à la rupture (MPa)

VI.4 ESSAI DE PLIAGE

Le pliage est une opération de conformation à froid qui consiste à déformer une tôle plane en changeant la direction de ses fibres de façon brusque suivant un angle. Pour cela, on applique d'abord la tôle sur une matrice (en U), appuyée contre des butées réglées auparavant, puis on applique une force sur une partie de la tôle grâce à un poinçon (ou contre-U). Jusqu'à ce qu'on obtient l'angle voulu en fait varie le jeu entre le poinçon et la matrice le rayon de poinçon et le rayon de la matrice 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.

Tableau VI. 3 : changement de jeu, rayon de la matrice et du poinçon

Changement du jeu en (mm)	2.5	2.8	3.6	5.6
Changement du rayon de la matrice en (mm)	2	4	6	8
Changement du rayon de poinçon en (mm)	5	6	8	13.2

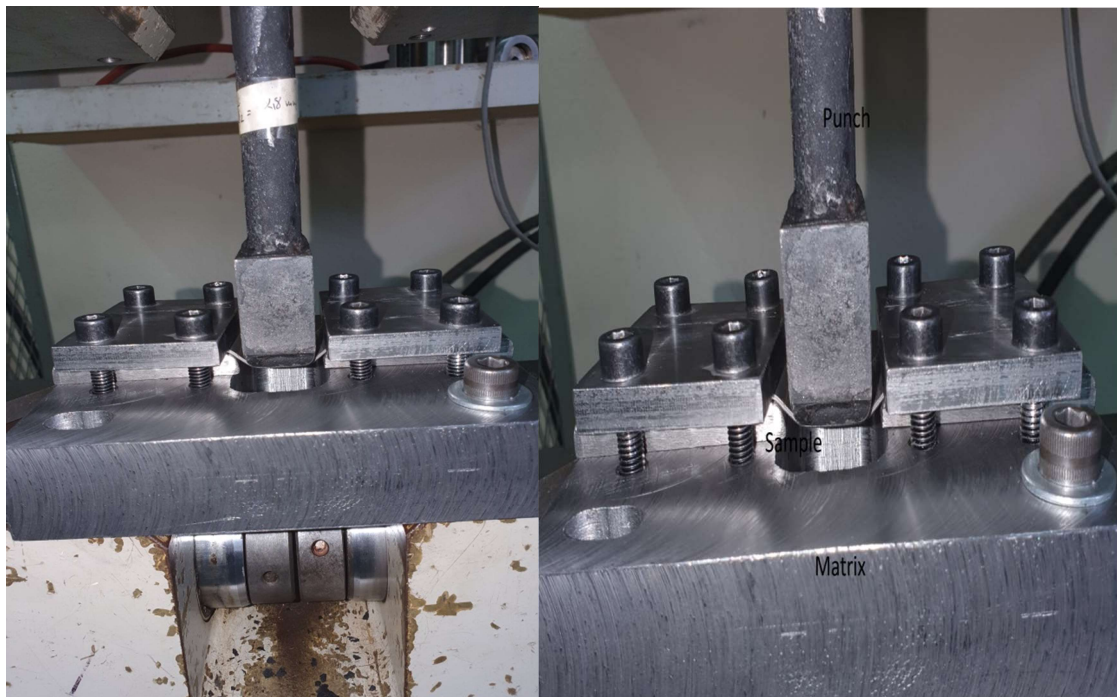


Figure VI. 3 : Essai de pliage en U

VI.5 RESULTATS DE LA CARACTERISATION

VI.5.1 La traction

Dans le cadre de notre étude nous avons réalisés des essais de traction sur des éprouvettes normalisées, pendant l'essai nous avons remarqué que la déformation se produit en trois étapes :

1. Un allongement limité de l'éprouvette.
2. Puis petit à petit on peut observer une diminution de la section sur la partie calibrée de l'éprouvette jusqu'à l'apparition de la striction.

3. Puis vient la rupture de l'éprouvette. Les résultats sont obtenus par une chaîne d'acquisition reliée à un ordinateur qui enregistre ses données. Les courbes obtenues lors d'essais de traction ce montrée sur les figures suivantes :

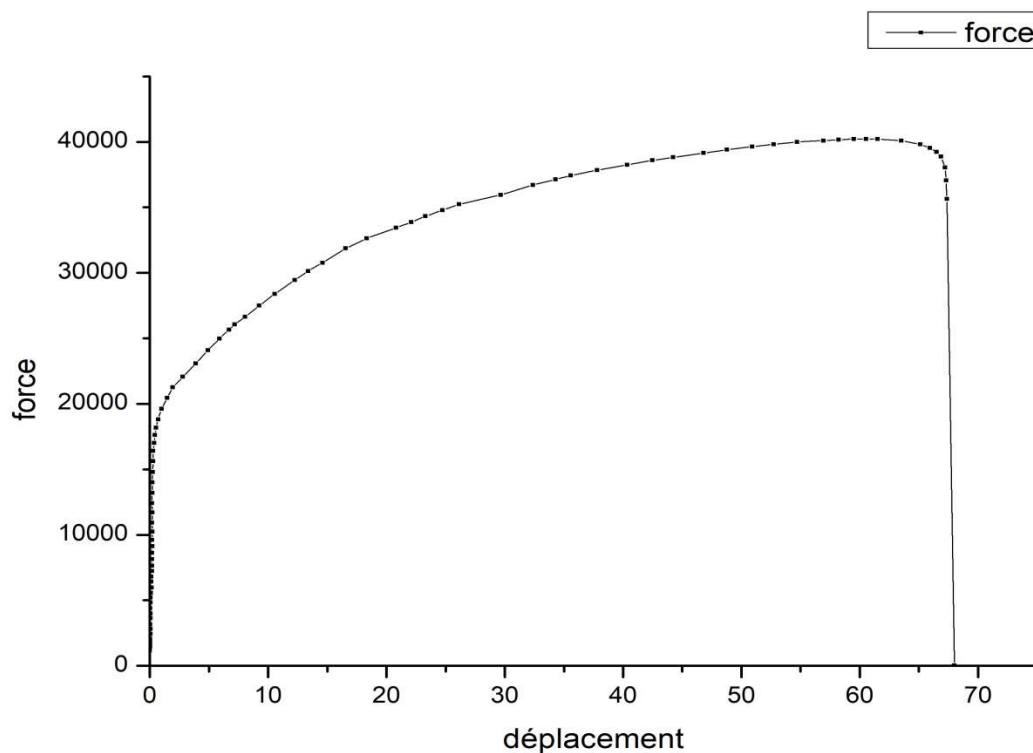


Figure VI. 4 : courbe de traction force déplacement

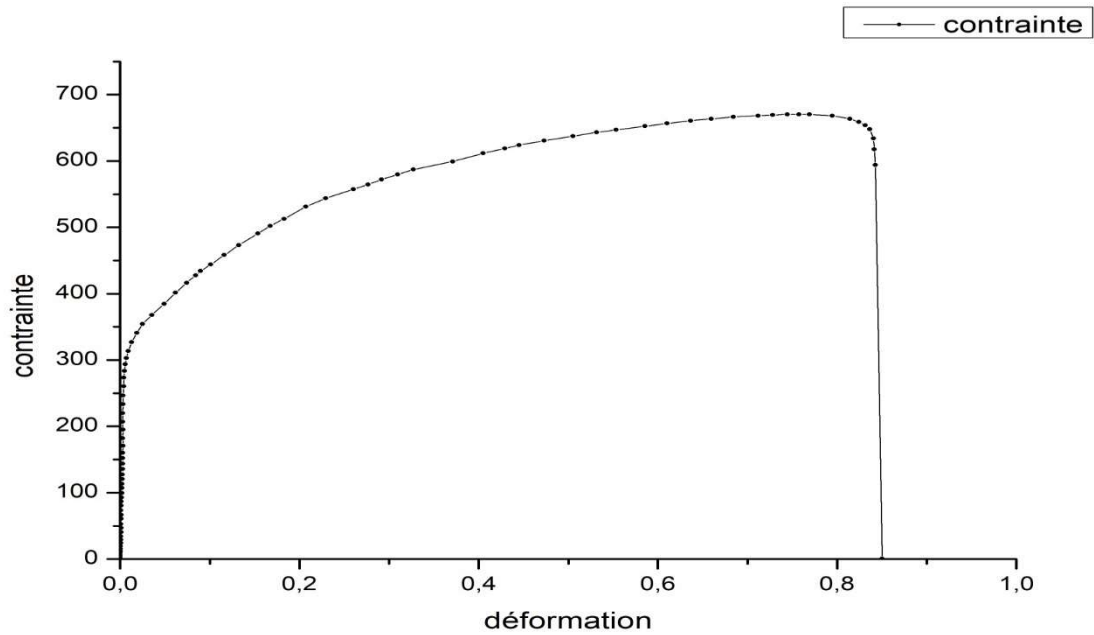


Figure VI. 5: courbe de traction contrainte d'formation

D'après les courbes obtenues, on voit bien que l'acier a un comportement élasto-plastique ductile, une ductilité qui est due à la structure de notre acier qui est cubique à faces centrées. Sur cette courbe, on remarque l'existence de plusieurs parties distinctes :

1. Une partie élastique quasi-linéaire.
2. Puis, on rentre dans le domaine plastique avec écrouissage.
3. Puis la rupture.

En observons les étapes de déformation de l'éprouvette en déduit que notre matériau ayant un comportement élasto-plastique, on remarque un changement d'allure dans la partie plastique. Thermodynamiquement, un changement d'allure correspond à une transformation qui s'est produite, dans notre cas la transformation en question est la transformation martensitique.

VI.5.2 Essai de dureté :

Nous avons effectué cet essai sur quatre pions différents du matériau, pour voir la résistance qu'oppose le matériau à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui, les résultats obtenue son présente dans la figure

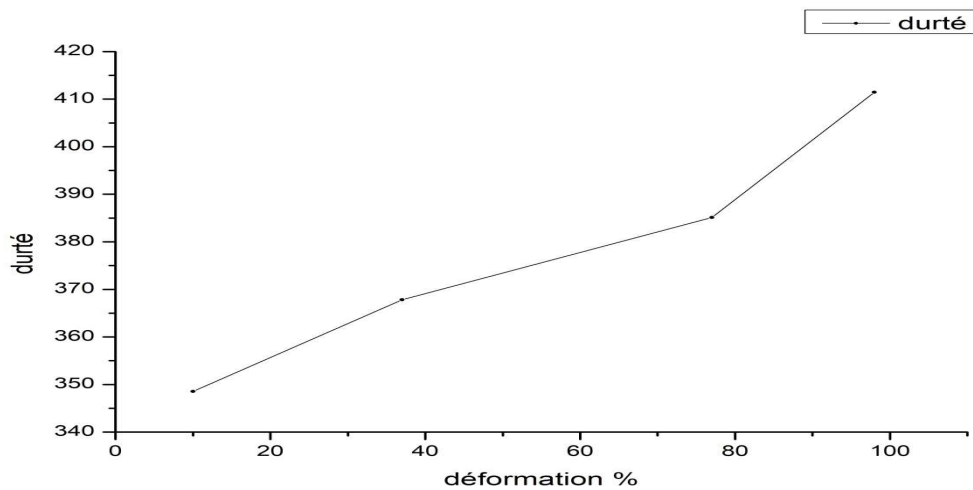


Figure VI. 6: valeurs moyen de duretés Vickers (Hv)

Les résultats obtenues ou essais de dureté nous montre qu'en approchant de la zone de déformation la dureté augmente jusqu'à avoir une valeur maximale qui égale à 415, notre matériau a une fourchette de la dureté entre 335et 415 apprêt déformation.

VI.6 SIMULATION NUMERIQUE :

Le modèle propose dans la section et applique pour simuler le comportement mécanique ,la cinématique de transformation et la mise en forme de l'acier TRIP 304L.tous les simulation décrites ci-dessus ont réalisées a l'aide du code d'éléments finis ABAQUS 6.14.ABAQUS offre la possibilité aux utilisateurs d'introduire dans le sous-programme utilisateur (UMAT ou VUMAT) le contenu qu'ils ont eux-mêmes défini dans le programme principal afin d'obtenir des résultat de simulation plus précis pour leurs problèmes spécifiques. Dans notre cas, le modèle constitutif présenté dans les sections précédentes a été imprimante dans ABAQUS /explicit au moyen d'un sous-programme VUMAT utilisant le langage de programme FORTRAN. Le sous-programme utilisateur VUMAT est appelé pour des blocs de points matériels à chaque incrément. Lorsque le sous-programme est appelé, il reçoit automatiquement les données d'état (y compris la contrainte et la solution de variables d'état) par le programme principal au début de l'incrément.

VI.6.1 Identification des paramètres matériau :

L'identification des paramètres a été effectuée en simulant la réponse de l'éprouvette de traction en traction uniaxiale. La simulation a été faite à l'aide du logiciel de calcul ABAQUS en utilisant le modèle présenté dans le chapitre 2. Les paramètres utilisés pour ces simulations sont regroupés dans le tableau ci-dessous.

Tableau VI. 4: paramètres de simulation

Paramètres	Valeurs
E, ν, T	200500, 0.33, 298
α_{1-4}	-0.00019, 0.000242, 17.6, -0.5
n, η_1, η_2	4.5, 50, 45
$R_0, R_1, \Delta \nu$	0.02, 0.02, 0.02
C_{1a-5a}	2283.2, 0.15, 0.53, 723.9, 0.0038
C_{1m-5m}	1180.7, 17.8, 7.66, 2383, 0.006

VI.6.2 Résultats numériques :

Dans cette étude, nous considérons l'opération du pliage en U d'une plaque, 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 dynamique explicite, prenant en compte l'élasto-plasticité. 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 la plaque utilisée sont présentées dans la figure suivante :

La maquette numérique est représentée sur la figure, en position initiale. Dans cette étude, les outils sont modélisés par des corps rigides, la plaque est maillée par des éléments quadratiques à huit nœuds, donnés par ABAQUS.

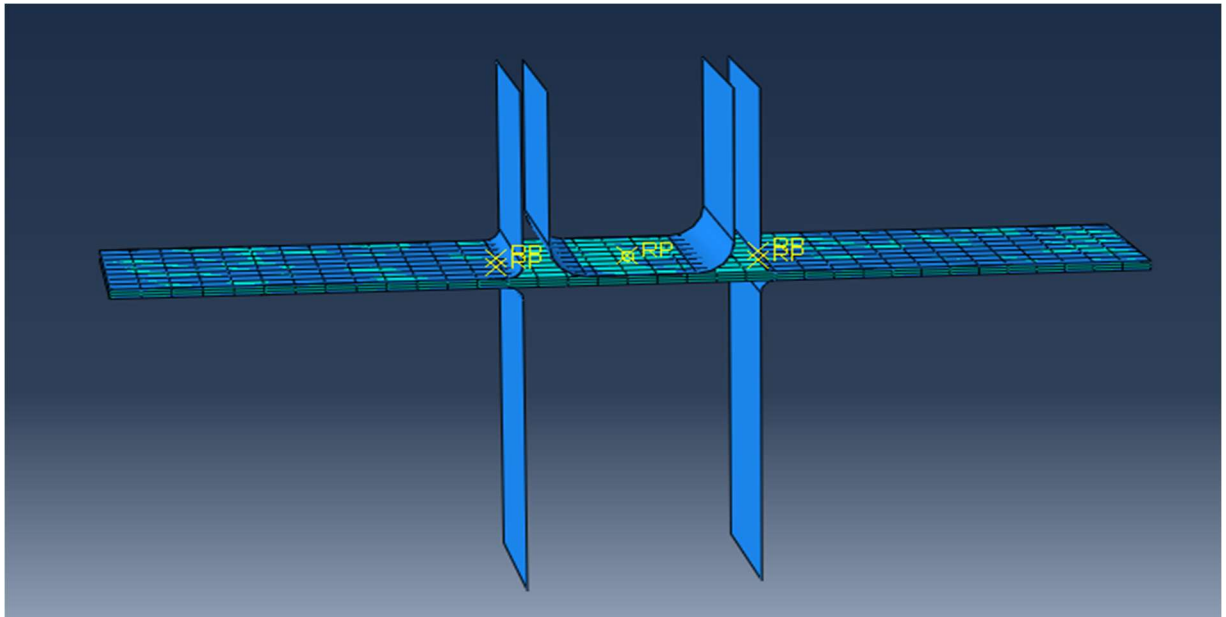


Figure VI. 7: Maquette numérique du pliage de l'éprouvette utilisée à l'état initial

VI.6.3 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 suivant :

- Epaisseur de l'éprouvette : 1.5mm
- Rayon de la matrice : 2mm
- Rayon de poinçon : 5mm
- Jeu entre le poinçon et la matrice 2.5mm.

VI.6.3.1 Etude de l'influence du jeu entre le poinçon et la matrice :

On étudie l'influence du jeu, en variant la valeur de jeu entre la matrice et le poinçon, dans notre cas nous allons choisir quatre valeurs de jeu : 2.5mm, 2.8mm et 3.6mm 5.6mm. en garde les mêmes valeurs pour les autres paramètres $R_p=5\text{mm}$, $R_m=2$

Les résultats obtenus suite à la simulation par ABAQUS et ou résultats expérimental sont donnés dans la Figure

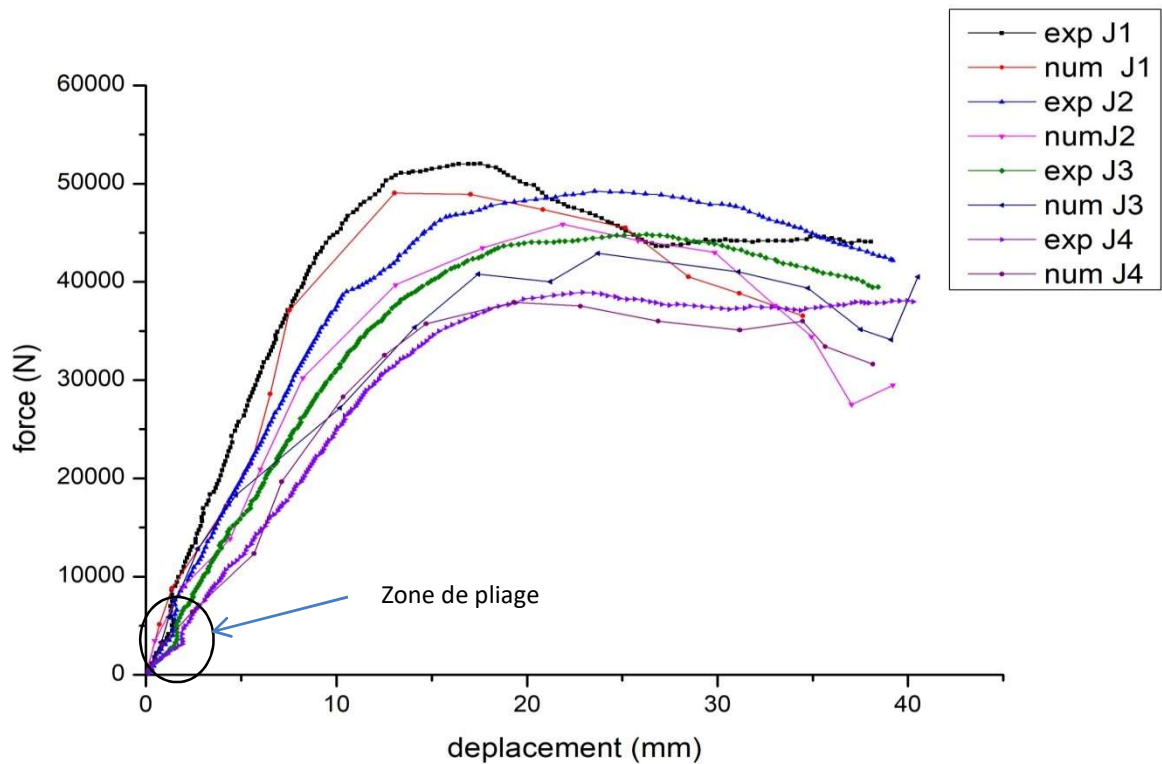


Figure VI. 8: courbe du pliage expérimentale et numérique avec différents jeu $R_p=5, R_m=2$

Nous remarquons dans ces courbes numérique et expérimental, l'apparition d'une zone de pliage due au premier contact entre le poinçon et la tôle qui prend la forme du poinçon, en remarque aussi qu'à chaque fois quand diminue le jeu, la valeur de la force du pliage augmente.

VI.6.3.2 Etude de l'influence du rayon de la matrice :

On étudie l'influence du rayon de la matrice, en variant la valeur de rayon avec un jeu fixe de 2.5mm, dans notre cas nous allons choisir quatre valeurs pour le rayon : 2mm, 4mm et 6mm, 8mm. en garde les mêmes valeurs pour les autres paramètres. Jeu=2, $R_p=5$

Les résultats obtenus suite à la simulation par ABAQUS et ou résultats expérimental sont donnés dans la Figure

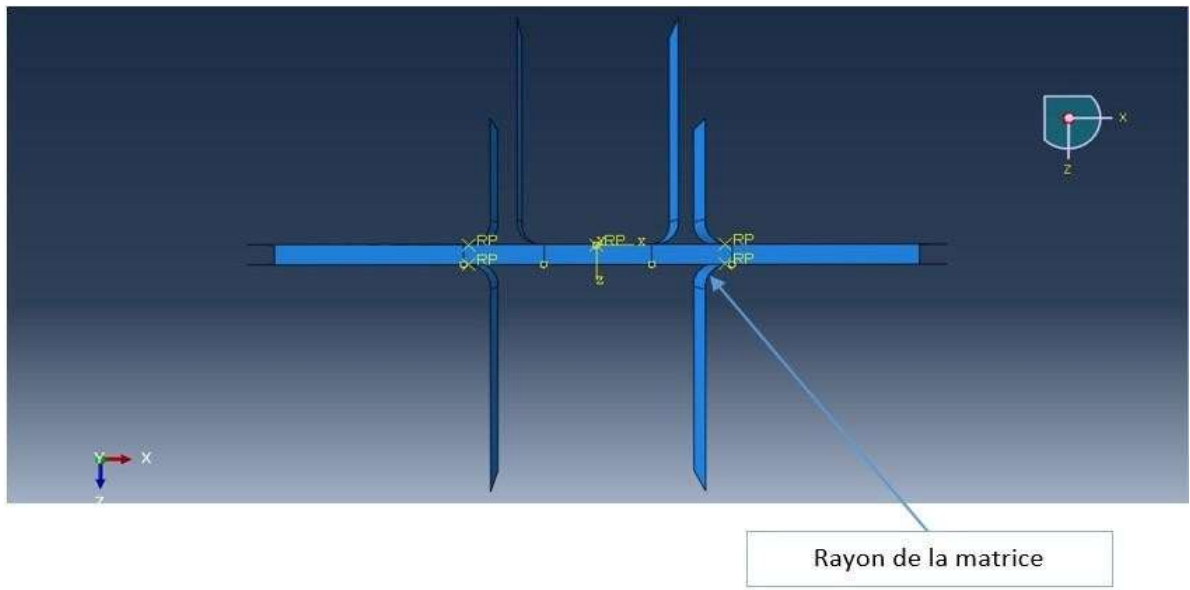


Figure VI. 9: image montrant le rayon de la matrice à varier

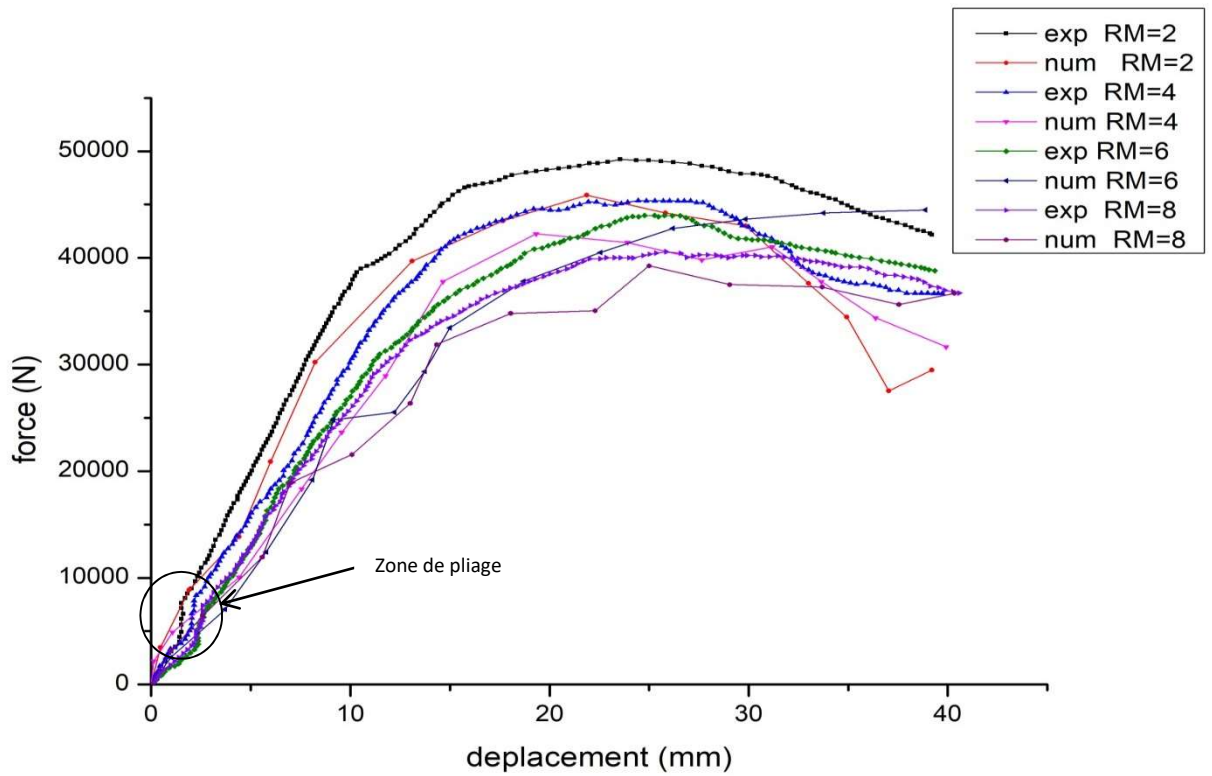


Figure VI. 10: courbe de pliage expérimentale et numérique avec différent rayon de la matrice, jeu=2, Rp=5

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, en remarque aussi une zone de pliage due au premier contact du poinçon et la plaque

VI.6.3.3 Etude de l'influence du rayon du poinçon :

On étudie l'influence du rayon de poinçon, en variant la valeur de rayon avec un jeu fixe de 2.5mm, dans notre cas nous allons choisir quatre valeurs pour le rayon : 5mm, 6mm et 8mm, 13.2mm. jeu=2, $R_p=5$.

Les résultats obtenus suite à la simulation par ABAQUS et ou résultats expérimental sont donnés dans la Figure

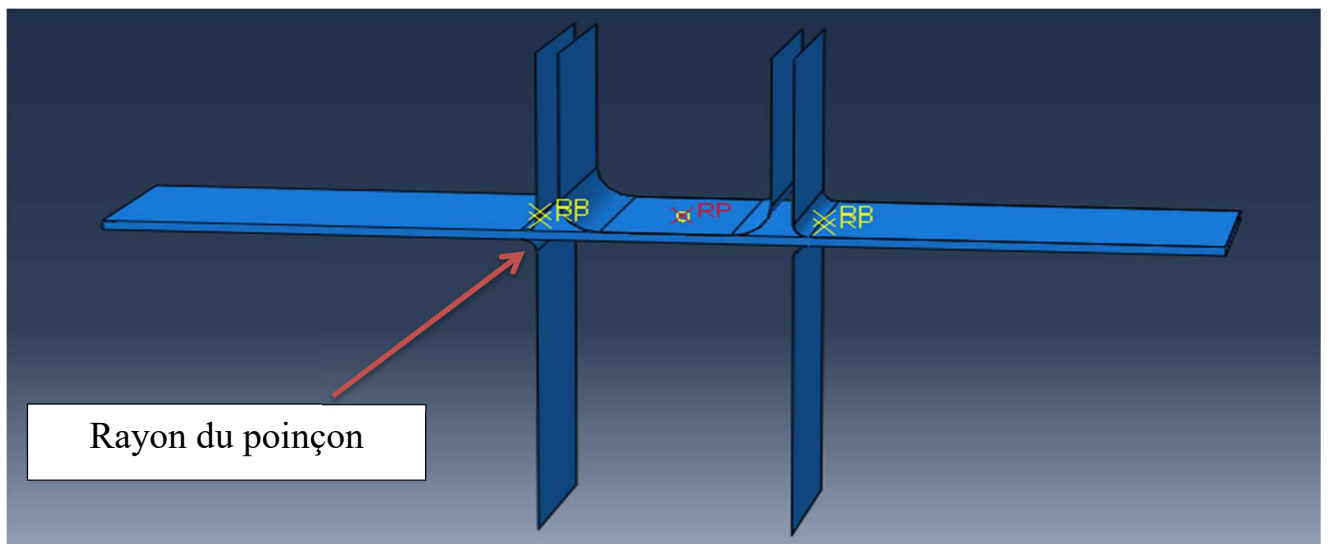


Figure VI. 11: image montre le rayon du poinçon a varie

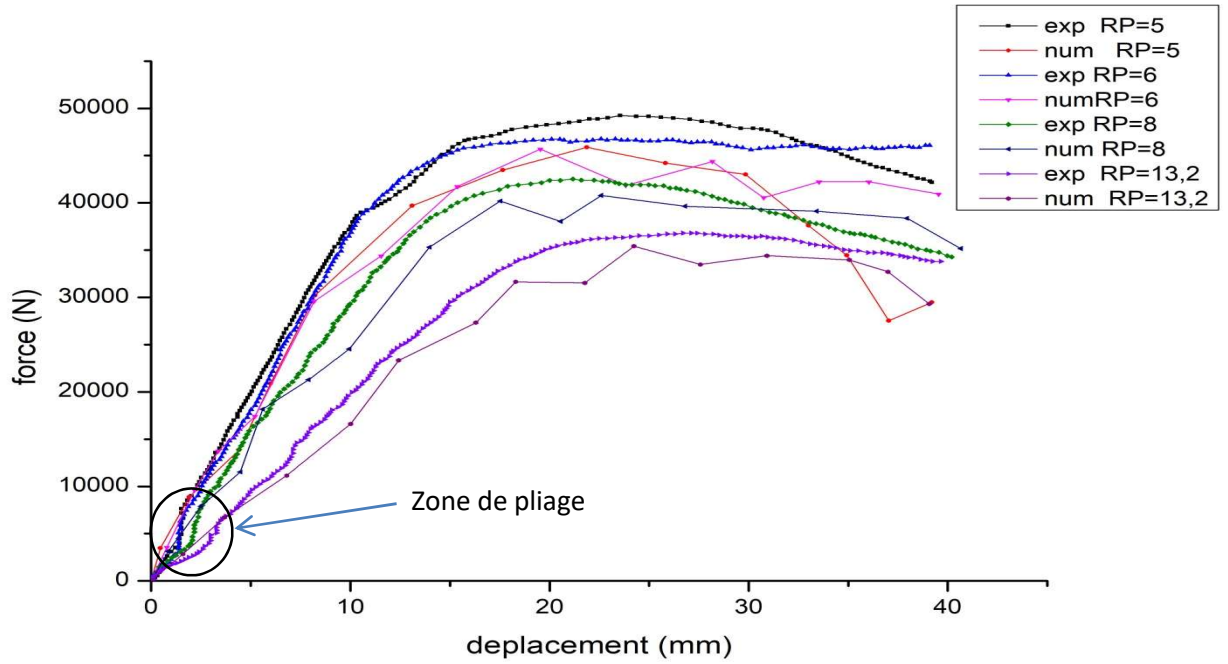


Figure VI. 12 : courbe du pliage expérimental et numérique avec changement du rayon du poinçon $jeu=2, R_m=2$.

Les résultats de notre simulation, montrent que la force nécessaire au pliage est plus élevée, quand le rayon de poinçon est plus petit. Le rayon faible de poinçon engendre une déformation plus importante, le matériau devient plus résistant et nécessite des efforts plus grands pour plier l'éprouvette. En remarque aussi une zone de pliage due au premier contact entre le poinçon et la tôle.

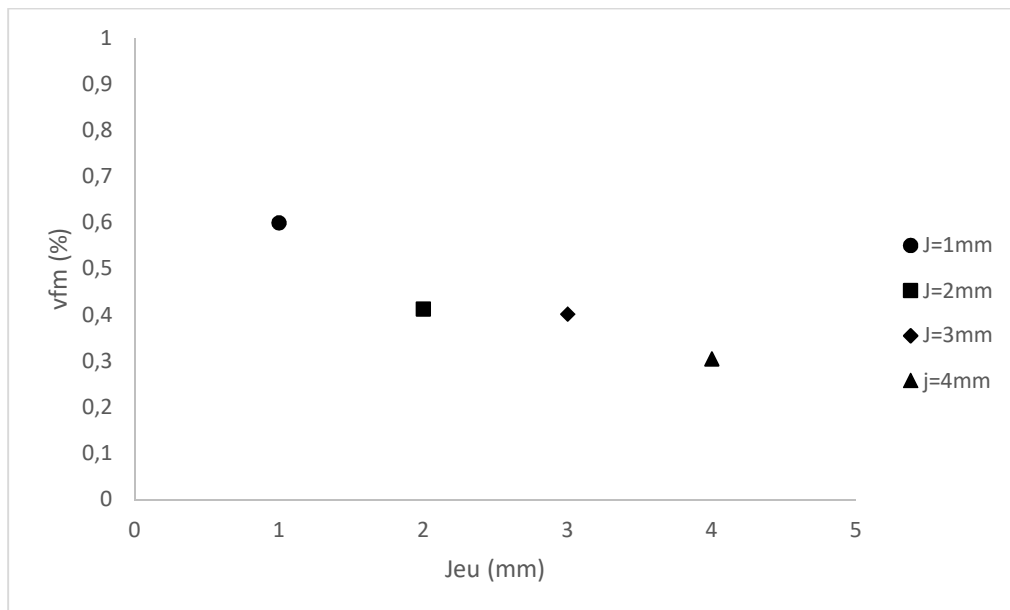


Figure VI. 13 : variation de la fraction volumique de la martensite a déferent jeu pour une déformation de 40%

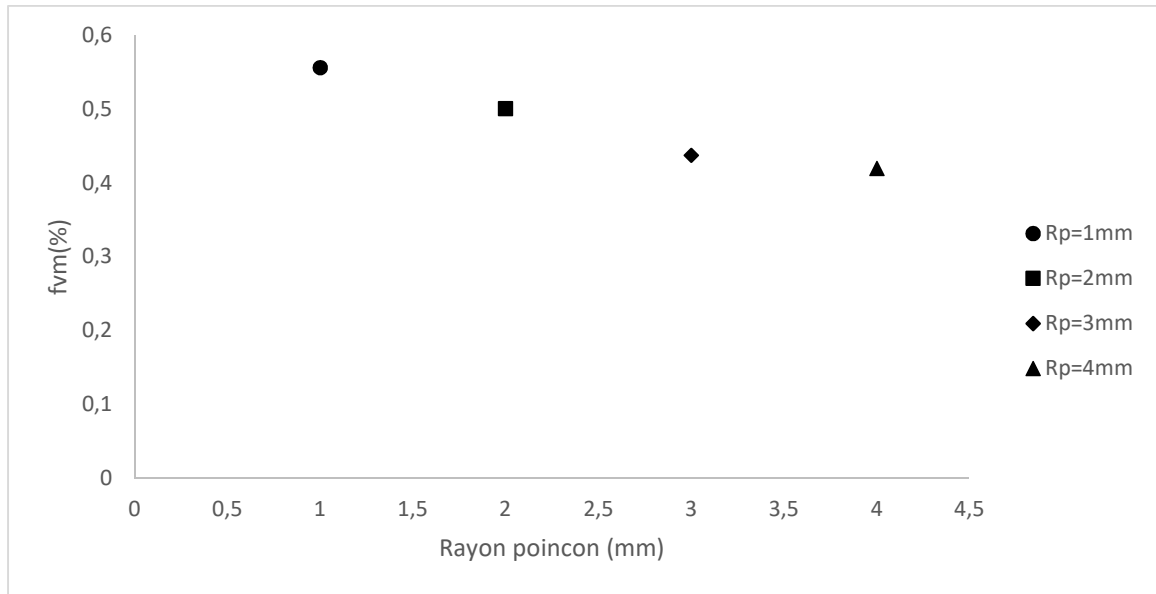


Figure VI. 14 : variation de la fraction volumique de la martensite a déférent rayon de poinçon pour une déformation de 40%

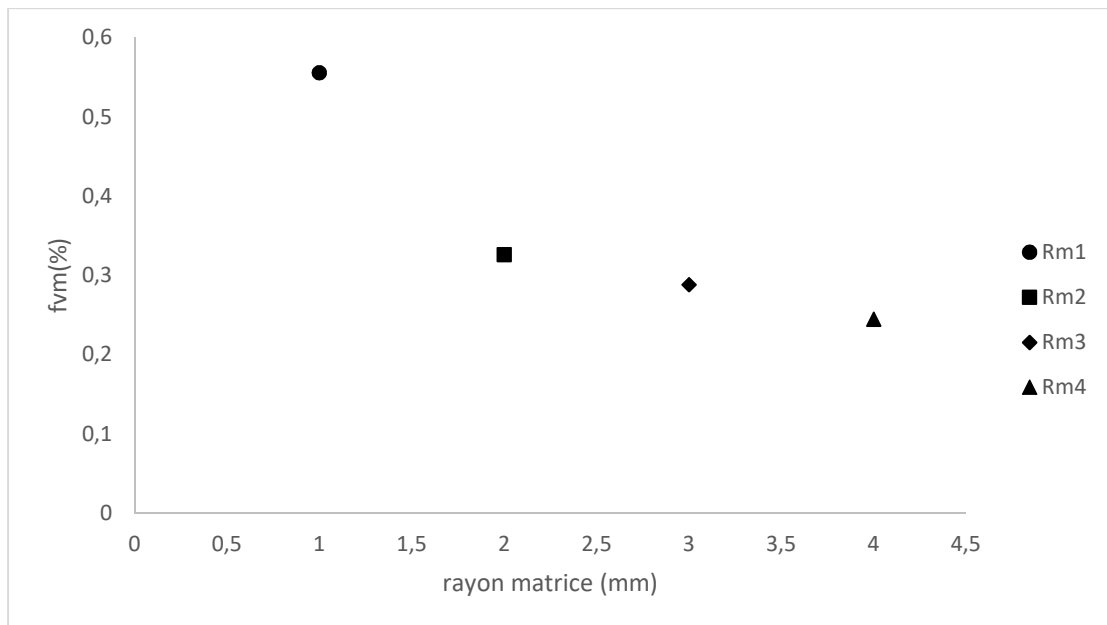


Figure VI. 15 : Variation de la fraction volumique de la martensite a déférent rayon de la matrice pour une déformation de 40%

Les résultats de notre simulation, montrent que la martensite est plus élevée, quand le jeu, le rayon de poinçon et le rayon de la matrice est plus petit. Par contre le jeu le rayon de poinçon et de la matrice élève engendre une martensite moins importante. Et que les courbe force-déplacement sont en accord avec les courbes de la variation de la fraction volumique de la martensite.

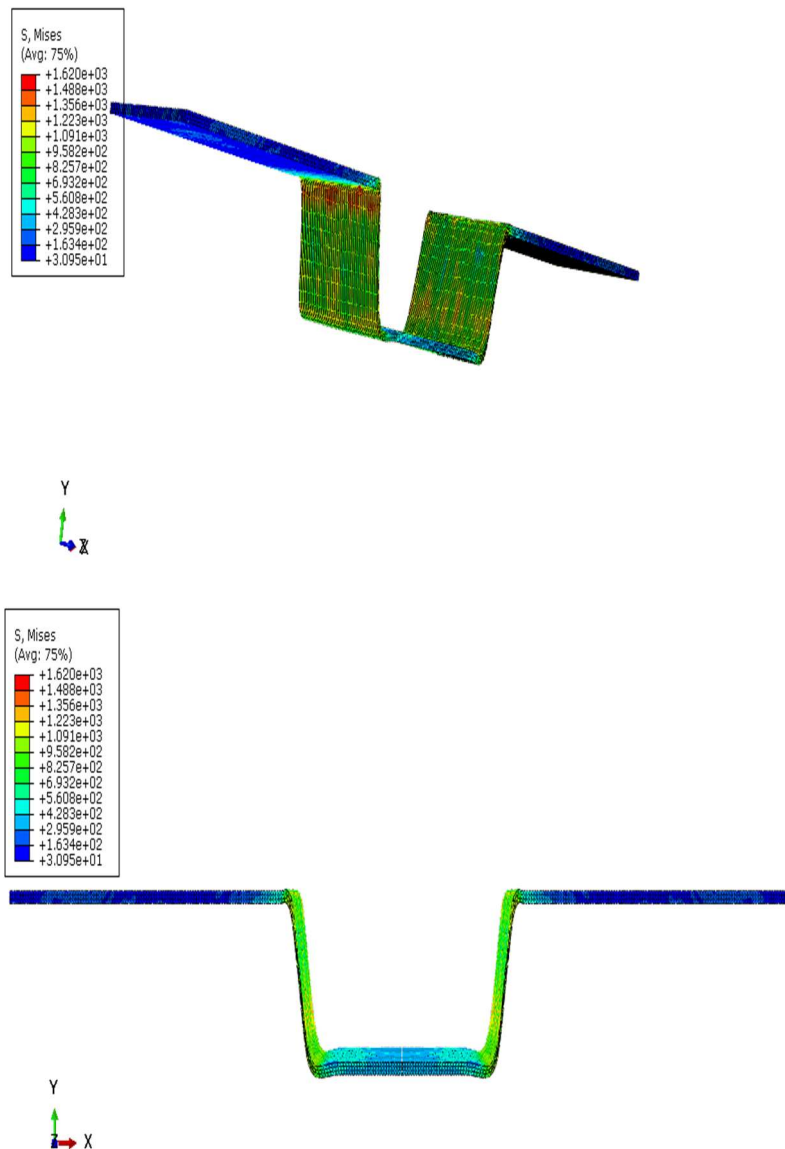


Figure VI. 16 :Représentation et développement de la contrainte Von Mises sur l'éprouvette

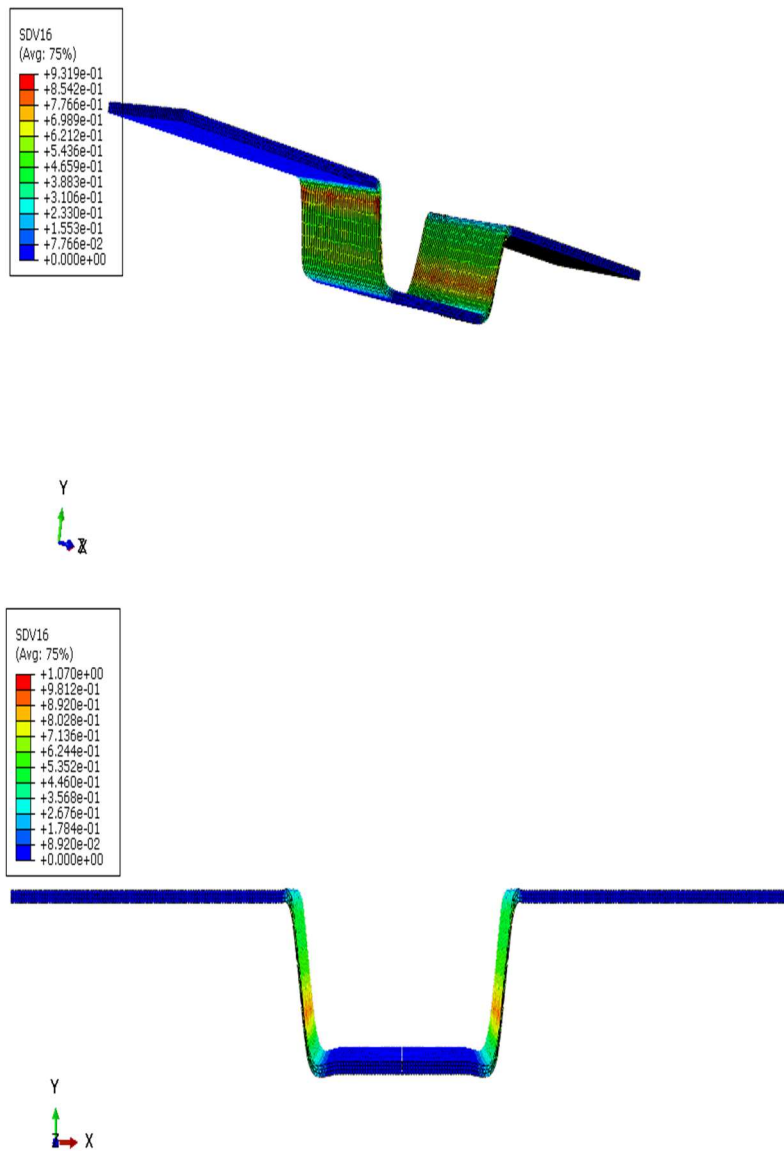


Figure VI. 17 : Représentation et développement de la déformation sur l'éprouvette

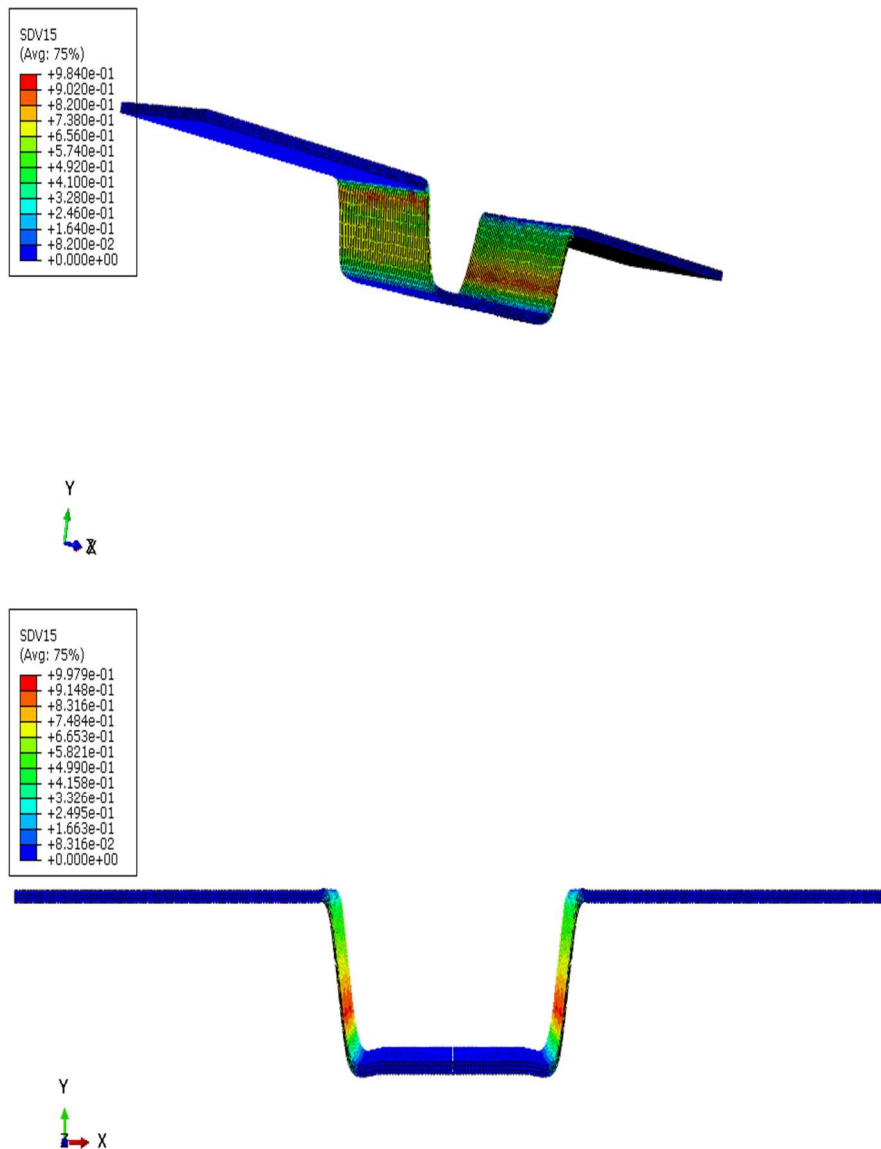


Figure VI. 18 : Variation de la fraction volumique de la martensite dans l'éprouvette

A partir des figures (a) on remarque que la contrainte due au pliage est plus intense au niveau des plis (entre la matrice et la tôle).

Des figures (b) et (c) on déduit que Les résultats de la simulation numérique développée montrent clairement que la transformation de l'austénite en martensite et la déformation plastique sont plus concentrée dans les zones tendues.

VI.7 CONCLUSION :

Le modèle d'Iwamoto et *al* a été étendu pour inclure l'évolution de martensite et de simuler le pliage en U de l'acier TRIP 304L. La simulation numérique développée permis de prédire la fraction de la martensite formée et l'évolution de l'écroissage dans la zone mise en forme. Il est à noter que :

- La transformation est plus grande dans la zone pliée.
- La fraction volumique de la martensite est plus importante dans la zone tendue en comparaison avec la zone comprimée.

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.

L'objectif principal de ce travail était la mise au point d'une méthodologie numérique de prévision de la fraction volumique de la martensite. Pour cela, nous avons tenté de faire et de présenter la simulation numérique avec ABAQUS, en utilisant le développé par IWAMOTO et modifier par SIDHOUM pour décrit le comportement du matériau lors de sa mise en forme.

A la lumière des résultats obtenus avec ce modèle, nous relevons la bonne corrélation des résultats de la simulation numérique avec les résultats expérimentaux. Cependant pour une meilleure simulation de l'essai de pliage en U de tôle il faut tenir compte de l'anisotropie du matériau.

J'espère que la méthodologie et les paramètres étudiés, s'avèreront d'une utilité pertinente pour la conception des pièces à partir des tôles minces, à travers le procédé de mise en forme par pliage. Et que la simulation numérique sera un bon exemple d'aide à la décision au niveau des entreprises de fabrication de pièces.

Référence bibliographique

[1] P. J. CUNAT Aciers inoxydables : Critères de choix et structure. Techniques de l'Ingénieur. M4540. Traité Des Matériaux. 2003.

[2] J. SEDRIKS. Corrosion of Stainless Steels. John Wiley and sons, Inc. 1979.

[3] Guy. DAVID. Les aciers inoxydables. Techniques et documentations Lavoisier, Les éditions de physique, 1990.

[4] Michel COLOMBIE et Coll. «matériaux métalliques», 2e édition, 2008

[6] : A et B PIERRE-JEAN CUNAT, « Aciers inoxydables, critères de choix et structures », traité « Matériaux métalliques », Techniques de l'ingénieur, mars 2000, M4540.

[7] MAGEE CL. Transformation kinetics, microplasticity and ageing in Fe-31-Ni. PhD thesis, Carnegie Institute of Technology, Pittsburgh, PA ; 1966.

[8] GREENWOOD GW, JOHNSON RH. The deformation of metals under small stresses during phase transformations. Proc Roy Soc London A 1965;283:403.

[9] BUZIT, S., BERGUGNAT, J.B., Evolution of texture of the austenite during martensitic transformation in TRIP steels. Rapport de fin d'études, ENSAM Metz(2001).

[10] OLSON, G.B., COHEN, M. Stress assisted isothermal martensitic transformation: application to TRIP steels. Metallurgical Transactions A (1982), 13A, p1907.

[11]. IWAMOTO T, TOMITA Y. Computational prediction of deformation behaviour of TRIP steels under cyclic loading. International Journal of Mechanical Sciences 2001;43:2017–34.

[12] BYAN T.S., HASHIMOTO N. et FARRELL K., Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviours in austenitic stainless steels, Acta Materialia (2004), 52, p.3889-3899.

[13] : REGIS KUBLER, comportement thermomécanique des aciers a effet TRIP

approches Micromécaniques et phénoménologiques « applications à la mise en forme », ENSMA Paris 2004.

[14] Iwamoto T, Tsuta T, Tomita Y Investigation On Deformation Mode Dependence Of Strain-Induced Martensitic Transformation In Trip Steels And Modeling Of Transformation Kinetics. *Int J Mech Sci* 40(2-3) :173-182(1998)

[15] Iwamoto T, Tomita Y Constitutive Modelling Of Trip Steel And Its Applications To The Improvement Of Mechanical Properties. *Int J Mech Sci* 37 :1295-1305,(1995)

[16] Olson Gb Cohen M Kinetics Of Strain-Induced Martensitic Transformation. *Metall Trans 6a* :971-805,(1975)

[17] Stringfellow Rg, Parks Dm, Olson Gb A Constitutive Model For Transformation Plasticity Accompanying Strain-Induced Martensitic Transformation In Metastable Austenitic Steels. *Acta Metall Mater* 40(7) :1703-1716,(1992)

[18] Iwamoto T, Tsuta T, Finite Element Simulation Of Martensitic Transformation In Single-Crystal Trip Steel Based On Crystal Plasticity Theory With Cellular Automata. *Key Eng Mater* 274-276 :679-684,(2004)

[19] Sierra R, Nemes Ja Investigation Of The Mechanical Behaviour Of Multi-Phase Trip Steels Using Finite Element Methods. *Int J Mech Sci* 50 :649-665,(2008)

[20] Abrassart, F, Influence Des Transformations Martensitiques Sur Les Propriétés Mécaniques Des Alliages Du Système Fe-Ni-Cr-Thèse De Doctorat Es-Sciences Physiques, Université De Nancy I,(1972)

[21] Porter, L.F, Rosenthal, P.C. Effet Of Applied Tensile Stress On Phase Transformation In Steel, *Acta Metall*, Vol 7, P504-514,(1959)

[22] Régis Kubler, Comportement Thermomécanique Des Aciers A Effet Trip : Approches Micromécaniques Et Phénoménologiques « Applications A La Mise En Forme », Ensma Paris 2004

[23] Miller Mp, McDowell Dl Modelling Large Strain Multiaxial Effects In Fcc Polycrystals. Int J Plast 12(7) :875-902(1996)

[24] Serri J, Martiny M, Ferron G, Finite Element Analysis Of The Effects Of Martensitic Phase Transformation In Trip Steel Sheet Forming. Int J Mech Sci 47 :884-90,(2005)

[25] Wilkins ml Calculation Of Elastoplastic Flaws, In Methods In Computational Physics. In : Alder B (Ed), Academic Press,(1964)

[26] Krieg Rd, Krieg Bd Accuracies Of Numerical Solution Method For The Elastic-Perfectly Plastic Model. Asme J Pressure Vessels Piping Div 99 :510-515,(1977)

[27] Nagtegaal Jc On The Implementation Of Inelastic Constitutive Equations With Special Reference To Large Deformation Problems. Comp Methods Appl Mech Eng 33 :469-484 ,(1982)

[28] These Sidhoum. Z étude expérimentale et numérique du comportement mécanique des aciers a effet TRIP : application à la mise en forme (2018/2019)