

*INISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE
UNIVERSITE MOULOU MAMMARI TIZI-OUZOU
FACULTE du GENIE DE LA CONSTRUCTION
DEPARTEMENT du GENIE MECANIQUE*

Mémoire de fin d'études

En vue de l'obtention
Du diplôme du Master Académique en Génie Mécanique
Option : **Construction Mécanique**



Thème :

*Influence de l'essai d'emboutissage sur
l'évolution microstructurale d'un
acier à effet TRIP 304L*

Proposé et Dirigé Par :

M^r. M.ALMANSBA

Présenté par :

M^{lle}. SADOUDI Taous
M^{lle}. MEDJBARI Nihad

Membre de jury

Mr. OULD OUALI
Mr. ILLOUL

PROMOTION 2017/2018

Remerciements

Avant d'entamer mon travail, je tiens à remercier DIEU de m'avoir donné du courage et de la volonté.

Au terme de ce travail, je tiens à exprimer ma grande reconnaissance et haute gratitude à mon promoteur Mr. ALMANSBA et Mr. FERHOUM pour leurs aide et conseils tout le long de la réalisation de mon travail.

Je tiens aussi à exprimer ma reconnaissance à Mr. AZEM SAID pour tous les conseils qu'il a généreusement donnés

Mes remerciements vont également à tout le personnel du hall de technologie OUAD AISSI et tout le personnel laboratoire SDM sans MILYADA et SALIHA

Je tiens à remercier également les membres de jury Mr. OULD OUALI et Mr. ILLOUL pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail en examinant et jugeant mon projet.

Comme je n'oublie pas d'exprimer ma reconnaissance à tous les enseignants qui ont contribué à ma formation.

Et enfin, un grand respect et remerciement pour ma binôme et copine proche de fond du cœur **SADOUDI TAOUS** pour sa patience, son bonne humeur, son courage et pour tous les bons moments que nous avons passés ensemble durant la période de préparation de ce mémoire.

.

Remerciements

*Tout d'abord je remercie **Dieu** et ma **Mère**, mon **Père**, **mes Sœurs** et mon **Frère** pour m'avoir donné le courage et la volonté pour achever ce travail.*

*J'exprime tout ma sincère reconnaissance à mon promoteur de thèse, Monsieur **M. ALMANSBA**, et Monsieur **R. FERHOUM** pour m'avoir guidé tout au long de ce travail.*

*Je remercie également Monsieur **AZEM** pour son aide, ses conseils et pour son savoir faire tant au niveau humain qu'au niveau scientifique.*

*Je remercie aussi, Monsieur **OULD OUALI** pour avoir accepté la présidence du jury ainsi que Monsieur, pour avoir accepté de participer à ce jury.*

*Je tiens tout particulièrement à remercier Mesdemoiselles **SONIA**, **MELYADA**, **SALIHA** et **AMINA** pour leur aide.*

J'exprime toute ma reconnaissance à l'ensemble du personnel du laboratoire de recherche de Génie Mécanique, l'laboratoire de Génie Civil et le personnel de l'entreprise BCR pour leur gentillesse et leur accueil, ainsi qu'à toutes celles et ceux qui ont contribué de près ou de loin au bon déroulement de ma thèse.

*Bien entendu, Je remercie mes collègues de bureau **A. HAMADINI** et **H. BOUCENNA**, mon chef de service **Y.DIFALLAH** et mon directeur **M.BOUDHIAF**.*

*Et enfin, un grand respect et remerciement pour ma copine proche de fond du cœur **NIHA MEDJBARI** pour sa patience, son bonne humeur, son courage et pour tous les bons moments que nous avons passés ensemble durant la période de préparation de ce mémoire.*

Sommaire

Introduction générale.....	1
Chapitre I: Les aciers TRIP
I.1:Introduction :.....	2
I.2:Historique sur les aciers inoxydable :	2
I.3: Aciers inoxydables :.....	2
I.3.1: Aciers inoxydables ferritiques	3
I.3.2: Aciers inoxydables martensitiques	4
I.3.3: Aciers inoxydables austénitiques	5
I.3.4: Aciers inoxydables austéno- ferritiques	5
I.4: Effet TRIP :Plasticité de la transformation	6
I.4.1: Transformation martensitique	7
I.4.2: Structure cristallographique des deux phases	7
I.4.2.1: Austénite	7
I.4.2.2: Martensite	8
I.5 Mécanismes responsables du TRIP	8
I.5.1 Mécanisme Greenwood-Johnson	8
I.5.2 Mécanisme de Magee	10
II.6 Etudes faites sur la plasticité de transformation	11
I.7/Aciers à effet TRIP	12
I.7.1/Aciers TRIP multiphasés :	13
I.7.2/Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques	15
Chapitre II: L'emboutissage
II.1:Introduction	17
II.2/Définition de l'emboutissage	17
II.3/Principe de l'emboutissage	17

Sommaire

II.4/Presse d'emboutissage	18
II.5/les différents tôles et formes d'emboutis	19
II.5.1/les différentes tôles	19
II.5.2/les différentes formes d'emboutissage	20
II.6/principaux modes de déformations en emboutissage	20
II.6.1/Mode en retreint	20
II.6.2/Mode en expansion.....	21
II.7 l'emboutissage en température	22
II.7.1L'emboutissage à froid	22
II.7.2l'emboutissage a chaud	23
II.8/ mesure des déformations en emboutissage.....	23
II.9/Les modes de déformations en emboutissage.....	24
II.10/Les critères d'emboutissabilité	25
II.10.1/Les critères conventionnels	25
II.10.2/Les critères rationnels.....	26
II.10.3/Influence de la structure des tôles	27
II.11/Principaux défauts des pièces embouties.....	28
II.11.1/Formation des plis	29
II.11.2/Striction	29
II.11.3/Aspect de surface.....	30
II.11.4/ le retour élastique.....	31
II.12/Les aspects opératoires influençant sur l'opération d'emboutissage.....	32
II.12.1/Paramètres lié à la presse.....	33
II.12.2/ Paramètres liés à la tôle	37
II.12.3/ la température	38
II.13/ Conclusion.....	38
Chapitre III: Matière première et techniques expérimentales	

Sommaire

III.1:Introduction	39
III.2:Matériau de l'étude	39
III.2.1:Composition chimique	40
III.2.2:Propriétés mécanique, physique, thermique et chimique de l'acier 304 L.....	41
III.2.3:Mise en oeuvre	42
III.3 Essai d'emboutissage	42
III.4:Résultats de l'essai d'emboutissage	45
III.4.1:Pour un poinçon de rayon 1.5mm	45
III.4.1.1:Résultats obtenu pour une profondeur de 10mm	45
III.4.1.2:Résultats obtenu pour une profondeur de 15mm	46
III.4.1.3:Résultats obtenu pour une profondeur de 20mm	46
III.4.1.4:La superposition des trois courbes	47
III.4.2: Pour un poinçon de rayon de 3mm	48
III.4.2.1: Résultats obtenu pour une profondeur de 10mm	48
III.4.2.2: Résultats obtenu pour une profondeur de 15mm	48
III.4.2.3: Résultats obtenu pour une profondeur de 20mm	49
III.4.2.4: La superposition des trois courbes	50
III.4.3: La superposition des courbes force/déplacement pour les rayons de poinçon 1.5 mm et 3 mm pour les différents profondeurs	51
III.4.3.1: Rayon de poinçon 1.5mm,3mm et pour une profondeur de 10mm.....	51
III.4.3.2: Rayon de poinçon 1.5mm,3mm et pour une profondeur de 15mm.....	51
III.4.3.3: Rayon de poinçon 1.5mm,3mm et pour une profondeur de 20mm.....	52
III.5: La microstructure	53
III.5.1: Préparation des échantillons	53
III.5.1.1: Découpage	53
III.5.1.2: Enrobage	53
III.5.1.3: Polissage.....	54

Sommaire

III.5.2: Attaque chimique	56
III.6: Observation microscopique	57
III.7: La micro-dureté	61
III.7.1: Définition	61
III.7.2: Essai de micro-dureté sur la tôle	61
III.7.3: Essai de micro-dureté sur tous les échantillons	61
III.7.4: Interprétation des résultats	64
III.7.5 interprétation des courbes de dureté en fonction des profondeurs	64
III.8: Conclusion.....	68
Conclusion générale	70
Bibliographie	73

Liste des tableaux

Tableau I.1 : Fourchette de composition chimique des différentes familles d'aciers inoxydables.....	16
Tableau I.2 : Composition chimique – Taille des îlots d'austénite – dosages des phases – teneur en carbone de l'austénite des aciers TRIP multiphasés.....	27
Tableau II.1 : Caractéristique de différentes catégories de tôles.....	33
Tableau II.2 : Vitesse d'emboutissage pour différent matériaux	48
Tableau II.3 : Pression spécifique	49
Tableau II.4 : Calcul des efforts et énergisées nécessaires pour une opération d'emboutissage	50
Tableau III.1 : Composition chimique de l'acier	54
Tableau III.2 : Les différentes caractéristiques de l'acier 304L.....	54
Tableau III.3 : Différentes valeurs de X et Y	66
Tableau III.4 : les différentes microstructures obtenues pour le poinçon rayon 1.5mm et 3mm avec les profondeurs d'emboutissage 10,15 et 20	82
Tableau III.5 : les différentes duretés obtenues sur tous les échantillons	86

Liste des figures

Figure I.1 : Microstructure des aciers inoxydable ferritiques	17
Figure I.2 : Microstructure des aciers inoxydable martensitique	17
Figure I.3 : Microstructure des aciers inoxydable austénitique	18
Figure I.4 : Microstructure des aciers inoxydable austeno-ferritiques.....	19
Figure I.5 : Structure cristalline de l'austénite	20
Figure I.6 : Structure cristalline de martensite	21
Figure I.7 : Différentes variantes de martensite	22
Figure I.8 :Mécanisme Greenwood Johnson.....	23
Figure I.9: Mécanisme de Magee	23
Figure I.10 : évolution de la dilatation de l'acier 60CrMo11 lors d'unrefroidissement à contrainte de traction constante.....	24
Figure I.11 : Evolution de la plasticité de la transformation au cours d'unrefroidissement en fonction de la fraction de phase produite pour différentsétats de chargements.	25
Figure I.12 : Schéma de composition chimique d'un acier faiblement allié, TRIP,présentant les principales raisons qui ont conduit à l'élaboration de nouvellescompositions.....	26
Figure I.13 : Schéma typiques du traitement thermique appliqué aux aciers multiphasés à effet TRIP	27
Figure I.14: Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000).	28
Figure I.15 : Micrographie optique de l'acier AISI304L. Apparition de laMartensite dans un grain d'austénite.	29
Figure II.1.a :Outil simple effet.....	31
Figure II.1.b :Outil double effet	31
Figure II.2.a:Mode en retrait	35
Figure II.2.b:Mode en expansion	35
Figure II.3: Longueur finales et initiales	35
Figure II.4: déformations principales	36
Figure II.5:Différentes nature de grille de déformation	38

Liste des figures

Figure II.6:Exemple de grille déformée	38
Figure II.7:Mode de déformations	39
Figure. II.8: Exemple d'une grille déformée	41
Figure II.9:Aspect peau d'orange	41
Figure II.10 : Chargement du trajet de déformation au cours de passage de la tôle par le rayon de courbure de l'outil	42
Figure II.11:Formation des plis	43
Figure II.12:Striction (déformations)	44
Figure II.13:Variation de d'arrondi de la matrice	45
Figure II.14:Le rayon sur le poinçon.....	46
Figure II.15:Retour élastique.....	47
Figure III.1:Micrographie optique réaliser sur la nuance 304 L a l'état initial	53
Figure III.2: Le dispositif d'emboutissage.....	56
Figure III.3:machine de traction –compression.....	56
Figure III.4: Montage de l'outil d'emboutissage sur la machine	57
Figure III.5:Les dimensions de flan	48
Figure III.6:Récapitulatif de l'essai d'emboutissage.....	58
Figure III.7:Pièce emboutie a 10mm de profondeur	58
Figure III.8:Force/déplacement pour profondeur 10mm et rayon de poinçon 1.5mm.	58
Figure III.9:Pièce emboutie a 15mm de profondeur	59
Figure III.10:Force/déplacement pour profondeur 15mm et rayon de poinçon 1.5mm	59
Figure III.11:Pièce emboutie a 20mm de profondeur	59
Figure III.12:Force/déplacement pour profondeur 20mm et rayon de poinçon 1.5mm	59
FigureIII.13:Superposition des courbes force/déplacement pour les profondeurs 10mm,15,20mm et pour rayon de poinçon 1.5mm	60
Figure III.14:Pièce emboutie a 10mm de profondeur	61
Figure III.15:Force/déplacement pour profondeur 10mm et rayon de poinçon 3mm..	61
FigureIII.16:Pièce emboutie a 15mm de profondeur	61

Liste des figures

Figure III.17: Force/déplacement pour profondeur 15mm et rayon de poinçon 3mm....	61
Figure III.18: Pièce emboutie a 20mm de profondeur	62
Figure III.19: Force/déplacement pour profondeur 20mm et rayon de poinçon 3mm...	62
Figure III.20: Superposition des courbes force/déplacement pour les profondeurs 10mm, 15,20mm et pour rayon de poinçon 3mm	53
Figure III.21: Force/déplacement pour un poinçon de rayon 1.5mm et 3mm à 10mm de profondeur	64
Figure III.22: Force/déplacement pour un poinçon de rayon 1.5mm et 3mm à 15mm de profondeur	64
Figure III.23: Force/déplacement pour un poinçon de rayon 1.5mm et 3mm à 20mm de profondeur	65
Figure III.24: Dessin de l'éprouvette	66
Figure III.25: Echantillon a 10mm de profondeur et rayon 1.5mm	67
Figure III.26: Echantillon a 10mm de profondeur et rayon 3mm	67
Figure III.27: Echantillon a 15mm de profondeur et rayon 1.5mm	67
Figure III.28: Echantillon a 15mm de profondeur et rayon 3mm	67
Figure III.29: Echantillon a 20mm de profondeur et rayon 1.5mm	67
Figure III.30: Echantillon a 20mm de profondeur et rayon 3mm	67
Figure III.31: Polisseuse mono disque de finition.....	68
Figure III.32: Polisseuse a deux disques	68
Figure III.33: La microstructure de l'acier après l'emboutissage avec agrandissement de X500 69	
Figure III.34: Le dispositif utilisé pour réaliser l'attaque chimique.....	70
Figure III.35: Le microscope optique.....	70
Figure III.36: Les points de prise de photos avec microscope optique	70
Figure III.37: Dynamomètre.....	84
Figure III.38: Les points de prise de dureté	85
Figure III.39 : Évolution de la dureté/ profondeur 10mm pour poinçon R3 et R1.5 ..	87
Figure III.40 : Évolution de la dureté/ profondeur 15mm pour poinçon R3 et R1.5 ..	88

Liste des figures

Figure III.41 : Évolution de la dureté/ profondeur 20 mm pour poinçon R3 et R1.5 ..89

Figure III.42 : Évolution de la dureté/ profondeur (10,15 et 20 mm) pour poinçon R1.5 ..90

Figure III.43 : Évolution de la dureté/ profondeur (10,15 et 20 mm) pour poinçon R390

Introducción

Introduction :

Actuellement, dans la fabrication mécanique ou dans l'industrie en générale, la recherche d'aciers plus performants a conduit à produire des nouveaux aciers à forte valeur ajoutée destinés à des fonctions prédéfinies au service du client. Dans l'industrie automobile par exemple, l'un des soucis majeurs concernant les organes de structures est la réduction de leurs poids tout en maintenant de bonnes propriétés mécaniques. Ainsi, tout en garantissant une bonne rigidité, une bonne résistance aux chocs, à la fatigue et à la corrosion. Les nouveaux aciers doivent répondre aux attentes du secteur automobile en donnant lieu à des voitures plus légères. Pour répondre à ces exigences, les constructeurs automobiles ont développé des nouvelles nuances d'acier. Parmi les nouvelles nuances d'acier développées, on trouve les aciers à effet TRIP (*Transformation Induced Plasticity*). Ces nouveaux matériaux se différencient par un compromis résistance /ductilité particulièrement élevée. Au cours d'un chargement thermomécanique dans ces aciers, l'effet TRIP dû à la transformation de l'austénite en martensite se traduit par une évolution de leur microstructure.

Cette transformation peut améliorer le comportement mécanique (la formabilité, la résistance,..) ce qui rend particulièrement attractif l'emploi de ces aciers pour la réalisation des pièces de renfort des véhicules.

Le but de notre travail étant l'étude de l'influence de l'essai d'emboutissage sur le comportement microstructurale d'un acier à effet TRIP.

Celui-ci est structuré en trois chapitres :

Chapitre 1 : Réserve à la présentation des aciers en générale et précisément les aciers à effets TRIP.

Chapitre 2 : consacré à la présentation de procédé d'emboutissage.

Chapitre 3 : regroupe les différents essais l'emboutissage la microdureté la microstructure et l'interprétation des résultats obtenus.

Et en fin en termine notre travail par une conclusion générale.

Chapitre 1

Les aciers TRIP

I.1/Introduction :

Ce premier chapitre est réservé aux notions générales sur les aciers inoxydables et sur les aciers à effet TRIP. Un petit historique qui va revenir sur leur naissance et leur développement, leurs définitions, leurs classifications, leurs caractéristiques et leur domaine d'application.

I.2/Historique sur les aciers inoxydables :

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 chrome nickel 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 et de définir les quatre (4) familles principales à savoir ; les aciers inoxydables martensitique, les aciers inoxydables ferritique, les aciers inoxydables austéno-ferritique et les aciers inoxydables austénitique. [1-7]

I.3/Aciers inoxydables :

Ce sont essentiellement des alliages Fer-Chrome ou Fer-Chrome-Nickel, dont la teneur en carbone varie entre 0.02% à 1% et le pourcentage de chrome doit être supérieur à 12%, avec dans certains cas l'ajout d'éléments d'alliages interstitiels carbone ou azote ou métalliques tel que : le nickel, le molybdène et le titane... pour améliorer la tenue à la corrosion et les Propriétés mécaniques. [2-9]

Aucun métal n'est inoxydable, mais dans le cas des aciers inox, on parle d'aciers difficilement oxydables, autrement dit, peu sensible à la corrosion. L'addition de chrome au fer, permet la formation en surface d'un film de passivation invisible et protecteur, qui provient de l'oxydation naturelle de la surface, et qui rend le métal passif. [3]. Cette pellicule protectrice a pour particularité d'être : très mince, chimiquement stable (passive) dans un milieu qui lui offre assez d'oxygène et aussi d'avoir une forte adhérence. Ces matériaux jouent un grand rôle dans d'innombrables domaines : vie quotidienne, industrie Mécanique, agroalimentaire, chimie, transports, médecine, chirurgie, etc. En fonction de leur composition et de leur structure cristallographique, les aciers inoxydables sont classés en quatre (4) grandes familles. On distingue les aciers ferritiques, les aciers martensitiques, les aciers austénitiques et les aciers austéno-ferritiques.

Catégories d'aciers	Composition (% pds)				
	C	Cr	Ni	Mo	Autres
Ferritique	<0.1	13-30	0-5	< 5	Ti
Martensitique	0.05-1.2	12-18	<7	-	-
Austénitique	<0.2	16-35	18-27	<6	N, Cu, Ti
Austéno-ferritique	<0.05	18-27	4-7	<4	N (<0.3)

Tableau I.1 : Fourchettes de compositions chimiques des différentes familles d'aciers inoxydables.

I.3.1/Aciers inoxydables ferritiques:

On les appelle ferritiques car leur structure cristalline est identique à celle du fer à température ambiante c'est-à-dire cubique centrée, car il n'y a pas de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$. Ils ne prennent pas la trempe et ont une teneur en carbone très faible de l'ordre de 0.07%, moyennement ductile (A%=18-25%) leur limite élastique $Re=300$ MPa et la limite à la rupture (maximal)=500 MPa. Et ils ont la particularité d'être magnétiques à température ambiante. [4-9]

Ces aciers ont aussi un bon comportement dans le cas de la corrosion atmosphérique. Dans des atmosphères agressives comme les chlorures le principal risque est la corrosion par piqûres ou crevasses, la résistance à la corrosion peut être améliorée par l'ajout de molybdène. [4-9]



Figure I.1 : Microstructures des aciers inoxydables ferritiques.

I.3.2/Aciers inoxydables martensitiques :

Ces aciers ont une structure quadratique centrée car entièrement martensitique. On obtient cette structure à partir d'une trempe. La martensite permet à ces aciers d'avoir une limite d'élasticité, une résistance à la rupture et une dureté très élevées, $R_{e0.2}$ qui dépasse les 1000 MPa, R_m est supérieure à 1200 MPa à température ambiante et une dureté Hv égale à 220. Par contre, leur allongement à la rupture ne dépasse pas les 15-20%. [4]

Leurs caractéristiques mécaniques peuvent varier suivant la teneur en carbone et le traitement thermique (trempe, revenu, recuit) → très bonne trempabilité (les éléments d'addition agissent sur le temps d'incubation, en l'augmentant, ce qui augmente la trempabilité de l'acier). [4]

La trempe et le revenu présentent l'avantage d'augmenter les caractéristiques de ces aciers mais présentent l'inconvénient d'augmenter la sensibilité à la corrosion. Leur résistance à la corrosion est d'ailleurs moins importante que les aciers ferritiques, hormis ceux enrichis au chrome et au nickel. Toutefois ils donnent satisfaction dans les milieux peu agressifs. [4]



Figure I.2 : Microstructure des aciers inoxydables martensitiques.

I.3.3/Aciers inoxydables austénitiques :

Les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni sont les plus répandues à travers le monde, ils représentent 80% du marché mondial des aciers inoxydables. Leur structure cristalline de type CFC (Cubiques à Face Centrées), leur attribue une grande ductilité et ténacité sur une large gamme de température. À température ambiante, ils présentent un excellent compromis résistance mécanique-allongement. Leur limite d'élasticité varie entre 350 et 400 MPa, la résistance à la rupture est supérieure à 800 MPa et l'allongement à la rupture peut atteindre 50-60%. [4]

Ces aciers ont une grande résistance à la corrosion grâce au Ni (7-26%), qui permet aussi de garder une structure austénitique même à température ambiante. En atmosphère agressive, il y a une corrosion inter-granulaire et corrosion sous tension liés à la fragilisation par hydrogène. [4]

Ils ne peuvent être durcis par trempe, mais l'écrouissage du matériau peut augmenter les propriétés mécaniques. En plus de cela, ces aciers ont une très bonne soudabilité (%C très faible), ceci facilite leur mise en œuvre.

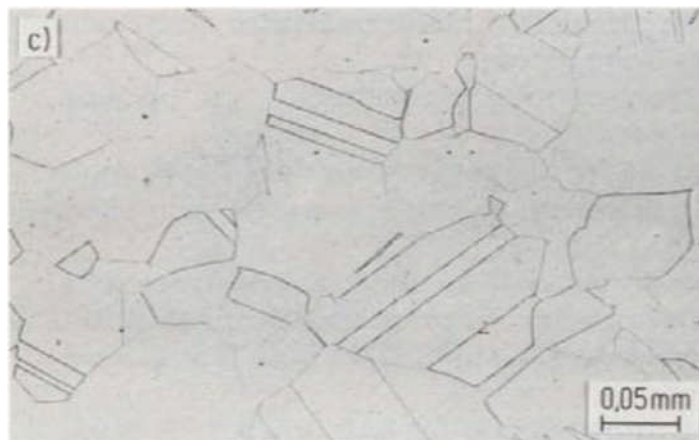


Figure I.3 : Microstructures des aciers inoxydables austénitiques.

I.3.4/Aciers inoxydables austéno-ferritiques :

Ces matériaux ont été découverts par erreur par Hochmann lors d'essais de corrosion inter granulaire sur des éprouvettes censées être en acier inoxydable austénitique [18-8], et contiennent des teneurs en chrome, molybdène et azote relativement élevées. Ces essais révélèrent que certaines résistaient mieux à la corrosion inter granulaire que d'autres, qu'elles étaient magnétiques, leur teneur en chrome était anormalement élevée et leur structure métallurgique différente de la structure uniquement austénitique.

Ces aciers sont aussi appelés aciers inoxydables duplex en raison de leur structure biphasée. Ils sont constitués d'une phase ferritique (phase α , structure Cubique Centrée) et d'une phase austénitique (phase γ , structure Cubique à Faces Centrées).

Alliant les bonnes propriétés de résistance à la corrosion des aciers ferritiques et les hautes résistances mécaniques des aciers austénitiques, ces aciers sont utilisés dans des conditions relativement agressives : industries chimique, pétrolière et maritime. [4-14]

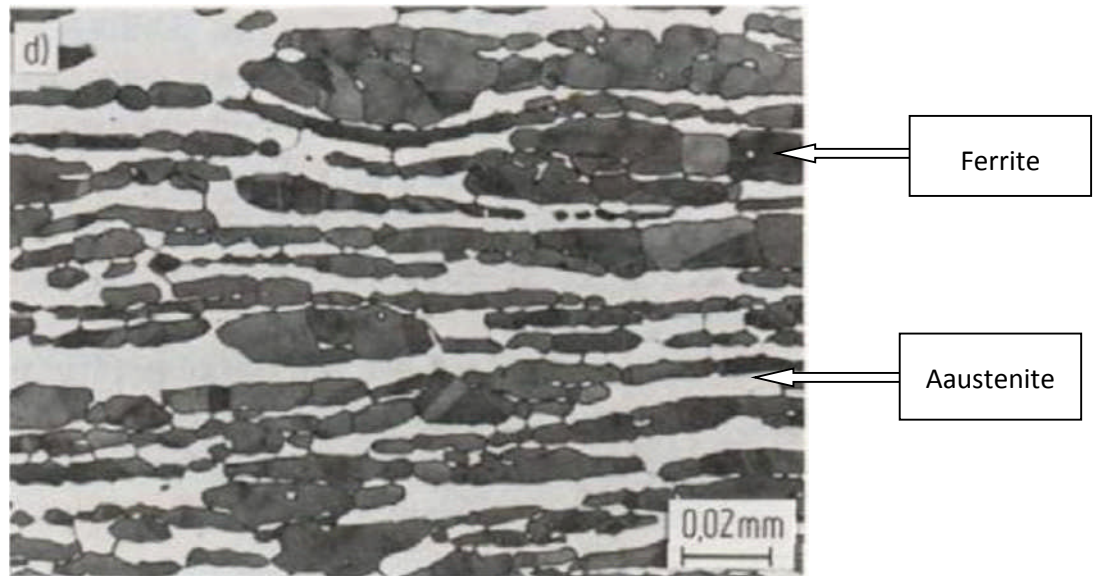


Figure I.4 : Microstructure des aciers inoxydables austéno ferritiques.
(Ferrite en sombre, austénite en clair).

I.4/Effet TRIP : Plasticité de la transformation :

Transformation Induced Plasticity (TRIP), cette expression en anglais indique que la plasticité est induite par la transformation. Mitter [5] le décrit comme un "accroissement significatif de la plasticité au cours d'un changement de phase. Pour une contrainte extérieure appliquée, dont la contrainte équivalente est petite comparée à la norme de la limite d'élasticité du matériau, une déformation plastique macroscopique se produit». Cette définition exprime que la plasticité est induite par la transformation «plasticité de transformation ». Cette transformation est la transformation martensitique, celle-ci correspond à un changement de phase particulier (austénite \rightarrow martensite) qui se produit à l'état solide et qui est à l'origine des propriétés remarquables des matériaux dans lesquels elle se produit. [6]

I.4.1/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.

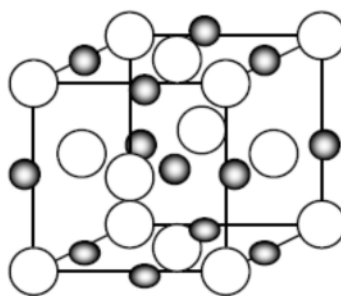
L'absence de diffusion implique non seulement que la phase mère (austénite) et la phase fille (martensite) ont la même composition chimique, mais que, de plus, la martensite hérite de l'ordre et des défauts de la phase austénitique.

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 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. [12]

I.4.2/Structures cristallographiques des deux phases :

I.4.2.1/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) (figure I. 5). [16]



Austénite γ
CFC

Figure I.5 : Structure cristalline de l'austénite

I.4.2.2/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 (**figure I.6**). 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.

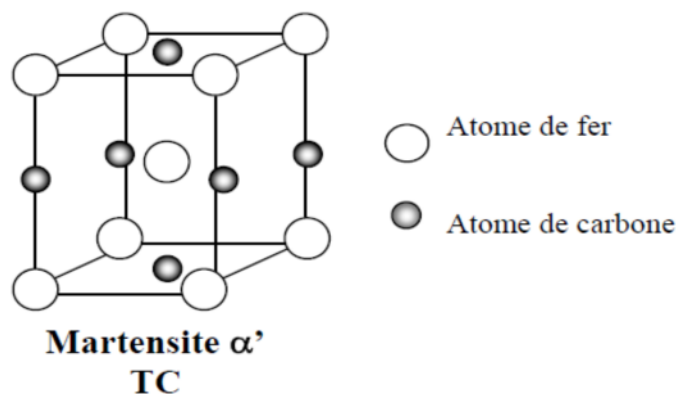


Figure I.6: Structures cristallines de la martensite

La morphologie de la martensite dépend de la composition chimique, des contraintes et des déformations locales et de l'énergie des fautes d'empilements. Elle peut être lenticulaire, sous forme de lattes, de papillons, de plaquettes et d'aiguilles plates (**figure I.7**) [12]

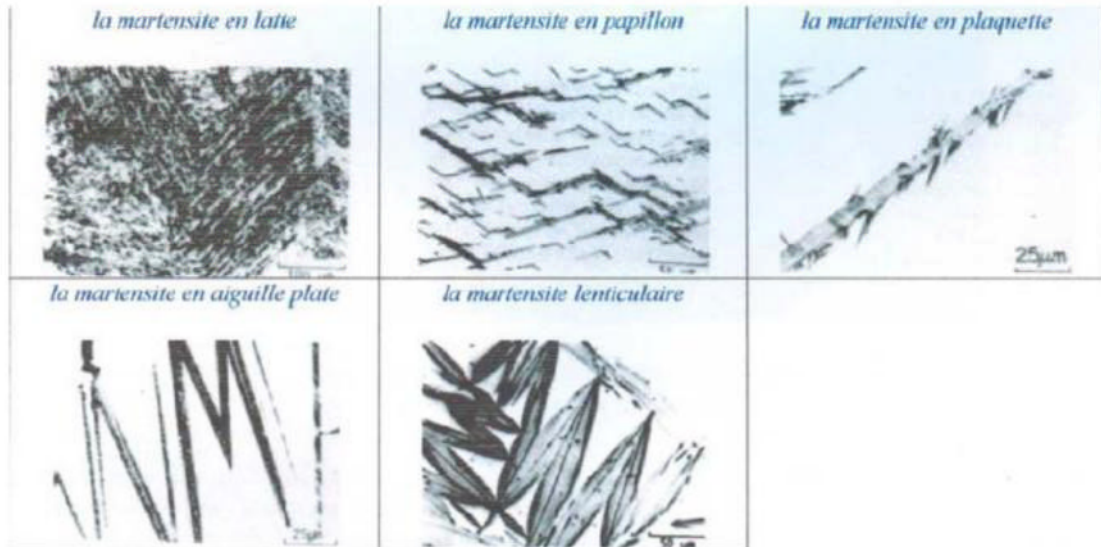


Figure I.7 : Différentes variantes de martensite

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. [12]

I.5 Mécanismes responsables du TRIP

Du point de vue microscopique, deux mécanismes permettent d'expliquer l'apparition du TRIP: le mécanisme de Greenwood-Johnson et le mécanisme de Magee. [8, 9]

I.5.1 Mécanisme Greenwood-Johnson

La première approche, proposée par De Jong et al, est basée sur le fait que la transformation martensitique $\gamma \rightarrow \alpha'$ s'accompagne d'une variation de volume. La différence de volume entre la phase mère et la phase produite crée des contraintes internes dans le matériau. La plasticité de transformation serait due alors à l'accommodation de ces contraintes internes. La contrainte externe va orienter l'écoulement suivant son sens d'application. La déformation du métal résulte alors de la superposition des champs de contrainte, interne et appliqué. Un schéma de ce mécanisme est donné par la figure I-8. [8]

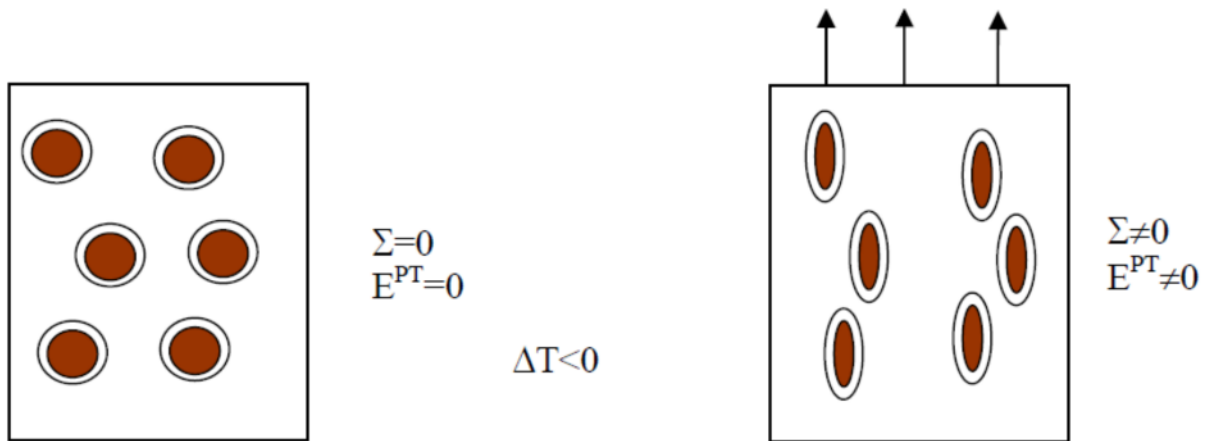


Figure I.8: Mécanisme Greenwood Johnson

I.5.2 Mécanisme de Magee

Il correspond à l'orientation des variantes de martensite sous un chargement (figure I.9). Lors d'un refroidissement sous contrainte (globale et locale) nulle, il n'existe pas de déformation de la transformation macroscopique (hormis la variation de volume) car les déformations de transformation propres à chaque variante se compensent mutuellement. La formation des variantes est équiprobable. Au contraire, lorsque le déviateur des contraintes est non nul lors du refroidissement, seules les variantes les mieux orientées par rapport au chargement vont s'activer. Il y a sélection des variantes par la contrainte (σ). Ainsi, la déformation de transformation globale (ϵ_{pt}) sera non nulle et orientée par les contraintes. [9]

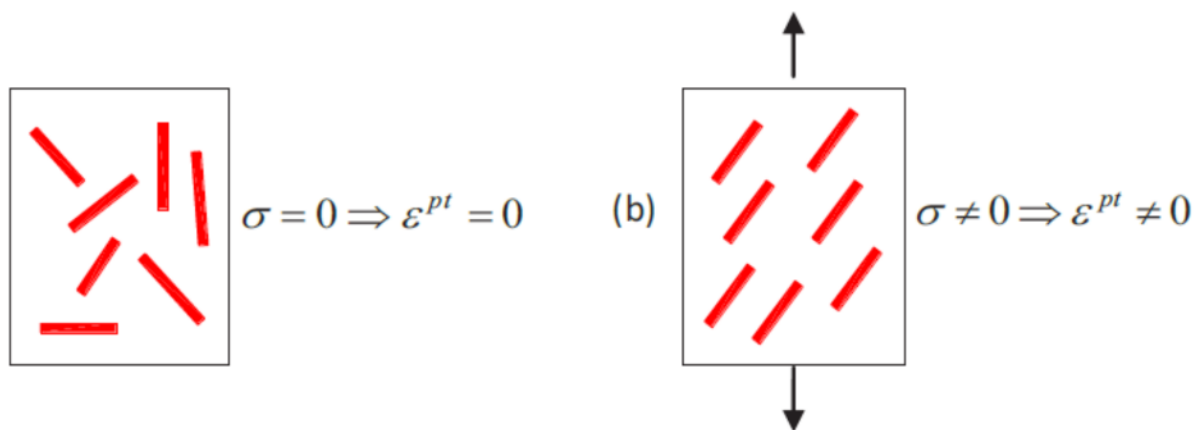


Figure I.9: Mécanisme de Magee

II.6 Etudes faites sur la plasticité de transformation

De nombreux travaux ont été menés sur l'étude expérimentale de la plasticité de la transformation. Les premières investigations importantes sur le sujet sont faites aux Etats-Unis par Porter et Rosenthal (1959). En soumettant des éprouvettes à un chargement

extérieur, durant toute la transformation, ils observent une déformation plastique macroscopique proportionnelle à la charge appliquée. Ensuite, Greenwood et Johnson (1965) constatent une relation de linéarité entre la déformation de plasticité de la transformation et de la contrainte appliquée jusqu'à des niveaux de contraintes équivalentes à la moitié de la limite d'élasticité de la phase austénitique.

D'autres travaux se sont intéressés au problème des interactions entre la transformation martensitique et les contraintes mécaniques. Les essais de plasticité de la transformation consistent à superposer un chargement thermique et un chargement mécanique. Ce dernier est appliqué au cours de la transformation et ne dépasse pas la limite d'élasticité de la phase austénitique. Il peut couvrir la totalité de la transformation, ou être appliqué durant une partie de la transformation.

Gautier et al. [10] ont travaillé sur l'effet des sollicitations thermomécaniques sur les transformations de phase. La figure I-10 représente l'allongement mesuré lors d'un refroidissement d'un acier 60NCrMo11 à différents niveaux de contraintes. Sans contrainte appliquée, il existe une dilatation relative à la transformation représentant le tiers de la variation de volume du changement de phase. La dilatation débute à la température de début de transformation M_s . Lorsqu'une sollicitation mécanique est appliquée au cours du refroidissement, la transformation martensitique se déclenche pour des températures plus élevées et la dilatation qui lui est associée est plus importante qu'à une contrainte plus faible. On constate que la dilatation se sature avec la diminution de la température.

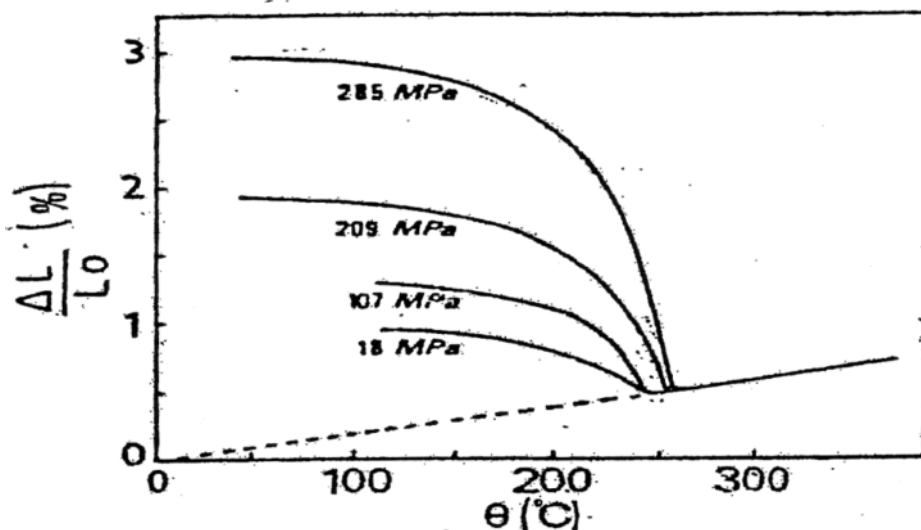


Figure I-10 : évolution de la dilatation de l'acier 60CrMo11 lors d'un refroidissement à contrainte de traction constante. [10]

Ces mêmes auteurs ont effectué les dosages de phase lors du refroidissement et ont tracé la plasticité de la transformation en fonction de l'avancement de la transformation martensitique au cours du refroidissement d'un acier Fe-20%Ni-0,5C (**figure I-11**).

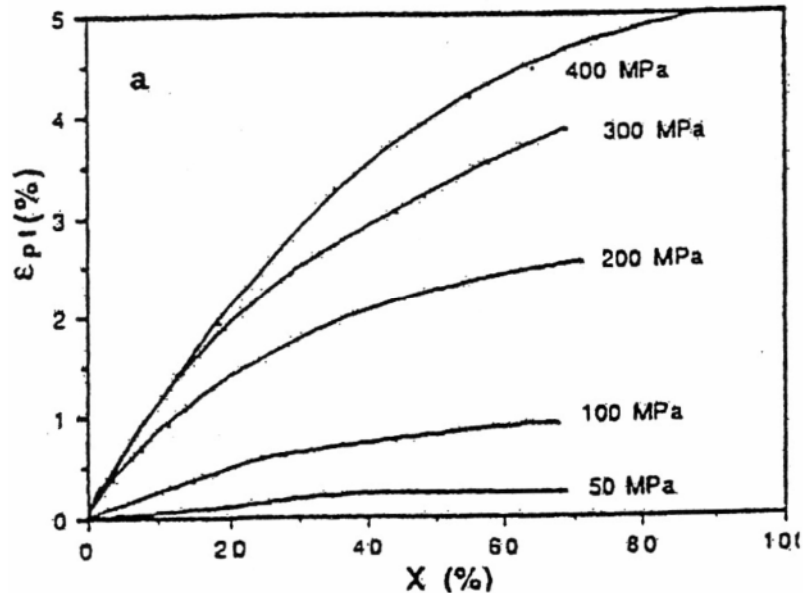


Figure I-11 : Evolution de la plasticité de la transformation au cours d'un refroidissement en fonction de la fraction de phase produite pour différents états de chargements. [10]

Ces auteurs ont remarqué que la déformation de plasticité de transformation macroscopique évolue de façon non linéaire avec la fraction de martensite formée et que lorsque la contrainte augmente, la déformation de plasticité de transformation augmente.

I.7/Aciers à 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 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 ([11-14]). Au courant de la dernière décennie, les industriels s'intéressent en particulier à l'effet TRIP des aciers faiblement alliés multiphasés pour leurs caractéristiques mécaniques remarquables.

I.7.1/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 I.12) et de traitements thermiques (figure I.13) 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 s'offre de meilleures caractéristiques mécaniques à ces aciers.

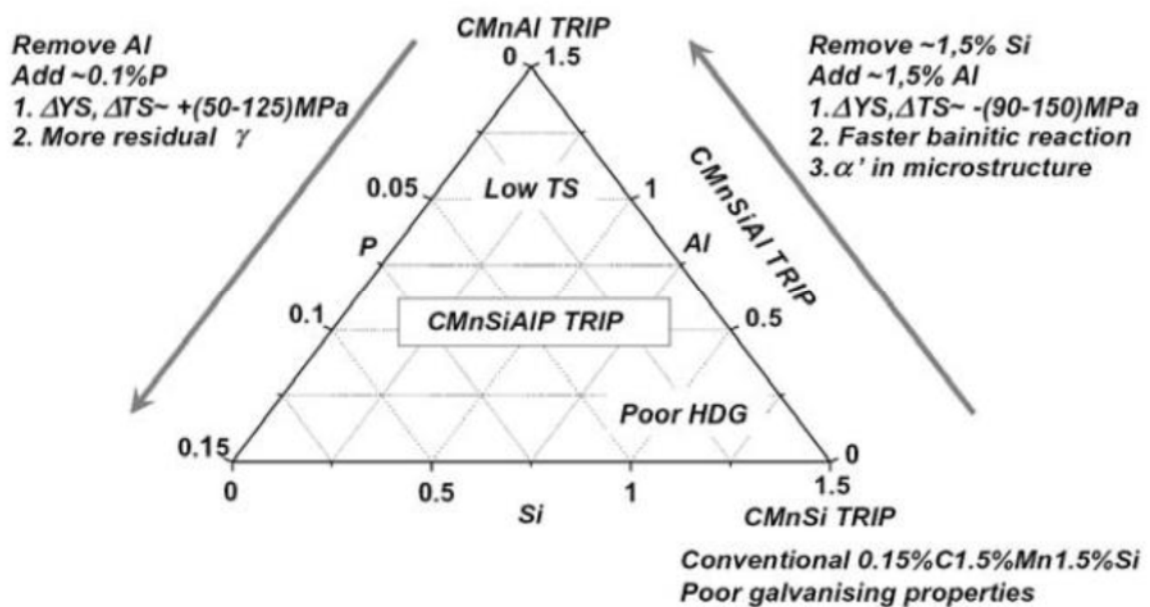


Figure I.12 : Schéma de composition chimique d'un acier faiblement allié, TRIP, présentant les principales raisons qui ont conduit à l'élaboration de nouvelles compositions

[15]

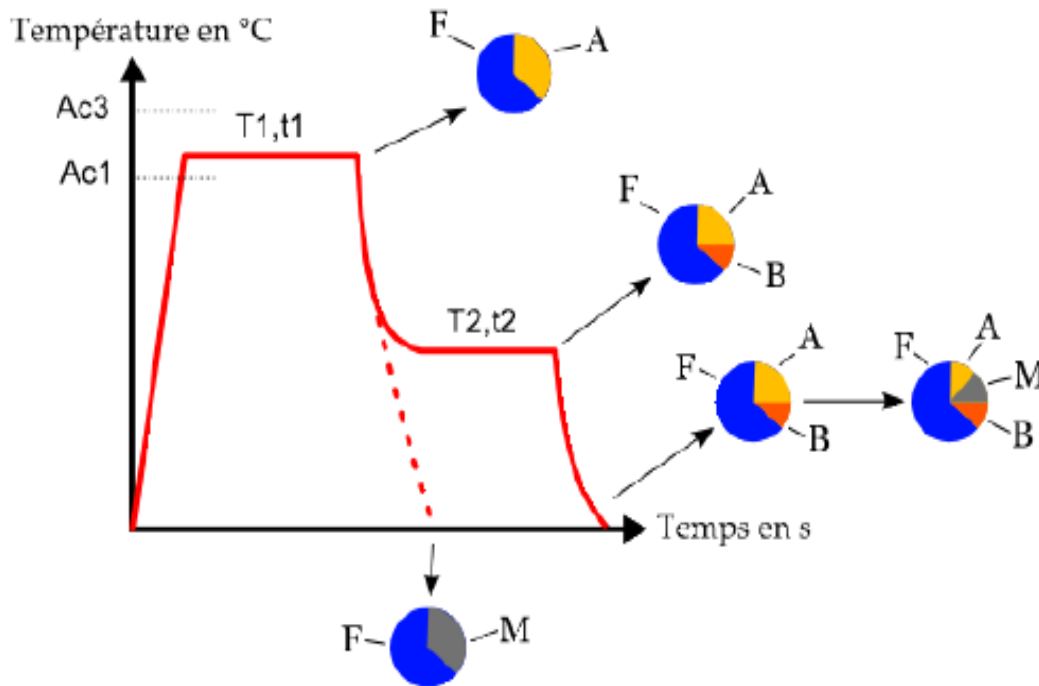


Figure I.13 : Schéma typiques du traitement thermique appliqué aux aciers multiphasés à effet TRIP

Les nuances d'aciers TRIP multi phases diffèrent par leurs compositions chimiques et leurs proportions de phases. Le tableau I.2 donne des exemples de compositions d'aciers TRIP ayant les résistances maximales de 600MPa, 700MPa, 800MPa et 1000MPa. Lors de l'élaboration, le matériau subit une succession de transformations qui lui confère différentes fractions volumiques de phases, une répartition spatiale (connexité), des dimensions caractéristiques (taille de grain, taille des lattes de bainite, etc.), une texture morphologique,

Une texture cristallographique. Les micrographies sont présentées sur la figure I.14.

TRIP	Taille de grain austénite (μm)	Composition (% pds)			Fraction de phase (%)				%C dans γ
		C	Mn	Si	γ	α	b	α'	
600	4	0.08	1.70	1.55	8	91	1		
700	3	0.16	1.60	1.60	13				
800	2-3	0.2	1.65	1.65	17	70-73	10-13		1.14
1000	1-2	0.4	1.65	1.65	30		~70		1.35

Tableau I.2 : Composition chimique – Taille des îlots d'austénite – dosages des phases – teneur en carbone de l'austénite des aciers TRIP multiphasés.

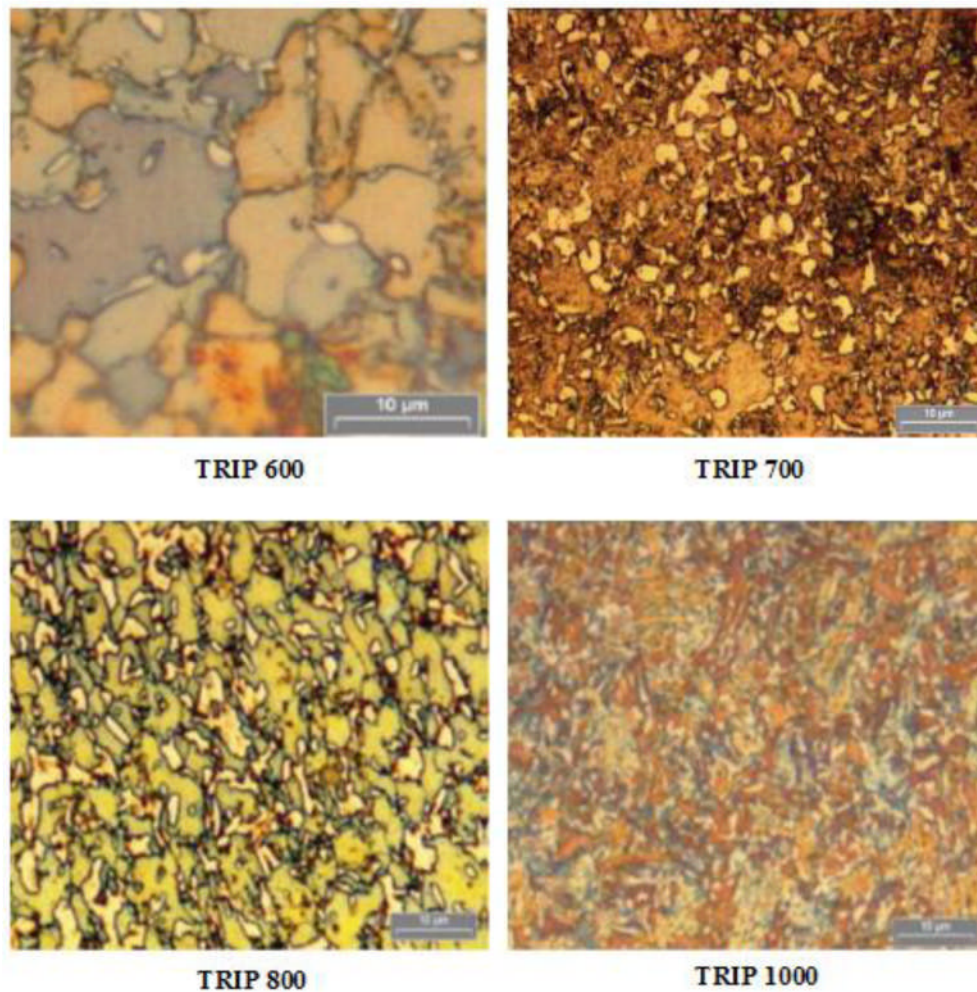


Figure I.14: Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000).

I.7.2/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. Ce 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.

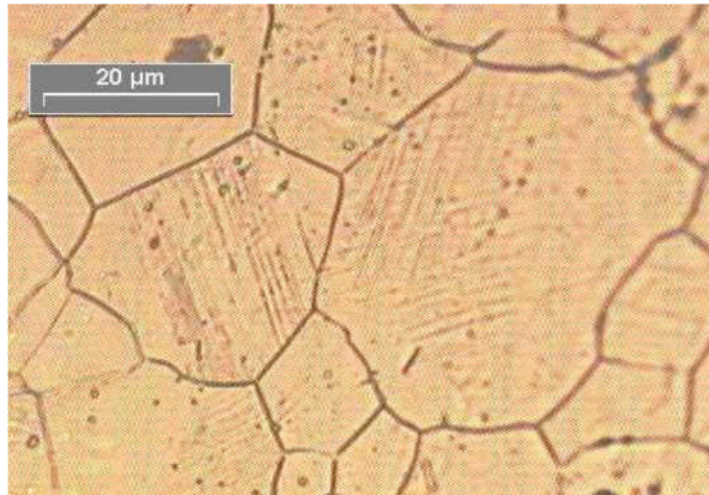


Figure I.15 : Micrographie optique de l'acier AISI304L. Apparition de la Martensite dans un grain d'austénite.

Chapitre 2

L'emboutissage

II.1/ Introduction :

L'emboutissage des pièces en tôlerie fine est un procédé très sensible vis à vis de plusieurs facteurs d'ordre physique, matériel et technologique. Cependant la maîtrise de ces facteurs permet de garantir la réalisation d'un produit selon les critères de qualité prédéfinis et permet de minimiser les rebuts.

II.2/Définition de l'emboutissage :

L'emboutissage est un procédé de formage par déformation plastique à chaud ou à froid des métaux permettant d'obtenir une forme creuse au moyen d'une presse hydraulique ou mécanique équipée d'un outillage constitué essentiellement d'un poinçon et une matrice, ces deux outils (poinçon, matrice) sont associés à un serre flan qui assure le contrôle de l'écoulement de l'écoulement de métal mis en œuvre afin d'éliminer la formation des plis sur la pièce finie.[10]

II.3/Principe de l'emboutissage: [10]

Le principe de l'emboutissage est fondé sur la déformation plastique du matériau. La déformation consiste en un allongement ou un rétreint local pour obtenir la forme voulu. Par suite de la conservation globale du volume du matériau, les zones d'étirement subissent un amincissement et les zones de rétreint subissent une combinaison d'épaississement et de plissement.

L'emboutissage se pratique à l'aide d'une presse à emboutir au moyen d'un outillage adéquat dont la configuration détermine l'effet obtenu sur le flan :

- **Outils à simple effet** : c'est la plus simple configuration, composée principalement d'une matrice et d'un poinçon. (FigII.1 a)
- **Outils à double effet** : comprend en plus de l'outil simple effet, un serre-flan (FigII.1b)

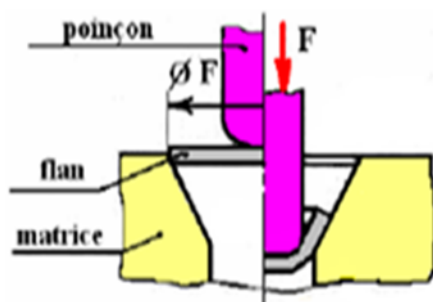


Figure II.1.a : Outil simple effet

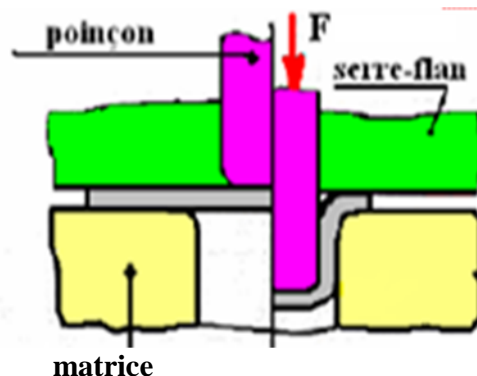


Figure II.1.b : Outil double effet

L'outillage essentiel utilisé en emboutissage comprend donc:

- Une matrice, en creux, épouse la forme extérieure de la pièce.
- Un poinçon, en relatif, épouse sa forme intérieure en réservant l'épaisseur de la tôle.
- Un serre-flan entoure le poinçon et sert à coincer la tôle pendant l'application du poinçon.

L'entrée de la de la matrice doit être très arrondie et polie pour éviter toute déchirure du métal et pour améliorer le comportement des zones de retreint ; aucun angle ne doit être vif et un parfait état de surface est indispensable : la mise au point de tels outils est une opération très spécialisée et très coûteuse notamment sur les pièces d'apparence (design).

Selon la profondeur ou la forme de la pièce, plusieurs passes dans des outils différents peuvent être nécessaires.

L'emboutissage peut aussi être pratiqué par autres méthodes, comme l'application d'un fluide à haute pression qui plaque la tôle contre la matrice. Cette pression est obtenue à l'aide d'un dispositif hydraulique ou explosif.

Sur certaines presses, la matrice peut se déplacer. De même une matrice fixe peut comporter des parties mobiles.

Le choix de procédé dépend de type de presse disponible en atelier (effort de serrage dimension), de la forme de la pièce, du matériau utilisé (acier standard, acier à haute résistance, aluminium, etc.), du nombre total d'opérations pour obtenir la pièce finie, etc.

La formabilité de l'acier est améliorée en chauffant légèrement mais il ne faut pas modifier la phase (état atomique ou la microstructure de matériau) sinon les propriétés mécaniques sont modifiées (résistance, dureté, etc.). En général, l'emboutissage est une opération de formage à froid, la matrice étant généralement refroidie pour limiter l'échauffement lié au contact.

II.4/ Presse d'emboutissage :

L'énergie nécessaire pour déformer le flan lors d'une opération d'emboutissage est fournie par presse. Cette machine-outil peut prendre différentes formes qu'on peut classer en fonction de :

- La nature de moteur : - presse mécanique.
- presse hydraulique.
- la forme du bâti : - presse à arcade ou montant droit
- Presse à col de cygne
- Le nombre de coulisseaux : simple, double, triple...

Lors du choix d'une presse, il est indispensable de considérer les principaux facteurs suivants : la nature du travail, l'énergie disponible, l'effort du serre-flan, la course, l'entretien et la mise en œuvre.

II.5/les différents tôles et formes d'emboutis :

Le procédé d'emboutissage permet de mettre en forme de nombreux matériaux que se soit des aciers, des alliages non ferreux ou des pates. Néanmoins, la mise en œuvre d'une tôle nécessitera certains réglages ou certaines actions préalables dépendant de la nature de matériau.

II.5.1/les différentes tôles:

Les techniques modernes de laminage permettent d'obtenir des tôles d'acier très minces, avec une surface propre et lisse, une structure homogène et une gamme de caractéristique mécanique adaptée aux exigences de l'emboutissage. Ces tôles sont classées en trois catégories :

- Tôle de fabrication courante (TC)
- Tôle d'emboutissage (E)
- Tôle d'emboutissage spécial (ES)

Les caractéristiques relatives à ces tôles :

Résistance à la rupture (daN/mm ²)	Allongement (%)	Dureté rockwell	
TC : Tôle de fabrication courante	42	24	65
E : Tôle d'emboutissage	38	30	57
ES Tôle d'emboutissage spécial	35	36	50

Tableau II.1:Caractéristiques de différentes catégories de tôle. [12]

Les aciers inoxydables se comportent différemment de l'acier doux en raison de la présence de Nickel et Chrome. Les vitesses d'emboutissage doivent être plus lentes pour l'acier, le métal s'écrasant plus rapidement.

a) Le Nickel et ses alliages: [11]

Il possède d'excellentes qualités d'emboutissage, le plus couramment utilisées sont ceux contenant 60 à 65% de cuivre, 20% de zinc, et 15 à 20% de Nickel.

b) Le Magnésium: [11]

C'est le plus léger des matériaux utilisés dans l'industrie. A température ambiante le magnésium ne peut être embouti que dans certaines limites. Pour réaliser des pièces

semblables à celles obtenues avec l'acier, il est indispensable de chauffer de 200 à 500°C en fonction de la qualité d'emboutis souhaités.

c) Le Titane: [11]

Ce métal se comporte comme le magnésium : les flans doivent être chauffés entre 200 et 350°C, selon qu'il s'agisse de titane pure ou d'un alliage. La matrice et le poinçon sont également chauffés pour éviter le choc thermique auquel le métal est sensible

II.5.2/les différentes formes d'emboutissage : [13]

D'une façon générale, les pièces embouties sont de forme simple : cylindrique, conique ou sphérique. Cependant, ces formes simples sont relativement difficiles à réaliser et ne sont généralement réalisables qu'à emboutissage par étapes, c'est-à-dire un emboutissage où la forme désirée n'est obtenue qu'après un certain nombre de phases successives.

a) Forme cylindrique: [13]

La forme cylindrique est facilement réalisable avec de bonnes conditions opératoires, à partir de cette forme simple, il est possible de réaliser des formes plus évoluées avec la méthode d'emboutissage dite renverser.

b) Forme conique: [13]

La forme conique ne peut être obtenue qu'après au moins 4 passes. Ce procédé permet d'obtenir des formes qu'il aurait été impossible à former en une seule passe.

c) Forme demi- sphérique : [13]

L'emboutissage d'une demi-sphère est difficile en raison de la formation de plis, mais il est possible en une seule passe, si la matrice est munie d'un bourrelet.

II.6/principaux modes de déformations en emboutissage: .[18]

Lors de la mise en forme de la tôle par emboutissage divers modes de déformations sont possibles :

II.6.1/Mode en retreint (essai de SWIFT ou L.D.R) : lorsque le flan métallique glisse librement, il n'y a pas d'amincissement du métal par emboutissage (Fig. II.2.a) c.à.d que le métal est amené à glisser entre la matrice et le serre-flan de manière à réaliser la partie droite ou jupe de l'embouti. [18]

II.6.2/Mode en expansion (essai ERICHSEN) : lorsque le flan est freiné la paroi s'amincit en même temps qu'elle s'allonge (Fig. II.2.a) c'est-à-dire que le flan est bloqué entre le serre flan et la matrice. [18]

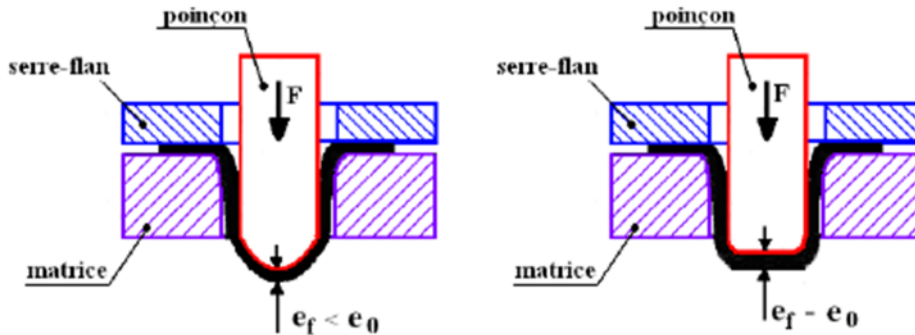


Fig. II.2.a : Mode en retreint

Fig. II.2.b : Mode en expansion

Il existe une infinité d'autres modes dépendant principalement de l'importance du glissement de la tôle sous le serre-flan. Par exemple, dans le cas de l'emboutissage d'une pièce de révolution, on voit apparaître l'évolution de différents modes de déformation le long de la pièce emboutie. [17]

Si on analyse les déformations intervenant dans une opération d'emboutissage, on détermine 3 déformations principales que l'on peut définir (figure III.3) :

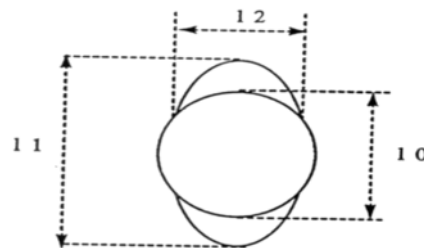


Figure II.3 : Longueurs initiales et finales

ϵ_1 est la plus grande déformation principale dans le plan de l'échantillon :

$$\epsilon_1 = (l_1 - l_0) / l_0$$

ϵ_2 est la plus petite déformation principale dans le plan de l'échantillon

$$\epsilon_2 = (l_2 - l_0) / l_0$$

Et par définition, on a : $\epsilon_1 < \epsilon_2$

ϵ_3 est la déformation principale en épaisseur :

$$\epsilon_3 = (e_1 - e_0) / e_0$$

Ces déformations sont additives, et par ailleurs nous avons la conservation du volume au cours de la déformation, c'est-à-dire :

$$\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3 = 0$$

Considérons le cas de l'emboutissage d'une coupelle (figure III.4) :

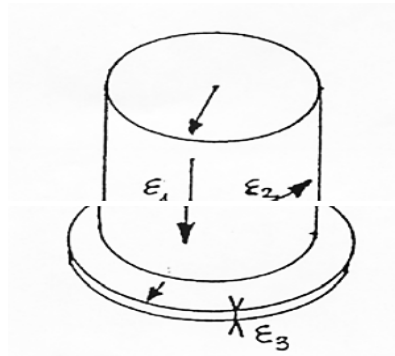


Figure II.4 : Déformations principales

Par convention :

ϵ_1 sera toujours dans le sens radial

ϵ_2 sera toujours dans le sens circumférentiel

ϵ_3 sera toujours dans le sens de l'épaisseur.

Remarque 1: La seule connaissance de ϵ_1 et de ϵ_2 permet de définir entièrement le système

Remarque 2: Le coefficient d'anisotropie normale est définie dans ce cas par $r = \epsilon_2 / \epsilon_3$

II.7/l'emboutissage en température: .[15]

Deux types procédés d'emboutissage classé selon la condition thermal existent :

II.7.1/L'emboutissage à froid :

Ce procédé consiste à former une pièce à température ambiante, elle est utilisée sur un outillage double effet comme peut être utilisé sur outillage à simple effet dans le cas où l'embouties sont peu profonds ou s'il nécessite un faible effort de serrage.

Ce type de formage permet d'obtenir une meilleure précision dimensionnelle, limite les coûts et évite la formation d'oxyde. Néanmoins, l'épaisseur des tôles à emboutir ainsi que les caractéristiques mécaniques sont à l'origine des limitations de ce procédé.

Effet, il devient nécessaire de faire un emboutissage à plusieurs passes pour les tôles à grandes épaisseurs.

A ceci il faut ajouter d'une part l'effet de l'écrouissage apparaissant lors de la mise en forme et se traduit par un durcissement structural et une baisse de la ductilité.

D'autre part, la création de contraintes résiduelles au sein de la pièce finie d'où on limite ses applications (risque de rupture par fatigue).

II.7.2/l'emboutissage a chaud :

Principalement utilisé sous presse simple ou double effet, le formage de fonds de réservoirs en acier est le plus important domaine d'utilisation. Ce procédé facilite la déformation du matériau, permet l'emboutissage de pièces profondes par chauffage. De plus les pièces finies sont de moins bonne qualité, que se soit au niveau de l'état de surface ou du dimensionnement.

Enfin, ce procédé nécessite des mises au point importantes de la sécurité.

II.8/ mesure des déformations en emboutissage: [15]

L'emboutissabilité d'une tôle, c'est à dire sa capacité à être emboutie, nécessite la connaissance de ces caractéristiques tel que :

- Ca déformabilité qui permet de comparer la réussite de l'embouti
- Les paramètres opératoires (la lubrification, la pression, les frottements, les jeux entre poinçon et matrice,...)
- Les paramètres métallographiques (état de surface du flan, orientation cristallographique,...).

Dans cette optique, il est commun de s'aider d'une petite grille tracée sur le flan. Cette grille est généralement formée de petits cercles et de carrés tendant à se déformer lors de l'emboutissage. Plusieurs procédés sont employés pour effectuer ce tracé, tel que :

- tracé à la pointe sèche.
- tracé à l'encre, à l'aide d'un tampon.
- tracé par gravure électrochimique.
- tracé à l'aide de résine ou de vernis photosensible.

De nombreux modèles ont été établis mais chacun se doit respecter trois points essentiels desquels dépendent la précision et la signification des mesures effectuées, Il s'agit de :

a/La nature :

La nature de grille la plus utilisée est celle proposée par Caillot (Fig.4), consistant en un quadrillage régulier de carrés auxquels viennent s'ajouter un réseau de cercles tangents.

D'autres motifs ont été imaginés tels que des réseaux de cercles disjoints, tangents ou enchevêtrés. Ces motifs bien que moins communs, apportent des résultats les plus satisfaisants dans le cas d'essais de rétreint pur.

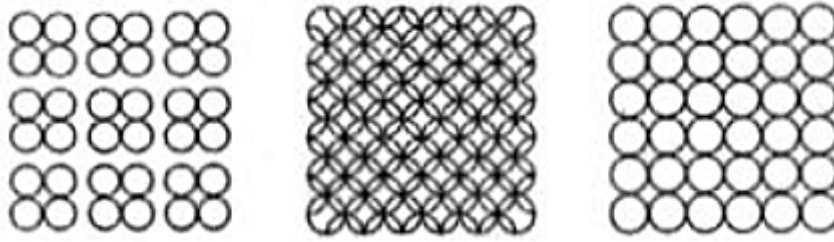


Figure. II.5: Différentes nature de grille de déformation [8]

b/Les dimensions : [16]

Les dimensions à donner aux mailles dépendent non pas de celles de la pièce mais du gradient de déformation local à un endroit critique. En effet, ces gradients sont très localisés et ne permettent pas de considérer la déformation comme homogène à l'échelle du motif. Afin de réaliser une mesure précise dans les zones critiques, il est important d'utiliser un pas de 2 à 5mm. Un pas supérieur conduirait à une étude sans grande contenance.

c/La position : [16]

La position de la rupture est primordiale si l'on souhaite étudier de manière réaliste une rupture. Cette scission doit prendre naissance dans le cercle et passer par son centre. Lors de la déformation du flan, la grille de Caillot entraîne la création de parallépipèdes et d'ellipses (figure. II.9).

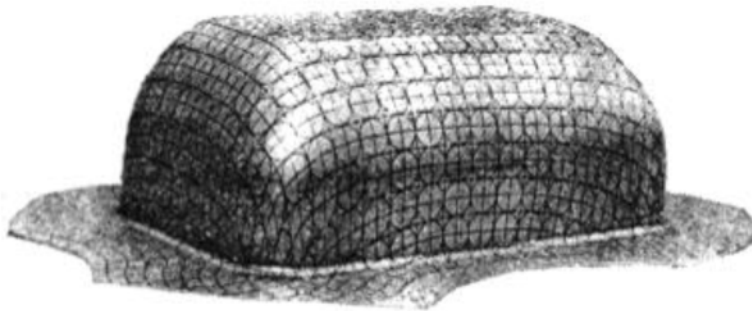


Figure. II.6: Exemple de grille déformée

De la direction et de la mesure des axes d'une ellipse, on peut déduire la direction et la grandeur des deux déformations principales au centre du cercle. De par ces déformations, on détermine les allongements et les trois déformations principales.

II.9/Les modes de déformations en emboutissage : [16]

L'étude des déformations à l'aide de ces grilles ont permis de mettre en évidence les différents modes de déformations existant lors d'un emboutissage (fig.6), et de tracer la courbe limite de formage (fig.7), On distingue principalement.

1. L'expansion bi-axiale
2. L'expansion symétrique.
3. La déformation plane.
4. L'allongement uni axial.
5. La distorsion pure.
6. La compression pure.
7. Le rétreint.
8. Le pliage sous tension.

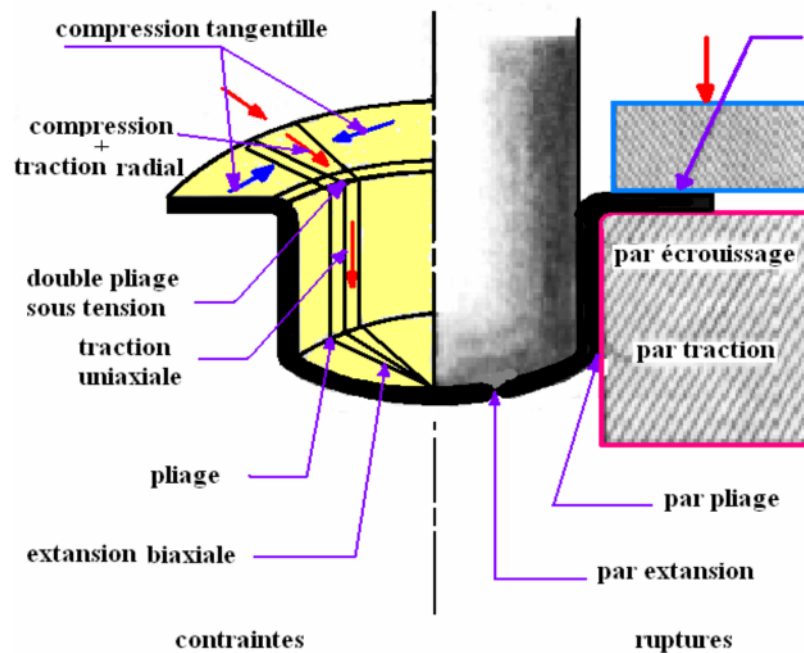


Figure. II.7: Mode de déformation

II.10/Les critères d'emboutissabilité: [10]

L'étude de l'emboutissage suivant l'aspect métallurgique tend à mettre en évidence une relation générale entre l'influence des caractéristiques du métal et les performances obtenues sur presse. On parle dans ce cas des critères d'emboutissabilité, de la taille des grains, de la structure cristallographique ainsi que des éléments constitutifs du métal.

Ces critères ont pour but de juger l'aptitude d'une tôle à subir les différentes déformations possibles d'emboutissage. On considère deux types de critères :

II.10.1/Les critères conventionnels : [10]

Ce sont les plus rapides et les moins coûteux à mettre en œuvre car il s'agit de simples essais sur le flan tendant à reproduire autant que possible les déformations survenant sur

presse. On utilise principalement les essais de traction et de dureté pour déterminer des caractéristiques indispensables du métal. Les matériaux pour emboutissage, doivent posséder une résistance à la rupture très élevée pour résister à la traction uniaxiale, une limite élastique faible des allongements importants et une faible résistance à la compression tangentielle sous le serre flan (c'est à dire une bonne aptitude au rétreint).

II.10.2/ Les critères rationnels : [10]

Ce sont les plus difficiles et les plus coûteux à déterminer mais ce sont eux qui offrent le meilleur jugement face à l'emboutissabilité d'une tôle. Il en existe deux : les coefficients d'écrouissage « n » et d'anisotropie « r ». **Le coefficient d'écrouissage n** : il est lié à la consolidation du matériau. Rappelons que l'écrouissage augmente la résistance à la rupture ainsi que la limite élastique qui se rapproche ainsi de la résistance à la rupture.

a) Le coefficient d'écrouissage n : [14]

Il est lié à la consolidation du matériau. Rappelons que l'écrouissage augmente la résistance à la rupture ainsi que la limite élastique qui se rapproche ainsi de la résistance à la rupture.

b) L'anisotropie r : [14]

Du fait de l'orientation préférentielle des cristaux, la tôle ne possède pas les mêmes propriétés mécaniques suivant la direction considérée. Il en résulte aussi une perte de l'équilibre des déformations entre la largeur et l'épaisseur lors d'un essai de traction uni axiale.

Les dimensions à donner aux mailles dépendant pas de celles de la pièce mais du gradient de déformation local à un endroit critique. En effet, ces gradient sont très localisés et ne permettant pas de considérer la déformation comme homogène à l'échelle du motif. Afin de réaliser une mesure précise dans les zones critiques, il est important d'utiliser un pas de 2 à 5mm. Un pas supérieur conduirait à une étude sans grande contenance.

La position de la rupture est primordiale si l'on souhaite étudier de manière réaliste une rupture. Cette scission doit prendre naissance dans le cercle et passer par son centre. Lors de la déformation du flan, la grille de caillot entraîne la création de parallélépipèdes et d'ellipses (figures. II.5)

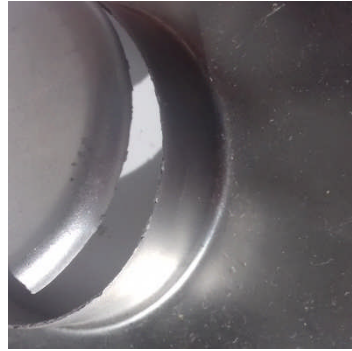


Figure. II.8: Exemple d'une grille déformée

De la direction et de la mesure des axes d'une ellipse, on peut déduire la direction et la grandeur des deux déformations principales au centre du cercle. De part ces déformations, on

II.10.3/Influence de la structure des tôles: [14]

Les tôles minces sont des agrégats poly cristallins. Leur emboutissabilité, de même que l'ensemble de leurs caractéristiques, dépend pour une grande part de ces agrégats.

Influence de la taille des grains :

La taille des grains est l'un des paramètres les plus importants, en effet elle agit sur la limite d'élasticité et la résistance à la traction qui sont des critères (conventionnels) de l'emboutissabilité.

Ainsi, plus la taille des grains est importante, l'emboutissabilité de la tôle sera meilleur. Il faut cependant noter que si les grains sont trop importants, un défaut de surface apparaît. Il est appelé « peau d'orange (Figure. II.6)» et se caractérise par une surface floue et onduleuse.

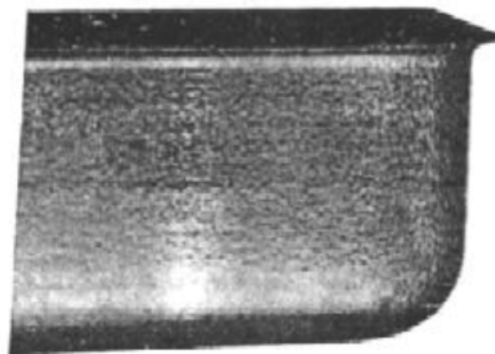


Figure. II.9:Aspect peau d'orange

II.11/Principaux défauts des pièces embouties: : [18]

Le procédé d'emboutissage est un procédé complexe, ceux qui conduits à la rencontre de plusieurs défauts sur des pièces embouties, qui sont soit des défauts d'aspect, soit des défauts structurels et géométriques. Dans ce cas les critères d'acceptation sont divers.

Divers défauts peuvent apparaître sur les pièces obtenues par mise en forme. Certains phénomènes apparaissent au cours de l'opération de mise en forme (striction localisée, rupture et plissement). D'autres apparaissent juste à la fin (retour élastique).

On peut citer également d'autres phénomènes. Par exemple, les ondulations au bord (cornes d'emboutissage), qui sont dues à la texture initiale de la tôle. Également, la rupture différée, caractérisée par la formation de fissures sur la pièce finale après un certain temps, allant de quelques heures à plusieurs jours, et qui apparaît sur certaines nuances d'aciers à très haute résistance.

Pour étudier tous ces phénomènes, une caractérisation expérimentale est nécessaire permettant de mettre en évidence le comportement du matériau lors des différentes séquences de chargement. Les essais rhéologiques sont souvent utilisés pour définir l'état de contrainte en fonction de l'histoire de déformation. Ces essais doivent couvrir au moins les principaux trajets de déformation rencontrés au cours de la mise en forme de la tôle.

Dans la plupart des applications industrielles, ces trajets sont souvent non proportionnels et complexes (trajets fortement non-linéaires).

Comme le montre la figure (II.13) par exemple, lors du passage de la tôle par le rayon de courbure de l'outil, sur la partie supérieure de la tôle on passe d'une traction à une compression, tandis que sur la partie inférieure c'est l'inverse qui se produit.

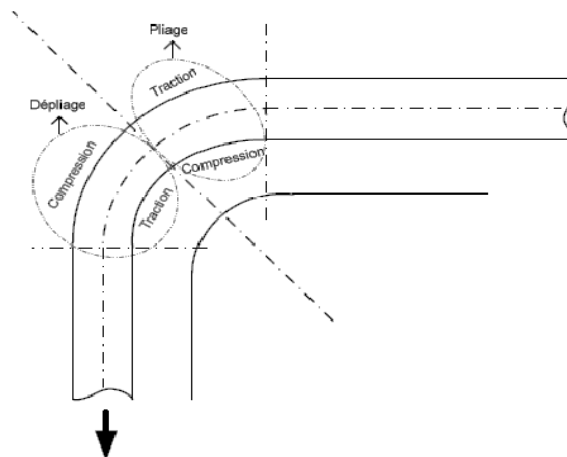


Figure II.10: Changement du trajet de déformation au cours de passage de la tôle par le rayon de courbure de l'outil

La déformation en traction étant plus " facile " que la déformation en compression

La fibre neutre se déplace vers l'intérieur du pli quand le rayon diminue :

Dans le pli, on constate :

- une réduction d'épaisseur d'autant plus que $R \ll e$
- un élargissement au niveau du pli.
- Le foisonnement.

Pour éviter la fissuration au niveau du pli, il faut vérifier que l'allongement de la fibre extérieure ne dépasse pas l'allongement de la rupture des matériaux.

On effectue le rapport entre la longueur de la fibre neutre et la longueur de la fibre extérieur.

II.11.1/Formation des plis: : [17]

On appelle plis les ondulations de tôle résultant d'un flambement local à un champ de contrainte de compression. Généralement associé à des contraintes de rétreint, ils peuvent aussi apparaître dans les zones de la tôle qui momentanément ne sont en contact ni avec le poinçon ni avec la matrice que sous le serre-flan. Ils peuvent résulter aussi bien des contraintes de formage proprement dites que des contraintes résiduelles libérées après retrait du poinçon et extraction de la pièce hors de la matrice.

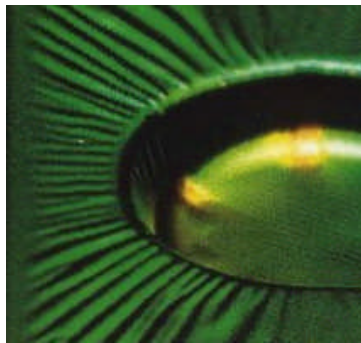


Figure II.11: Formation des plis

II.11.2/Striction (rupture): [18]

La rupture se produit Généralement dans les zones de l'embouti sollicités en expansion ou en traction plane. Son apparition signifie en fait que les déformations locales en dépassé la capacité d'allongement plastique du métal. L'absence de rupture n'est cependant pas suffisante pour garantir la réussite de l'embouti.

La striction, amincissement localisé de la tôle juste avant rupture, constitue également un motif de rebus. Parfois difficile à déceler elle s'accompagne généralement d'une granulosité (parfois de type peau d'orange) plus forte en périphérique.

Elle peut aussi apparaître sous l'aspect de chanfreins sur les rayons les plus petits, associés à des débuts d'entailles dans la matière.



Figure II.12:Striction (déformation)

II.11.3/Aspect de surface: [17]

Les défauts d'aspect peuvent être classés en deux catégories :

- Les défauts accidentels (picots, rayures, marquages divers) liés à des incidents survenus au cours de la manipulation des pièces comme au cours du formage et dont la prévention passe par une préparation et un entretien soignés de l'ensemble des moyens de production (propreté des outils, manipulateurs et palettes de stockage adaptées).
- Les défauts systématiques liés à une hétérogénéité de déformation ou glissement du métal sur le rayon d'entrée de la matrice résultant directement des choix opérés lors de la conception de la gamme et dont l'acceptabilité repose sur la non visibilité des zones correspondantes sur le produit fini.

II.11.4/ le retour élastique: [17]

Le retour élastique qui se produit après le retrait de poinçon est inhérent à de nombreux procédés de mise en forme. Il conduit à un écart géométrique entre la forme désirée et la pièce réelle obtenue après fabrication. Ce phénomène est d'autant plus marqué que la limite d'élasticité du métal est plus élevée et son module d'élasticité plus faible. Il se traduit généralement par une augmentation des rayons de courbure d'autant plus grande que ce rayon est grand, une ouverture des angles et un raccourcissement des fibres sous tension dans l'outil. Le retour élastique engendre une distribution de contraintes résiduelles qui entraînent des écarts géométriques du fait d'une redistribution de l'énergie emmagasinée lors du chargement. Ces écarts peuvent être minimisés par une mise au point méticuleuse des outils.

Le retour élastique se manifeste sur les pièces pliées, sur cylindriques (diamètre intérieur de la pièce supérieur au diamètre du poinçon) et sur les pièces de grandes dimensions peu déformées.

Ce phénomène est facilement vérifiable à l'aide d'un essai de traction à déformation contrôlée. En effet, si l'essai est arrêté avant la rupture de l'éprouvette, et que la contrainte est suffisante pour dépasser la limite élastique, la longueur de l'éprouvette est supérieure à la longueur initial et inférieure à la longueur atteinte à la fin de l'essai. L'éprouvette a subi un retour élastique correspondant à la déformation qu'elle a subi avant sa limite.

Afin d'atténuer ce phénomène, il est courant de recourir à certains artifices tels que la frappe du rayon, l'étirage en fin de gamme ou le maintien prolongé du poinçon est elle-même élevée (cas des aciers inoxydables par rapport aux aciers doux).

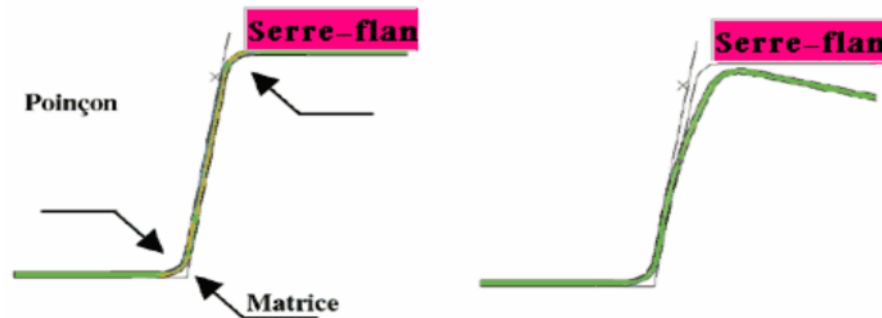


Figure II.13: Retour élastique

En réalité l'augmentation de la force de frottement de la pièce de corne pendant l'opération de la mise en forme, comme il a été mentionné auparavant, augmente les contraintes et automatiquement elle provoque l'augmentation du retour élastique

Par conséquent, le retour élastique est plus grand pour un rayon plus grand de matrice que c'est dû aux contraintes de pliage localisé au coin de tôle.

Quand la tôle est pliée avec un petit rayon, le métal au dessous du poinçon est soumis à une contrainte qui dépasse la limite élastique pour l'épaisseur entière de la tôle. Cet agrandissement de la zone plastique produit une réduction de l'angle de retour élastique

II.12/Les aspects opératoires influençant sur l'opération d'emboutissage:

[10]

Lors de l'emboutissage d'une pièce, que ce soit en laboratoire ou en industrie, plusieurs paramètres permettent d'aboutir à un embouti de bonne qualité.

- Le jeu entre le poinçon et la matrice :
- Le rayon sur la matrice :

- Le rayon sur le poinçon :
- La vitesse d'emboutissage
- La pression du serre-flan :
- L'effort d'emboutissage :

A ces paramètres, il faut ajouter la lubrification, la taille optimale de la tôle ainsi que son épaisseur.

II.12.1/Paramètres lié à la presse

a) Le jeu entre le poinçon et la matrice : [13]

Lorsque le jeu entre le poinçon et la matrice est théoriquement égal à l'épaisseur de la tôle, il se produit une augmentation de l'épaisseur de la paroi. L'augmentation de ce jeu a une influence favorable sous l'effet du poinçon mais entraîne certains inconvénients tels que :

- La détérioration du profil de la paroi.
- Déviation du poinçon entraînant la formation de languettes sur le bord de l'embouti.
- Apparition de plis sur la paroi de l'embouti.

Inversement, si l'épaisseur du flan est plus grande que le jeu qui existant entre le poinçon et la matrice, il se produit un écrasement et un amincissement indésirables de la paroi. Le calcul de jeu est basé sur la formule suivante :

$$J = e_M + \Delta e_0$$

e_M : épaisseur maximale de la tôle.

e_0 : épaisseur engendré par le retreint

b) Le rayon sur la matrice : [13]

Ce paramètre a une très grande importance autant pour la qualité de l'embouti que pour la répartition des forces. En effet, on comprend parfaitement que dans les deux cas extrêmes ci-dessous, l'emboutissage n'est pas fiable.

Pour $r = 0$ on a un déchirement du flan et pour $r = \frac{(D-d)}{2}$ on a la formation de plis.

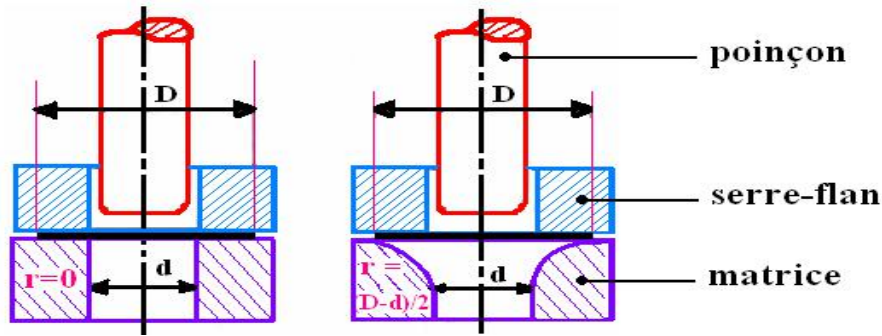


Figure II.14: Variation de l'arrondi sur la matrice

Afin de déterminer le rayon efficace, on utilise la relation de Kaczmarek concernant la première passe :

- Pour l'acier :
$$r = 0,8 \cdot [(D - d) \cdot e]^{1/2}$$

r : rayon de la matrice
 D: diamètre du flan (mm)
 d₁ : diamètre de l'embouti (mm)
 e : épaisseur du flan (mm).

Pour les passes suivantes on a :
$$r_n = \frac{d_{n-1} - d_n}{2}$$

c) Le rayon sur le poinçon (R_p) :

La partie de la tôle qui se trouve en contact avec le rayon trop faible de poinçon subie une diminution d'épaisseur (1), après emboutissage, le défaut se retrouve sur la surface latérale de l'embouti (2) (fig.16). le rayon (R_p) est limite entre 5e et 10e

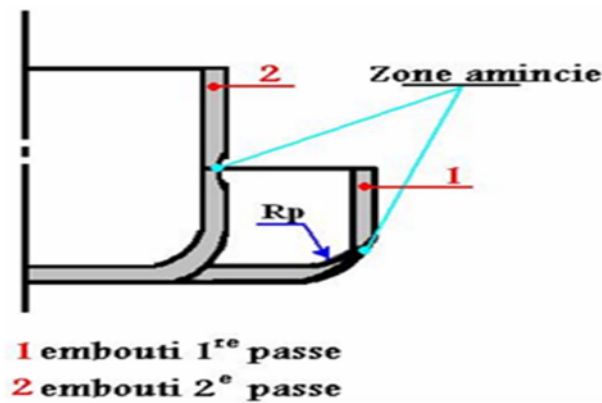


Figure II.15: le rayon sur le poinçon

d) La vitesse d'emboutissage : [16]

Elle se définit comme la vitesse du poinçon au moment de l'attaque de la tôle. Une vitesse trop faible, tend à générer un écrouissage trop important sur le métal, le rendant moins malléable. Une grande vitesse tend à empêcher la propagation de la force du poinçon jusqu'au niveau du flan. Cette altération pouvant alors se traduire par une rupture du flan.

D'après BLISS, il existe une vitesse optimale pour chaque métal .ces vitesses sont reportés dans le tableau II.3.

Matériau	Vitesses (mm/s)
l'acier	200
le zinc	200
les aciers doux	280
l'aluminium	500
le laiton	750

Tableau II.2: vitesses d'emboutissage pour différent matériaux

e) La pression de serre flan : [13 - 16]

Le serre flan joue un rôle principal dans la régulation d'écoulement du métal en exerçant une force de serrage prédéfini de support. La force de serrage assure une force retenant, qui commande l'écoulement du métal dans la matrice.

Pendant la déformation du métal, la force retenant a deux composants, déformation de recourbement et frottement. Noter que la charge et la décharge du serre flan (la force F) est actionnée indépendamment Cette force a un effet évident sur le retour élastique.

Le rôle du serre flan consiste à empêcher la formation de plis sur le rebord du flan en exerçant une pression appropriée. La présence du serre flan ne s'impose que si $d < 0,95 \cdot D$ ou $e < 0,2 \cdot (D - d)$.

Dans la pratique, il faut que le serre flan soit bien trempé et rectifié. La pression est réglée à l'aide de clés dynamométriques, de ressorts ou de caoutchouc, en fonction de l'aspect de l'embouti :

- Si la paroi est sans plis et d'aspect brillant, la pression est adaptée.
- Si la paroi est bonne mais que les bords supportent des marques de dentures, c'est que la pression est trop faible.

Se produit un déchirement lors de la descente du poinçon, c'est que la pression est trop importante.

Ainsi, pour un embouti cylindrique de diamètre **d** et de flan de diamètre **D**, l'effort du serre flan pour différents matériaux est déterminée par la formule simplifiée suivante :

$$F_s = p \cdot (D^2 - d^2) \cdot \frac{\pi}{4} \text{ (daN)}.$$

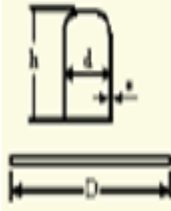
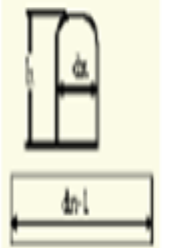
Avec : p est la pression spécifique déterminée d'après le **tableau II.4**

Matière (flan)	P (daN/cm ²)
Acier doux	25
Acier inoxydable	20
Aluminium	12
Laiton	20
Duralumin	16

Tableau II.3 : pression spécifique

f) L'effort d'emboutissage : [16]

L'effort nécessaire pour emboutir des pièces cylindriques dépend tout d'abord des diamètres de l'embouti et du flan primitif, de l'épaisseur et du type de matériau. Il dépend également de la pression de serre-flan, de la vitesse d'emboutissage, de rayon de la matrice, du jeu entre poinçon et matrice et de la lubrification. On pratique pour les pièces cylindriques, l'effort est déterminé d'après le **tableau II.5**:

Opération	Effort (N)	Energie (J)	Observations																					
<p>Pièces cylindriques</p> <p>1) 1^{re} passe</p> 	$F_E = K \cdot \pi \cdot d \cdot e \cdot R$ Cet effort s'applique au $\frac{1}{3}$ de la hauteur de l'embouti à partir du fond	$WE = \frac{K_1 \cdot h \cdot F_E}{1000}$	<table border="1"> <tr> <td>d/D</td> <td>0,55</td> <td>0,6</td> <td>0,65</td> <td>0,7</td> <td>0,75</td> <td>0,8</td> </tr> <tr> <td>k</td> <td>1</td> <td>0,86</td> <td>0,72</td> <td>0,60</td> <td>0,50</td> <td>0,40</td> </tr> <tr> <td>k₁</td> <td>0,80</td> <td>0,77</td> <td>0,74</td> <td>0,70</td> <td>0,67</td> <td>0,64</td> </tr> </table> <p>Remarque : si k et k₁ ne se trouvent pas dans ce tableau, on les détermine par la méthode d'interpolation linéaire.</p>	d/D	0,55	0,6	0,65	0,7	0,75	0,8	k	1	0,86	0,72	0,60	0,50	0,40	k ₁	0,80	0,77	0,74	0,70	0,67	0,64
d/D	0,55	0,6	0,65	0,7	0,75	0,8																		
k	1	0,86	0,72	0,60	0,50	0,40																		
k ₁	0,80	0,77	0,74	0,70	0,67	0,64																		
<p>2) n-ième passe</p>  <p>h = hauteur</p>	$FE_n = 0,5 F_{E',n-1} + Q \cdot d_n \cdot \pi \cdot e \cdot R$ (RPR : Résistance à la traction de la tôle)	$WE = \frac{K_1 \cdot h \cdot F_E}{1000}$	<table border="1"> <tr> <td>d_n/d_{n-1}</td> <td>0,70</td> <td>0,75</td> <td>0,80</td> <td>0,85</td> </tr> <tr> <td>Q</td> <td>0,80</td> <td>0,60</td> <td>0,50</td> <td>0,35</td> </tr> </table>	d _n /d _{n-1}	0,70	0,75	0,80	0,85	Q	0,80	0,60	0,50	0,35											
d _n /d _{n-1}	0,70	0,75	0,80	0,85																				
Q	0,80	0,60	0,50	0,35																				

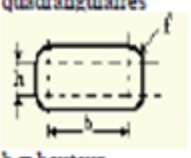
Emboutissage	Pièces ovales ou quadrangulaires à grands rayons de coins.	comme pièces cylindriques en remplaçant πd par le périmètre et en prenant pour valeur de k , dans les tableaux de la colonne «observations». Celle ne correspondant pas à d/D mais à $1,13 \sqrt{\frac{s}{S}}$ avec s section du poinçon et S surface du flan	comme pièces cylindriques	
	Pièces quadrangulaires  $h = \text{hauteur}$ $L = 2(a + b)$	$F_E = e.R_r(2k_A r + k_B L)$ L'effort max. s'applique au 1/3 de la hauteur de l'embouti	$WE = \frac{0,7 h F_E}{1000}$	- $K_A = 0,5$ pour les emboutis peu profonds = 2 pour les emboutis dont $h = 5$ à $6r$ - $K_B = 0,2$ pour un jeu important et pas de SF = 0,3 à 0,5 si écoulement facile et faible SF = 1 si fortes pressions SF
	Pièces quelconques	$FE = p.e.R_r$	$WE = \frac{h F_E}{1000}$	

Tableau II.4 : calcul des efforts et énergies nécessaires pour une opération d'emboutissage

II.12.2/ Paramètres liés à la tôle

a) La taille de la tôle :

Il est important de déterminer la taille du flan primitif pour d'une part économiser la matière et d'autre part faciliter l'emboutissage. Une lubrification adaptée facilite l'écoulement de la tôle entre la matrice, le serre-flan et le poinçon. **Remarque** : dans le cas d'un poinçon de petit rayon, il est préférable de ne pas lubrifier voir même d'augmenter la rugosité du poinçon afin d'éviter une forte déformation par expansion localisé.

b) La lubrification :

Parmi les techniques permettant de maîtriser le frottement, l'adhésion et l'usure entre deux corps, la lubrification est certainement la plus courante et la plus anciennement pratiquée.

Elle consiste à intercaler entre les deux corps, un troisième corps de faible scission et de contrainte de rupture faible.

Ainsi, une lubrification adaptée facilite l'écoulement de la tôle entre la matrice, le serre-flan et le poinçon.

Cependant, la lubrification de la partie centrale du flan a un effet néfaste. On peut expliquer ce phénomène par le fait que lubrifier diminue l'adhérence entre le poinçon et les parois de l'embouti. L'effort est alors concentré sur le fond de l'embouti à proximité duquel il y a rupture. C'est pour cette raison qu'il n'est utile de lubrifier que la face du flan opposée au poinçon. Dans le cas d'un poinçon de petit rayon, il est préférable de ne pas lubrifier voir même d'augmenter la rugosité du poinçon afin d'éviter une forte déformation par expansion localisée. [18]

II.12.3/ la température:

Une petite variation de la température nous permet de garder les propriétés de matériau indépendant d'elle. Le comportement des tôles métalliques dans la mise en forme (SMF) est souvent affecté par la température, La résistance des métaux diminue quand ils sont chauffés

II.13/ Conclusion:

Dans ce chapitre, après avoir défini le procédé d'emboutissage et montré l'importance de ce procédé parmi les autres procédés de mise en forme, nous avons mis en clair tout ce qui concerne le procédé d'emboutissage industriel.

En premier, une description des modes du procédé, des matériaux emboutissables, du comportement du matériau lors de l'opération d'emboutissage et des différentes formes des pièces embouties, a été faite. Ensuite, nous avons montré les différentes caractéristiques du procédé telles que : les modes de déformation lors de l'opération du procédé et leur mesure, les différents essais du procédé, l'aspect métallurgique et les différents paramètres entrant en jeu liés aux outils et à la tôle.

Chapitre 3
Matière première
et techniques
expérimentales

III.1/Introduction :

Comme déjà abordé dans le deuxième chapitre plusieurs paramètres peuvent influencer sur la qualité de l'emboutissage, cette partie expérimentale sera consacré à discuter les résultats obtenus après variation de deux paramètres d'emboutissage qui sont la profondeur d'emboutissage et le rayon de poinçon.

Notant que le dispositif utilisé pour la réalisation de l'opération d'emboutissage est conçu avec le logiciel Solid Works et réaliser sur le machine de tournage et de frilage dans le hall technologique de OUED AISSAI.

III.2/Matériau de l'étude :

Le matériau de notre étude est un acier inoxydable entièrement austénitique de type 304L. Le (L) signifie que l'acier à une faible teneur en carbone. Suivant la norme AFNOR sa désignation est X2CrNi18-9. Le matériau nous a été livré sous forme de tôle de 0.8 millimètres d'épaisseur.

La figure ci-dessous représente la micrographie de l'acier inoxydable entièrement austénitique

AISI 304L à l'état initial, obtenue après la réalisation du polissage et attaque chimique (attaque électrolytique). On y observe des grains entièrement austénitiques.

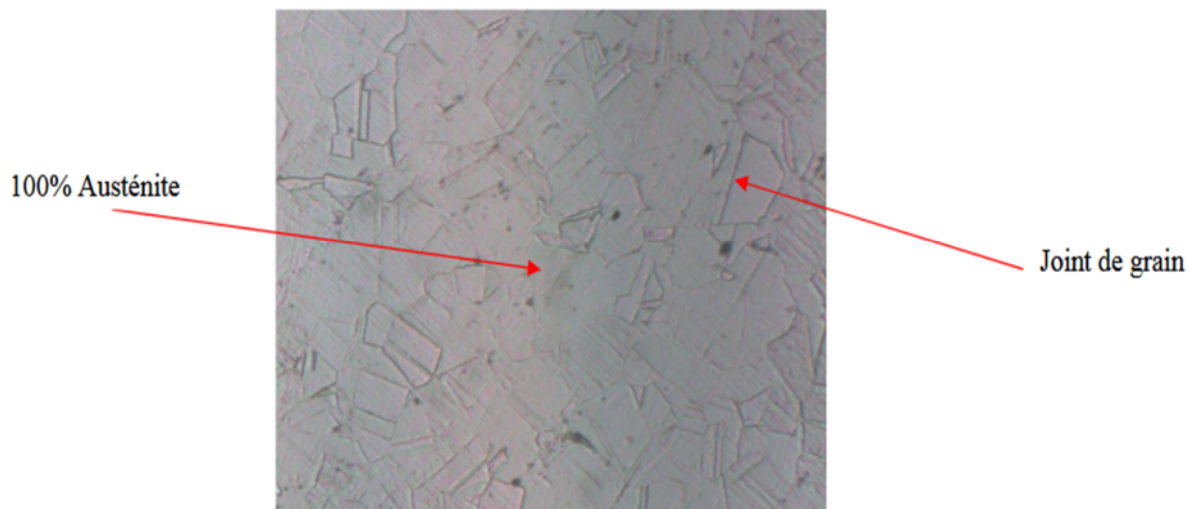


Figure III.1: Micrographie optique réalisée sur la nuance Inox 304L à l'état initial

III.2.1/Composition chimique :

Nous avons réalisés la composition chimique de la tôle au sein de la Société Nationale de l'électroménager ENIEM.

La composition chimique et le pourcentage de chaque élément de cet acier entièrement austénitique sont répertoriés sur le tableau ci-dessous (tableau III.1). Sa dureté Vickers est de 186 HV

DESIGNATION	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	N
ELEMENTS %	≤ 0.03	18-20	8-12	1.00	2.00	0.045	0.015	0.1

Tableau III.1 : Composition chimique de l'acier

Les aciers inoxydables entièrement austénitiques présentent une excellente résistance à la corrosion, une bonne ductilité et une résistance mécanique élevée. Ils sont amagnétiques et sont formables et soudables. Les aciers inoxydables austénitiques sont fréquemment utilisés pour la fabrication des ustensiles de cuisines, le bâtiment, les fours, les étuves, les réservoirs.

III.2.2 Propriétés mécanique, physique, thermique, électriques :

Propriétés mécanique				
dureté Vickers	Elongation à la rupture (%)	Module d'élasticité (GPa)	Résistance à la traction (MPa)	Résistance aux chocs-IZOD (Jm-1)
dureté Vickers 150-180	60	190-210	460-1100	20-136
Propriétés physique				
Densité (g.cm-3) 7.93		Point de fusion 1400-1455 (°C)		
Propriétés thermique				
Coefficient d'expansion thermique à 20-100°C (x10-6K-1) 18.0		Conductivité thermique à 23 °C (W m-1K-1) 16.3		
Propriétés électriques				
Résistivité électrique (μOhm.cm) 70-72				

Tableau III.2 : Les différentes caractéristiques de l'acier (304L). [19]

III.2.3/Mise En Œuvre :

Cet acier se forme facilement à froid (pliage, estampage, emboutissage) cependant son taux très important nécessite des équipements adaptés.

Lorsque cet acier est maintenu à des températures entre 500°C et 900°C, il y a un risque de formation de phases et pour garder une bonne aptitude à la déformation et une résistance à la corrosion, un recuit consécutif sera alors nécessaire pour dissoudre cette phase suivi d'un refroidissement rapide pour éviter toute nouvelle précipitation. Une trempe n'est nécessaire que pour les pièces à grandes dimensions.

III.3 Techniques expérimentales :

III.3.1/Essai D'emboutissage :

Afin de pouvoir réaliser l'essai d'emboutissage, on a réalisé le dispositif d'emboutissage qu'on a monté sur le banc d'essai de traction compression.

Le dispositif est composé de poinçon, matrice, et serre flan fabriqué en acier XC48 fabriqué au hall technologique de OUAD AISSI.

Les essais ont été réalisés au laboratoire de Génie Civil sur une machine de traction - compression de type IBERTEST d'une capacité de 200 kN.

Cette machine est constituée essentiellement d'une table inférieure fixe sur laquelle repose un dynamomètre servant à mesurer la force appliquée à l'éprouvette, et d'une table supérieure mobile entraînée par deux vis sans fin mise en rotation par un moteur électrique situé dans le compartiment inférieur de la machine. Sur chacune des tables se on a mis en place le dispositif d'emboutissage réalisé et on commande la machine automatiquement par un micro-ordinateur.

- Charge d'essais : 200KN ;
- Vitesse d'essai: 10 à 500 mm/min ;
- Alimentation électrique T=220V, F=50Hz.

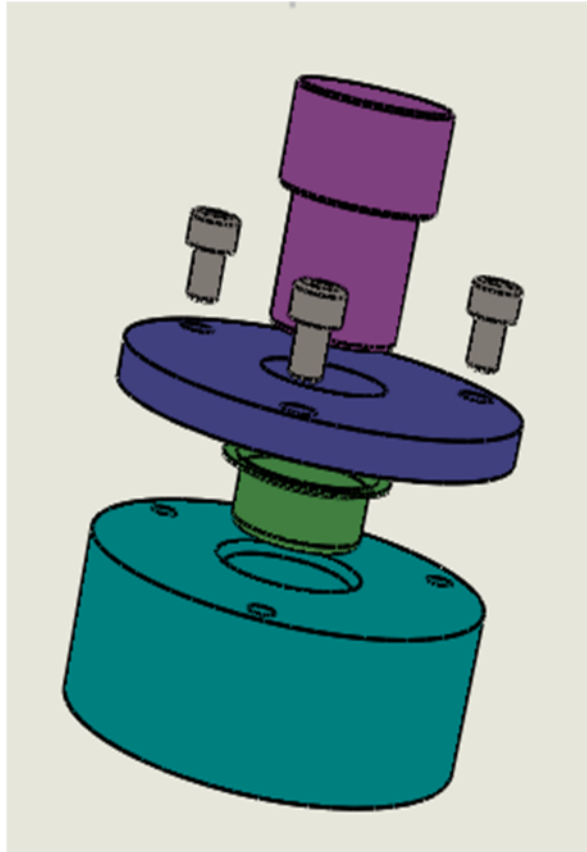


Figure III.2: Le dispositif d'emboutissage



Figure III.3 : machine de traction –compression

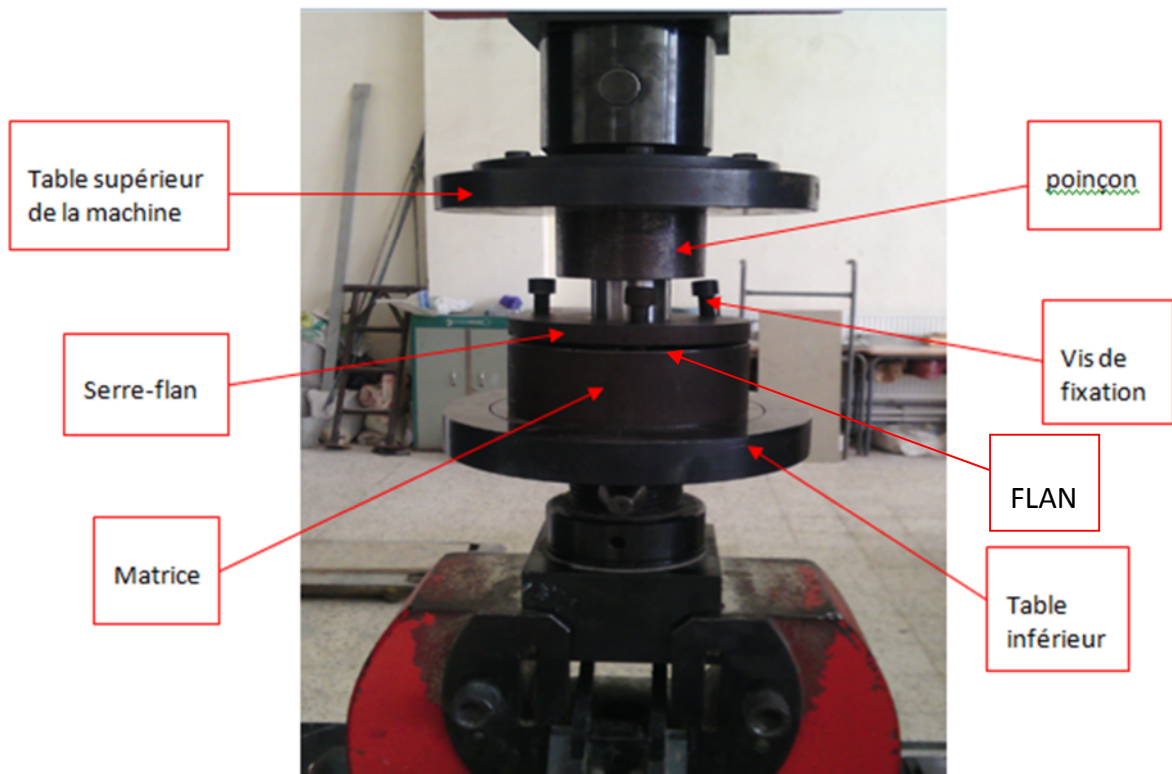


Figure III.4 : Montage de l'outil d'emboutissage sur la machine

Les essais d'emboutissage sur 06 éprouvettes en acier 304L INOX, de dimensions 80x80mm (**Figure III.7**) et d'épaisseur 0.8mm, découpé avec une cisaille au sein de l'entreprise nationale BCR de BOURDJ MANIEL

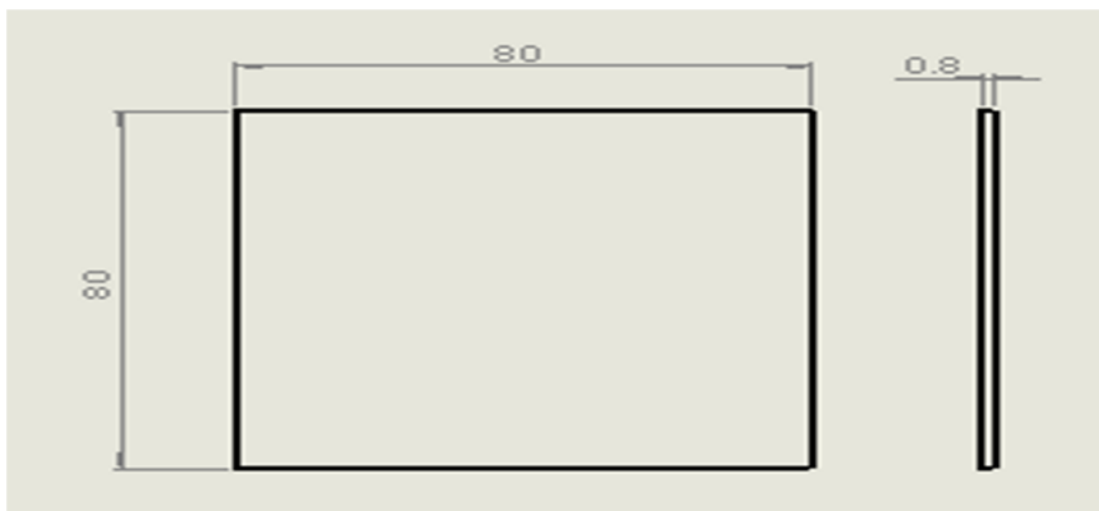


Figure III.5 : les dimensions de flan

III.4/Resultats de l' essai d'emboutissage :

L'outil d'emboutissage qu'on a conçu nous a permet de réaliser 06 opérations d'emboutissage avec des profondeurs d'emboutissage différentes et de rayons de poinçon différents avec une vitesse de 0.12Kn/s.

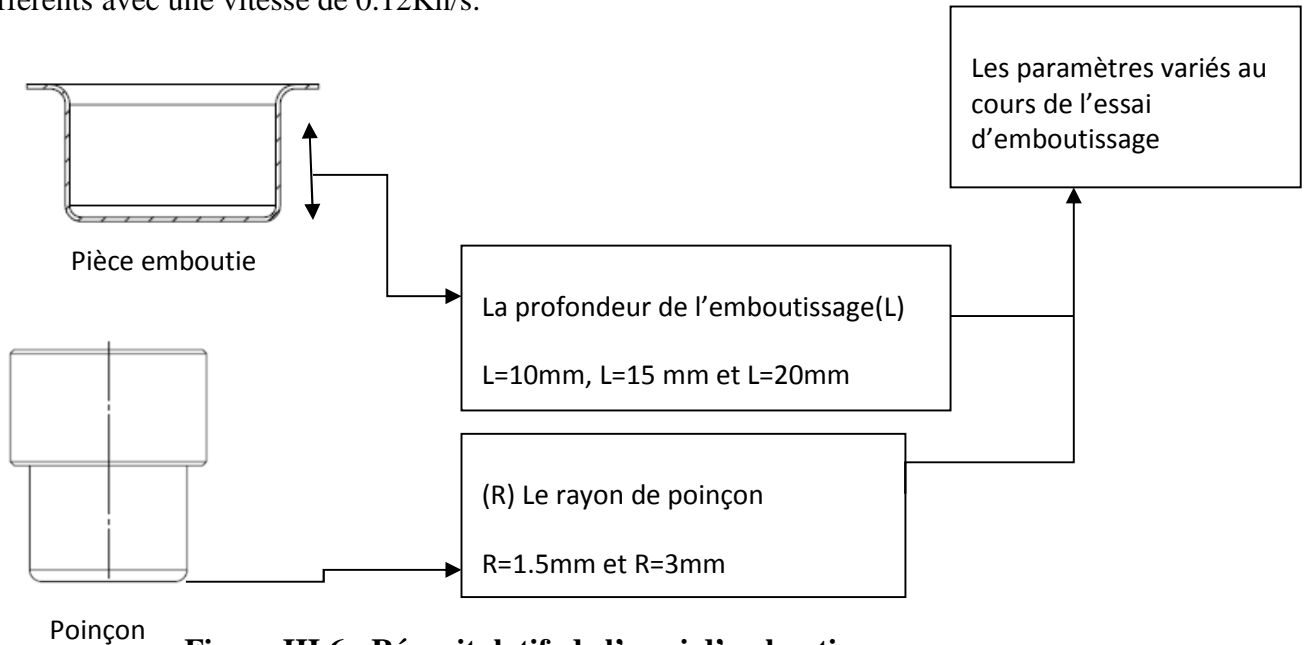


Figure III.6 : Récapitulatif de l'essai d'emboutissage

III.4.1 pour un poinçon de rayon R=1.5mm :

III.4.1.1 Résultats obtenu pour une profondeur de 10mm :



Figure III.7: pièce emboutie à 10mm de profondeur

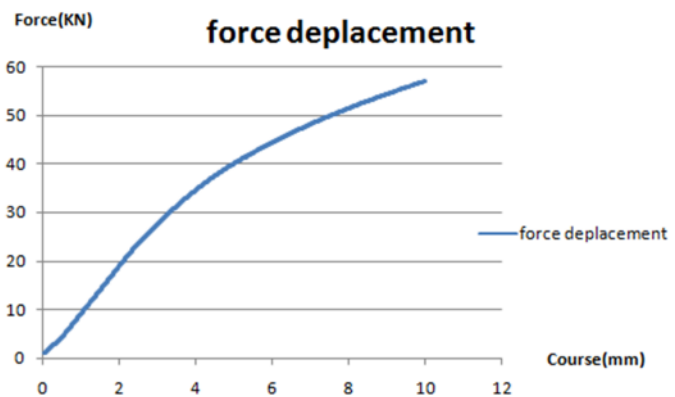


Figure III.8: force/déplacement pour une profondeur d'emboutissage 10mm et un rayon de poinçon 1.5mm

III.4.1.2 Résultats obtenu pour une profondeur de 15mm :



Figure III.9: pièce emboutie à 15mm de profondeur

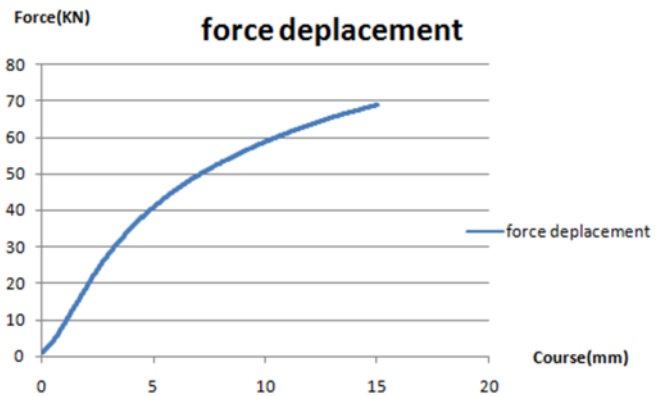


Figure III.10: force/déplacement pour une profondeur d'emboutissage 15mm et un rayon de poinçon 1.5mm

Les courbes de la figure III.10 et III.12 montrent que la courbe force /déplacement obtenue a une évolution quasi linéaire. Se qui montre que la capacité d'allongement plastique du métal n'est pas dépassé pour la courbe III.10 l'effort maximal atteint est de 58kn pour un déplacement de 11mm, et un effort maximale de 69kn pour un déplacement de 15.8mm pour la courbe III.12.

III.4.1.3 Résultats obtenu pour une profondeur de 20mm :

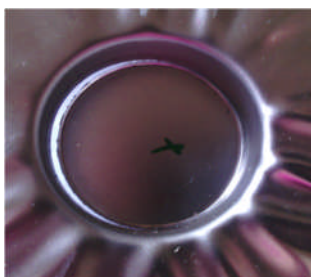


Figure III.11: pièce emboutie à 20mm de profondeur

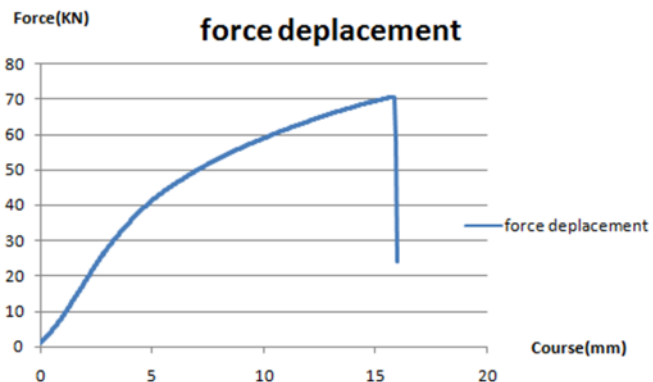


Figure III.12: force/déplacement pour une profondeur d'emboutissage 20mm et un rayon de poinçon 1.5mm

La courbe force d'emboutissage présentés sur la figure III.12 en fonction de déplacement du poinçon présente un niveau d'effort atteint 70kn pour un déplacement de poinçon de 16mm, l'essai a été effectués jusqu'à la rupture de la tôle.

la courbe montre une particularité qui est la forte de consolidation dans le domaine plastique cette consolidation est directement liée a la formation de de martensite induit par la déformaiton plastique et que cette déformation est limité par la la rupture pour une force de 70KN et un déplacement de 15.8mm.

III.4.1.4 La superposition des trois courbes :



Figure III.13: superposition des courbes force/déplacement pour les profondeurs d'emboutissage de 10mm, 15mm et 20mm et pour un rayon de poinçon 1.5mm

Le comportement mécanique des essais d'emboutissage est défini à l'aide de la courbe d'évolution force/déplacement. Dans la figure III.13 les courbes montrent une évolution de l'effort de poinçon en fonction de son déplacement pour les trois emboutis, leur allures et très proche de moment qu'en a utilisé la même vitesse sauf qu'on a change la profondeur. Les efforts maximums atteints sont de 57KN, 68KN et 70KN pour des profondeurs successives p10mm, p15mm et p20mm.

Les courbes p20mm et p15mm restant pratiquement confondues tout au long de l'essai tandis que celle de P10mm est légèrement au dessous. Le niveau de déformation n'est pas identique seule la zone dans laquelle les déformations sont maximales augmentes pour une force de 70kn course 15.98mm.

On attribue cette différence à une prise en compte de l'effort de serrage de serre-flan et de la lubrification ainsi que la prise approximative du frottement entre le flan et l'outillage (matrice, poinçon, serre flan).

III.4.2 pour un poinçon de rayon $R=3\text{mm}$:

III.4.2.1 Résultats obtenu pour une profondeur d'emboutissage de 10mm :

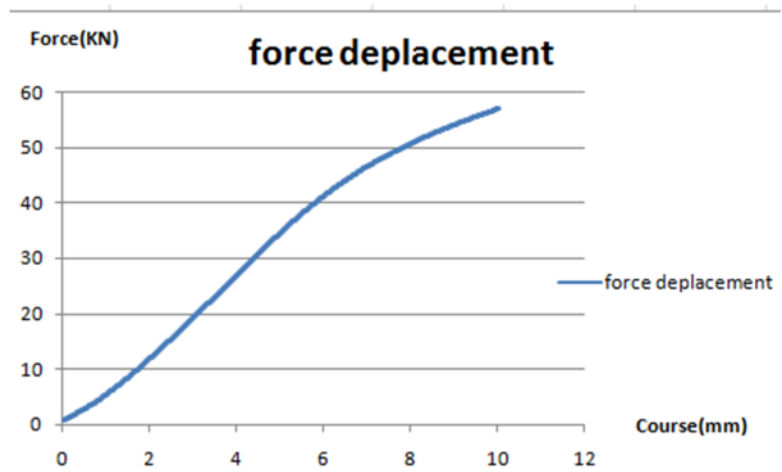


Figure III.14: pièce emboutie à 10mm de profondeur

Figure III.15: force/déplacement pour une profondeur d'emboutissage de 10mm et rayon de poinçon 3mm

la figure III.15 montre une augmentation de la force de poinçon qui atteint 58kn est obtenue pour le matériau a partir d'un déplacement de poinçon d'environ 10mm en raison du durcissement du flan résultant de la transformation martensitique

III.4.2.2 Résultats obtenu pour d'emboutissage de 10mm et rayon de poinçon 3mm 15mm :

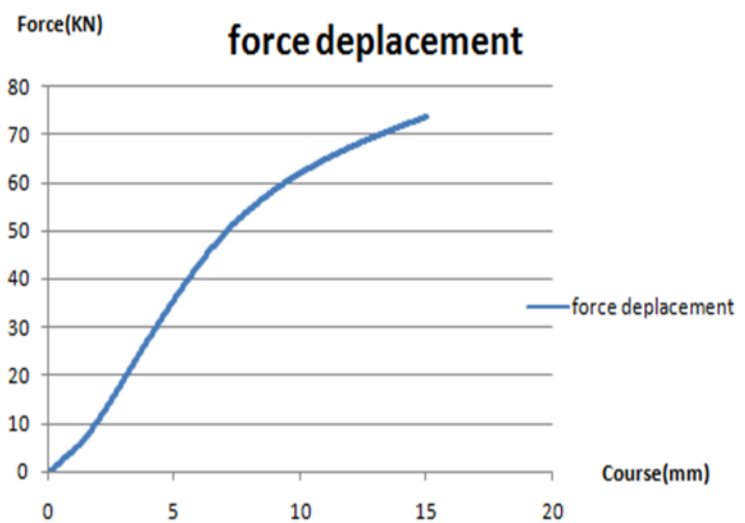


Figure III.16: pièce emboutie à 15mm de profondeur

Figure III.17 : force/déplacement pour une profondeur d'emboutissage de 15mm et rayon de poinçon 3mm

la figure III.17 montre Le résultat relatif à la force non nulle de formage observée pour un enfoncement de 15.3mm vien du fait que le flan n'est pas encore totalement embouti a cette profondeur.

III.4.2.3 Résultats obtenu pour profondeur d'emboutissage 20mm :



Figure III.18: pièce emboutie à 20mm de profondeur

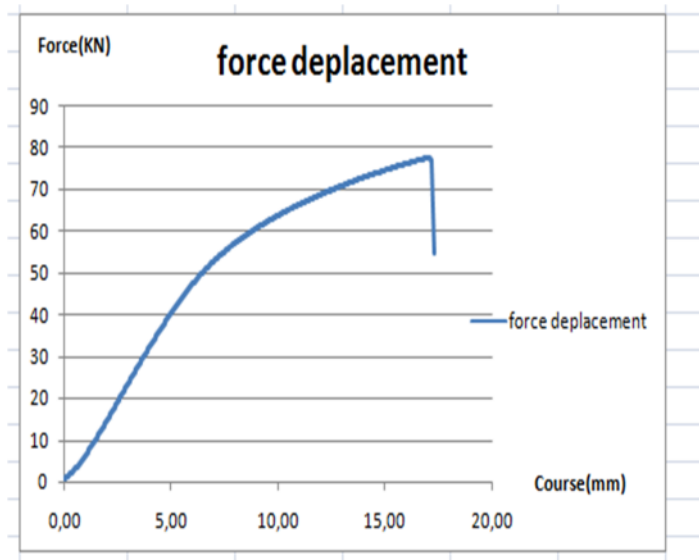


Figure III.19 : force/déplacement pour une profondeur d'emboutissage de 20mm et rayon de poinçon 3mm

La courbe force d'emboutissage en fonction de déplacement du poinçon présenté sur la figure III.19 présente trois domaines :

- au début de la courbe on a un domaine non linéaire et que ce domaine on le prend pas en considération à cause des conditions initiales qui ne sont pas stables et la tôle n'a pas encore subi la déformation il y'a juste contact entre le poinçon et la matrice.
 - dans la phase élastique linéaire la force varie graduellement dans laquelle la tôle prend successivement la forme. Dans cette phase linéaire on a $\epsilon_T = \epsilon_L = 0$.
 - la phase non linéaire dans laquelle on a une déformation plastique résiduelle ou $\epsilon_T = \epsilon_L \neq 0$, et nous pouvons voir que la force maximale nécessaire pour déformer la pièce augmente d'un pas à un autre jusqu'à qu'elle atteigne une valeur de 78 kN.
- la rupture de la courbe $p=20$ mm pour un $R = 3$ signifie que les contraintes internes atteignent la charge de rupture du métal.

III.4.2.4 La superposition des trois courbes :

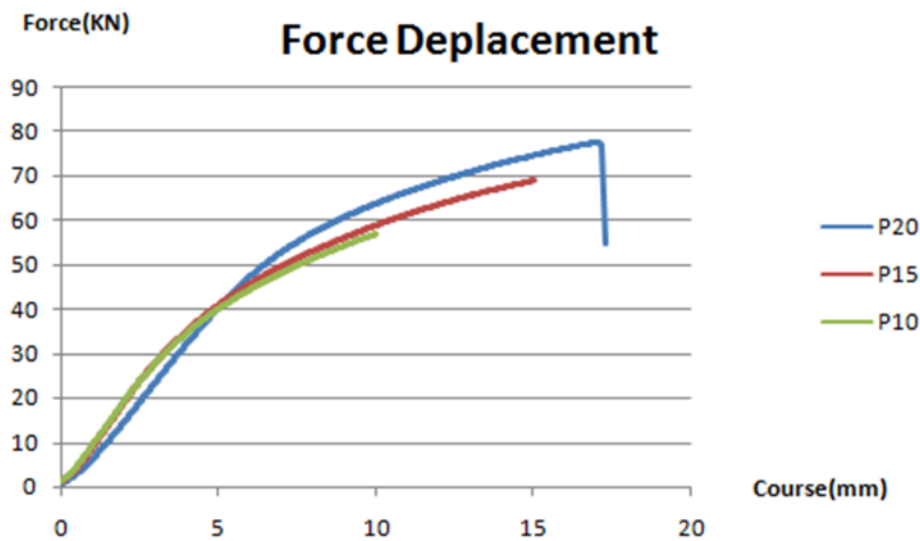


Figure III.20: s superposition des courbes force/déplacement pour les profondeurs d'emboutissage de 10mm, 15mm et 20mm et pour un rayon de poinçon 3mm

La figure III.20 montre le comportement et la cinétique de transformation d'un acier TRIP 304l lors de l'emboutissage à température ambiante une augmentation de la force d'emboutissage a engendrer une plus grande quantité de martensite formée. L'apparition de la rupture signifie que l'on a dépassé la capacité d'allongement plastique du métal.

Les deux courbes P15mm et P10mm de la figure III.20 restant pratiquement confondues tout le long de l'essai tandis que la courbe pour P20mm montre un écrouissage sensiblement plus fort, cet écrouissage est provoqué par l'augmentation de la charge appliqué qui engendrer l'accroissement de la déformation plastique.

Pour des déformations plastiques importantes il se produit une localisation de la déformation qui conduit progressivement à la rupture.

La rupture de la courbe p=20mm pour un $R = 3$ signifie que les contraintes internes atteignent la charge de rupture pour traction du métal.

Nous constatons aussi qu'il existe un endroit sur les trois courbes où l'évolution de la force en fonction de déplacement présente des instabilités (présence d'un croisement). cette différence résulte de la nature de contact défini entre l'outils et la pièce, de la force de serrage et de lubrification.

III.4.3/ la comparaison entre les courbes force/déplacement pour un rayon de poinçon 1.5mm, 3mm et pour les différentes profondeurs d'emboutissage:

III.4.3.1/Rayon de poinçon 1.5mm , 3mm et pour une profondeur d'emboutissage de 10mm:

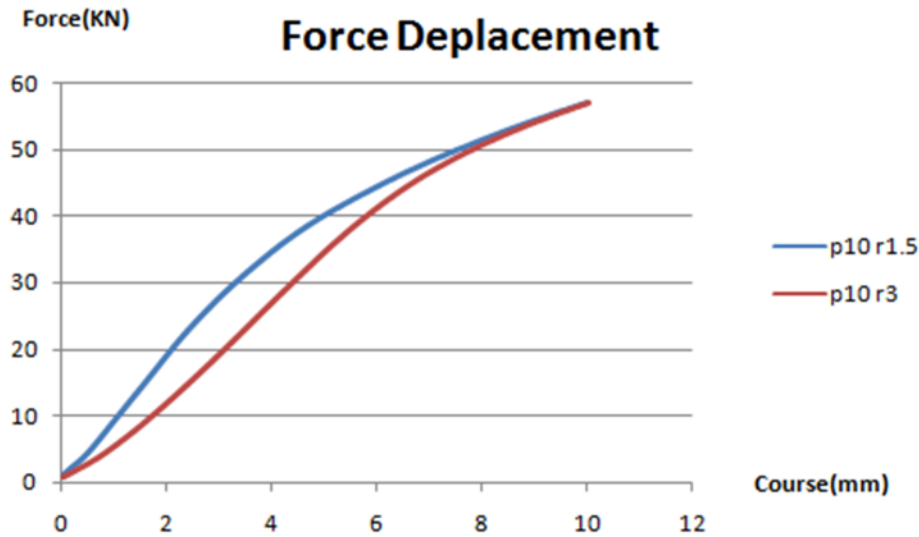


Figure III.21: force/déplacement pour un poinçon de rayon 1.5mm et 3mm à 15mm de profondeur d'emboutissage

La figure III.21 illustre respectivement les courbes force/déplacement, la force d'emboutissage présente une phase non linéaire au début de l'emboutissage correspond à l'impact initial poinçon/tôle.

III.4.3.2 rayon de poinçon 1.5mm, 3mm et pour une profondeur d'emboutissage de 15mm:

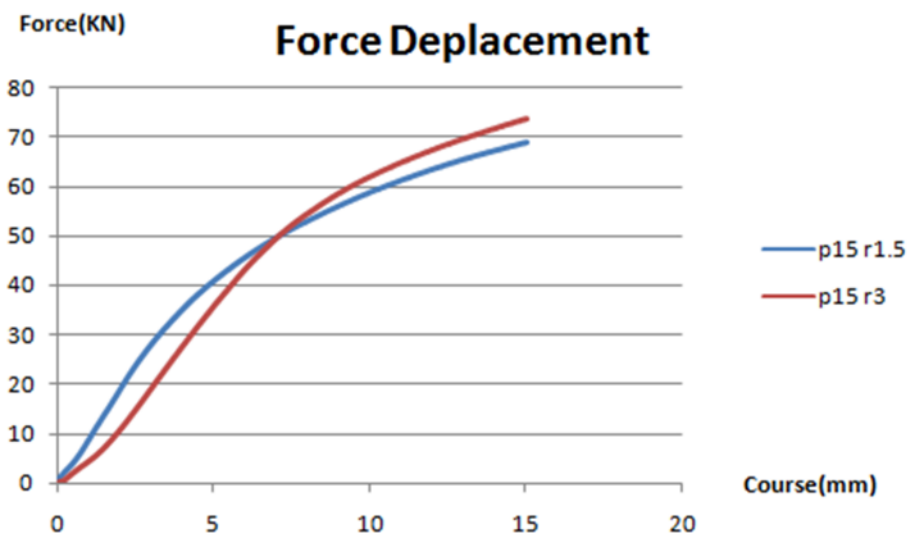


Figure III.22: force/déplacement pour un poinçon de rayon 1.5mm et 3mm à 15mm de profondeur d'emboutissage

III.4.3.3/Rayon de poinçon 1.5mm, 3mm et pour une profondeur d'emboutissage de 20mm:

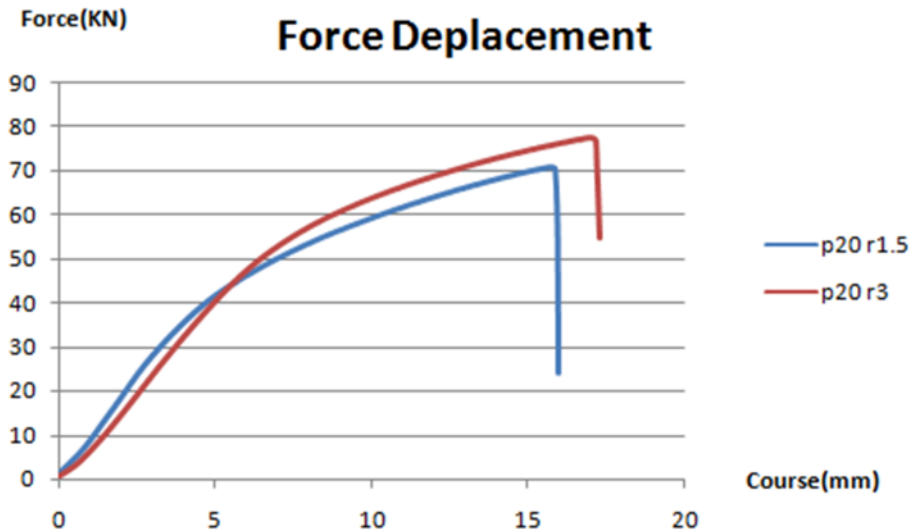


Figure III.23: force déplacement pour un poinçon de rayon 1.5mm et 3mm à 20mm de profondeur d'emboutissage

Dans les trois figures III21, III22 et III23, nous constatons que les courbes ou l'évolution de la force en fonction de déplacement présente des allures différentes et ceux dû à la différence de surface de contact entre le poinçon et la matrice (la surface de contact pour un poinçon de $R=1.5\text{mm}$ est plus grande que la surface de contact pour un poinçon de $R=3\text{mm}$).

Pour les courbes P20mm, $R=1.5\text{mm}$ le niveau des contraintes $\sigma = \frac{F}{S}$ atteintes sont beaucoup plus importantes que les courbes P20mm, $R=3\text{mm}$. Ceci est dû à la différence des rayons de poinçon et que le frottement sur le rayon de poinçon influence l'emboutissage.

Dans la figure III.23 la capacité d'allongement est inférieure pour P20mm, $R=1.5\text{mm}$ ceci est dû à la faible valeur de rayon de poinçon ($R=1.5\text{mm}$) utilisé, ainsi il a créé un décalage du fond de la pièce (génération des fissures et amincissement local de la tôle traduisant une déformation locale) ainsi que l'écroutissage (modification structurelle) du métal est donc sa limite élastique et sa résistance à la rupture augmente et le taux de martensite formé est beaucoup plus important tandis que pour les autres courbes la profondeur d'emboutissage est imposée.

la courbe de comportement présente un point d'inflexion pour les figures III.22 et III.23, il s'ensuit une résistance mécanique plus importante pour P15 R3 et P20 R3 cette différence résulte de rayon de poinçon, de la nature de contact défini entre l'outil et la pièce, de la force de serrage, l'état de surface de l'outillage, de la lubrification et de la flexion de la tôle

provoquée par la surface d'appui de poinçon et le contre appui sur la matrice ceci engendre que la profondeur déformer plastiquement dans la figure III.23 pour P20 R3 et plus Grande par rapport a P20 R1.5 tans disque dans les figures III.21 et III.22 la profondeur déformer plastiquement est la même pour les deux courbes.

III.5 la microstructure:

III.5.1/Préparation des échantillons :

III.5.1.1/Découpage :

Après avoir réalisé les essais d'emboutissage, nous avons découpé des échantillons de chaque éprouvette à l'aide d'une scie à métaux au niveau de l'atelier de fabrication mécanique OUED-AISSI.

Les formes des éprouvettes découpées pour chaque cas :

Les valeurs de X et Y sont résumés dans le tableau ci-dessous pour les 06 éprouvettes.

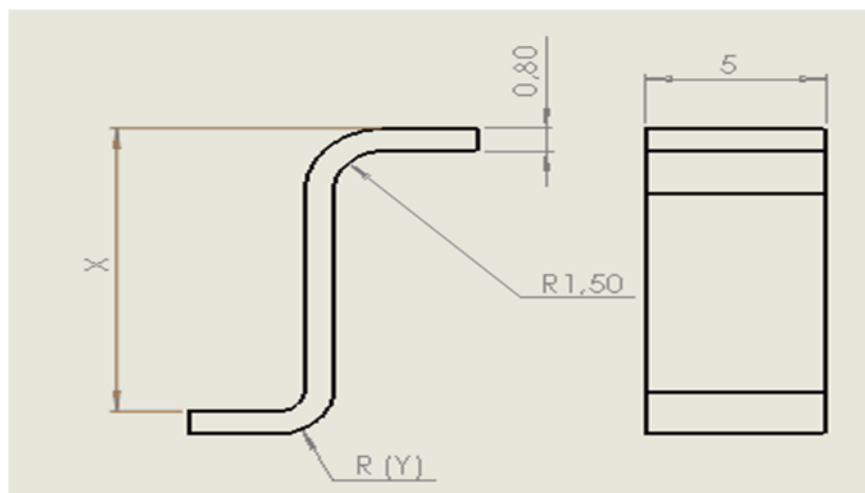


Figure III.24: Dessins de l'éprouvette

Valeur de R(Y)	1.5	3
valeur de X	10	10
	15	15
	20	20

Tableau III.3 : Les différentes valeurs de X et Y

III.5.1.2 Enrobage :

L'enrobage s'effectue avec des poudres (bakilete, plexiglass...) ces poudres sont compressées dans une chambre chauffées après sont refroidies par exemple :

Bakélite 120à130C° et compression de 81 à100 kg/cm²

▪ **Enrobage de tous les échantillons**

- **Profondeur 10mm :**



Figure III 25: Echantillon a 10mm de profondeur et rayon 1.5mm



Figure III 26: Echantillon a 10mm de profondeur et rayon 3mm

- **Profondeur 15mm :**



Figure III.27 : Echantillon a 15mm de
Profondeur et rayon 1.5mm



Figure III.28 : Échantillon a 10mm de
profondeur et rayon 1.5mm

- **Profondeur 20mm :**



Figure III.29 : Echantillon a 20mm de
Profondeur et rayon 1.5mm



Figure III.30:Echantillon a 10mm de
Profondeur et rayon 3mm

III.5.1.3/Polissage :

Le polissage est une opération qui consiste à rendre la surface à analyse plane, brillante et dénuée de toute rayure. L'opération du polissage s'est faite d'une façon graduelle.-On a commencé par un polissage au papier SiC avec les grades successifs 800, 1200, 2000, 4000. L'opération est effectuée sur une polisseuse électrique de type «Struers», à deux disques, munie d'un dispositif d'arrosage

Permanent d'eau afin d'éviter tout échauffement local suite au frottement. Le passage d'un papier à l'autre nécessite une rotation de 90° de l'échantillon, afin d'éliminer les rayures laissées par le papier abrasif précédent. La vitesse de rotation des disques est de 300trs/mn.-

Pour la finition, les échantillons sont frottés sur des disques de feutre ou de drap imbibé d'une suspension d'abrasifs qui est le plus souvent de l'alumine (Al_2O_3). Les granulométries sont caractérisées par le temps nécessaire au dépôt de l'alumine en suspension, après agitation. Plus l'alumine est fine et plus la durée est longue .La vitesse de rotation du disque est de 300trs/min



Figure III.31: Polisseuse mono disque de finition



Figure 32: Polisseuse à deux disques

III.5.2/Attaque Chimique :

Après polissage, les échantillons sont attaqués chimiquement pour révéler la morphologie des différentes phases présentes ainsi que les joints de grains austénitiques. Cette attaque est une attaque électrolytique. Elle est réalisée avec une solution d'acide oxalique, sa composition chimique est de 10g de $C_2H_4O_4$ et 100ml HO.

Les paramètres de l'attaque sont les suivants : 30 Volts et 40 secondes de temps d'attaque

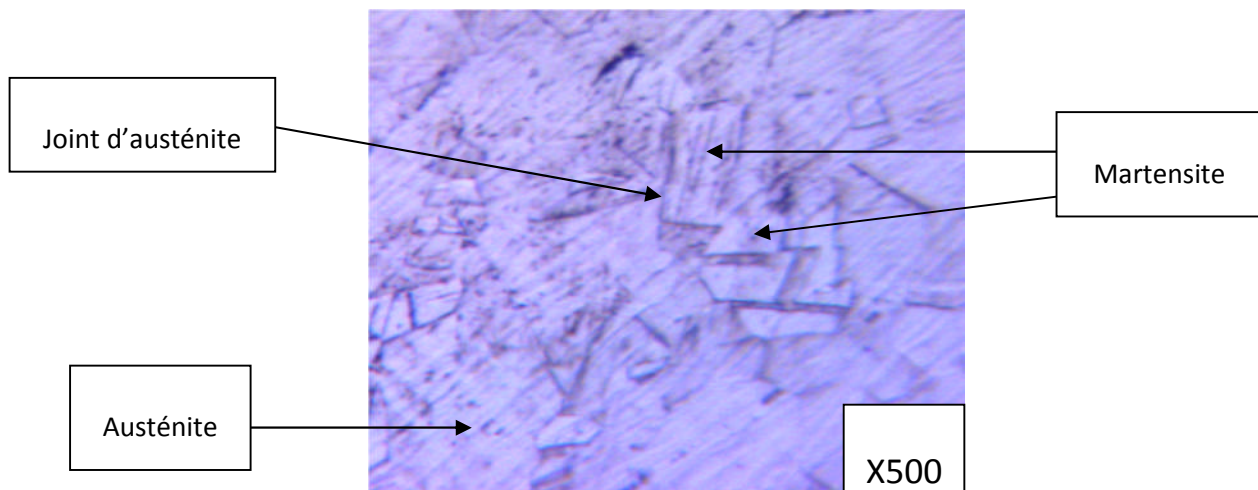


Figure III.33: la microstructure de l'acier après emboutissage avec agrandissement de X500

- **Avantages du polissage électrolytique**
 - ✓ L'élimination des bavures détachables.
 - ✓ L'élimination des inclusions ferriques.
 - ✓ Un décapage sans risque de fragilisation.
 - ✓ Une grande facilité de nettoyage.
 - ✓ Une mise en propreté parfaite.
 - ✓ L'élimination des couches métalliques perturbées par l'usage.
 - ✓ Aucun risque de corrosion inter cristalline.
 - ✓ Une plus grande tenue à la corrosion.
 - ✓ Une plus grande brillance des surfaces traitées.



Figure III.34 : le dispositif utilisé pour réaliser l'attaque chimique

III.6/Observation Microscopique :

Après le polissage et l'attaque chimique nécessaire pour la réalisation de cette caractérisation et l'évolution microstructurale relatives aux différents trajets de déformation, nous avons utilisé un microscope optique avec un développement de X500

Les figures ci-dessus illustrent les résultats obtenus :

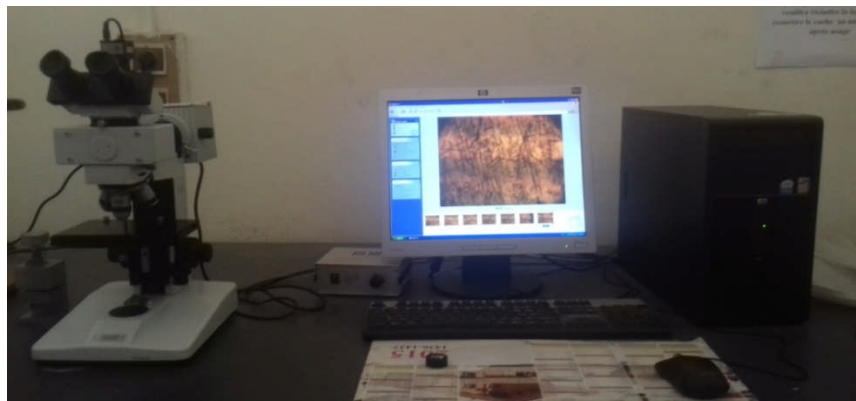


Figure III.35 : le microscope optique

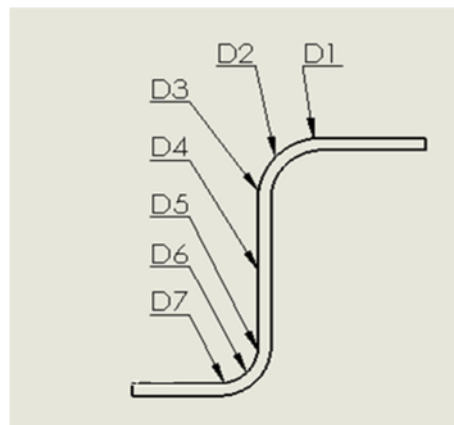
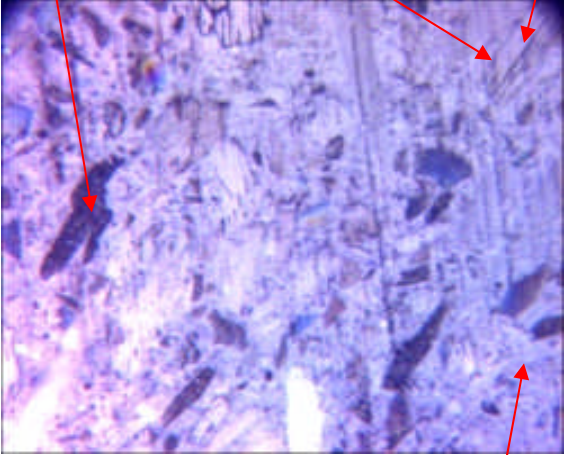
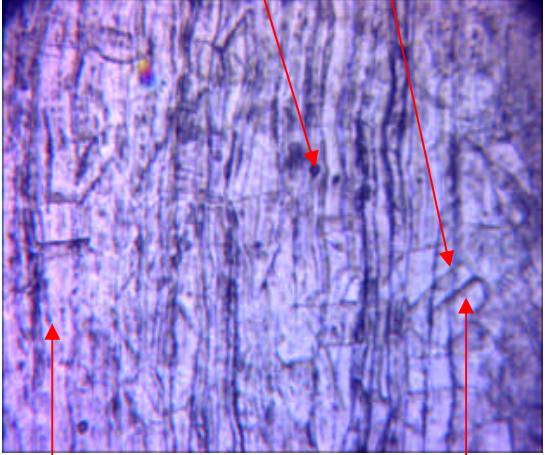
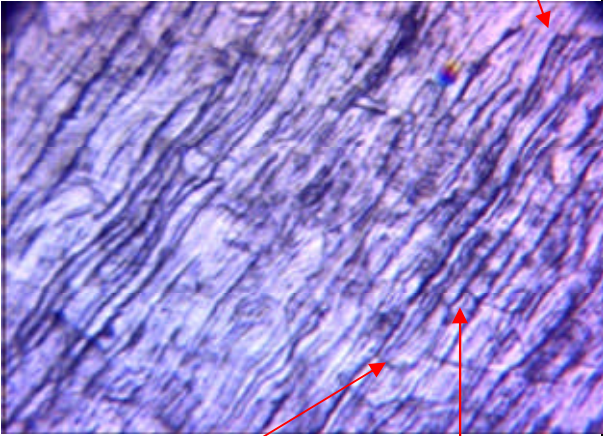
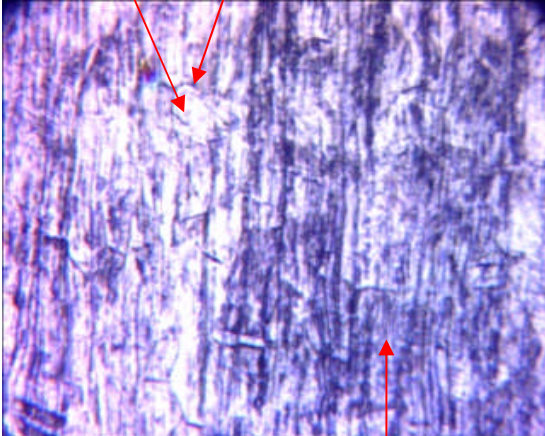


Figure III.36: les points de prise des photos avec microscope optique

Les tableaux ci-dessus (Tableau III.4) illustres la microstructure obtenue pour un échantillonset dans huit points comme montre la figure III.36:

Échantillon 01 P=10 mm, R=1.5 mm	
<p>oxyde</p> <p>joint d'austénite</p> <p>martensite</p>  <p>Austénite</p> <p style="text-align: center;">D1</p>	<p>oxyde</p> <p>joint d'austénite</p>  <p>Austenite</p> <p>Martensite</p> <p style="text-align: center;">D2</p>
<p>Austénite</p>  <p>Joint d'austénite</p> <p>Martensite</p> <p style="text-align: center;">D3</p>	<p>Martensite</p> <p>joint d'austénite</p>  <p>Austénite</p> <p style="text-align: center;">D4</p>

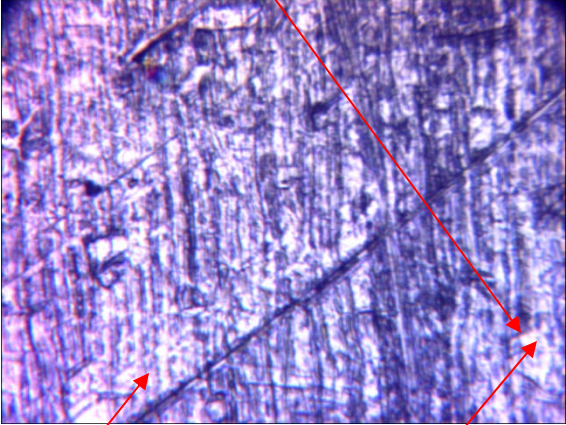
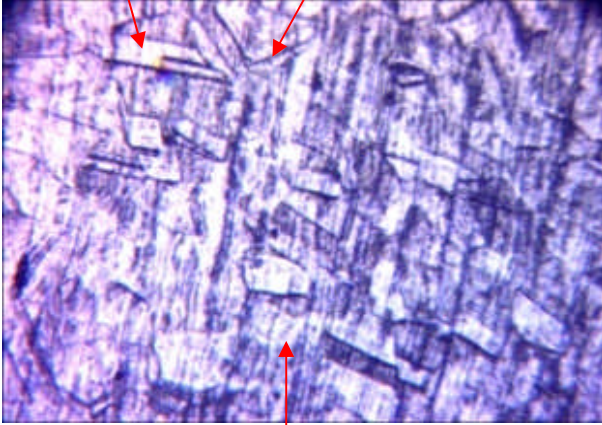
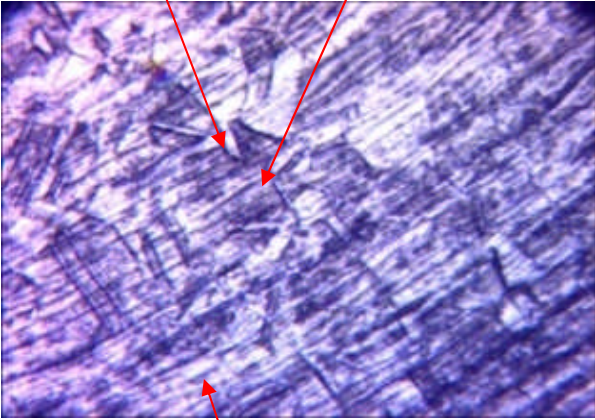
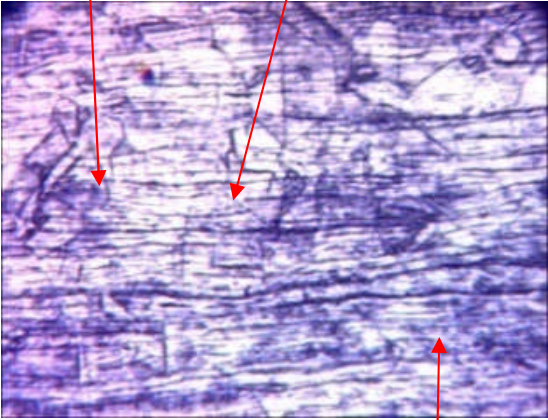
<p>Joint d'austénite</p>  <p>Austenite</p> <p>Martensite</p>	<p>Martensite</p> <p>joint d'austenite</p>  <p>Austénite</p>
<p>D5</p>	<p>D6</p>
<p>Martensite</p> <p>Joint d'austénite</p>  <p>Austénite</p>	<p>Martensite</p> <p>joint d'austenite</p>  <p>Austénite</p>
<p>D7</p>	<p>D8</p>

Tableau III.4 : les différentes microstructures obtenues pour le poinçon rayon 1.5mm et 3mm avec les profondeurs d'emboutissage 10,15 et 20

Le tableau III.7 montre la micrographie de l'acier TRIP après emboutissage a température ambiante .A l'état initial, le matériau est un acier 100 % austénitique après le procède d'emboutissage il y a des changements structurel.

Au cours de la déformation Le taux d'austénite résiduelle a fortement diminué par rapport à l'état Initial et ceux d'après la microstructure qu'en a obtenue qui nous montrent l'existence de deux variantes différente (martensite et l'austénite) sur tous les échantillons.

la martensite est forme à l'intérieur de grains de l'austénite sous forme de paquets de lattes et on peut supposer que la transformation est favorisée dans les grains favorablement orientés par rapport à la contrainte appliquée.

La nette augmentation de la martensite correspond au point d'inflexion observé sur la courbe de comportement III.22 et III.23 un durcissement du matériau est alors induit par la transformation martensitique

L'analyse de l'évolution en épaisseur de la formation martensitique montre que la transformation est plus élevée sur les surfaces du flan qui subissent les plus fortes variations de Contraintes lors de la traction et compression survenant pendant l'écoulement le long des rayons d'outils. Cette évolution est directement liée au niveau de déformation atteint lors de l'essai d'emboutissage

Dans quelques micrographies on a observés l'apparition des oxydes qui sont due a l'augmentation de la température au cours de la transformation même si l'essai est effectués a la température ambiante et a l'air et que l'acier qu'on a utilisé est un acier inoxydable

III.7 La micro dureté



Figure III.37 : Duromètre

III.7.1/Définition :

Faits sous très faible charge, les essais de micro dureté permettent des mesures très localisées (sur environ $100 \mu\text{m}^2$). À l'aide d'un micromètre, nous pouvons par exemple déterminer la dureté d'une phase donnée dans un échantillon polyphasé ou celle d'un échantillon très fragile et mince.

Les essais de micro dureté nécessitent une surface polie ou électro polie. il est important que les bords/sommets d'une empreinte soient clairement visibles pour le système d'analyse optique, les charges d'essais de dureté sont exprimées en newtons (N) cependant pour les charges sont exprimées en kilogramme -force (kgf), gramme force (gf) et le terme d'essai de dureté est habituellement utilisé en présence d'une charge inférieure é 1 kgf.

III.7.2 Essai de micro dureté sur la tôle :

Nous avons réalisés des essais de dureté Vickers (HV) sur la tôle à l'état initiale on a obtenu une dureté de 180 HV.

III.7.3/Essai de micro dureté sur tous les échantillons :

Avec les mêmes échantillons utilisés pour l'observation Microscopique, nous avons relevé huit (08) valeurs de micro dureté sur 08 endroits différents

La force appliquée est de 1kgf ou le pénétrateur touche la surface pendant vingt 20 secondes les résultats obtenus sont regroupé dans le tableau suivant.

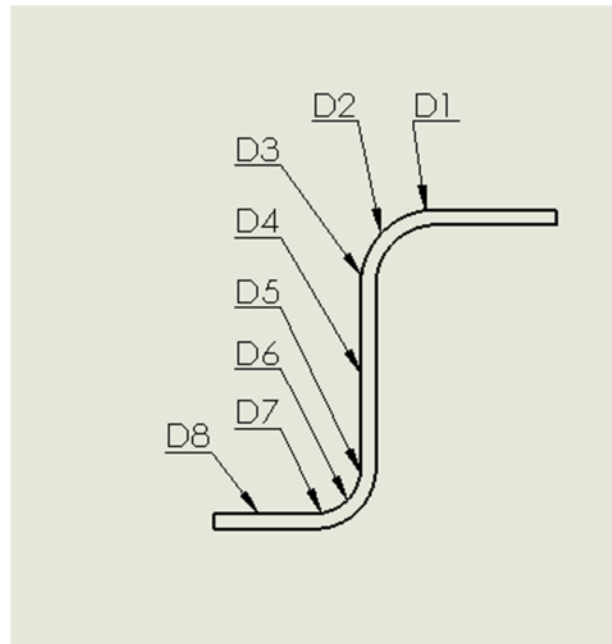


Figure III.38: les points de prise la dureté

	Echantillon 1 p=10 mm et R=1.5mm		Echantillon 2 p=10 mm et R=3mm		Echantillon 3 p=15mm et R=1,5mm		Echantillon 4 p=15mm et R=3mm		Echantillon 5 p=20 R=1.5mm		Echantillon 6 p=20mm et R=3mm	
	Diagonale d 1	Dureté HV	Diagonale d 1	Dureté HV	Diagonale d 1	Dureté HV	Diagonale d1	Dureté HV	Diagonale d 1	Dureté HV	Diagonale d 1	Dureté HV
D1	103.7	186	100	186	90	229	92.4	217	86.6	247	83.5	266
D2	89.5	231	93.5	212	86.8	246	90.4	227	83.6	265	85.5	252
D3	92.3	218	88	239	87.4	243	97.7	194	79.3	295	86.9	246
D4	91.5	221	95.2	205	89.4	232	89.6	231	84.1	262	87.9	240
D5	97.7	194	98.3	192	94.5	208	97.8	241	91	224	84.5	260
D6	94	210	90	224	94.8	206	92.5	217	92.6	216	93	214
D7	98	193	106.7	189	96.1	201	90.5	226	97.1	197	95.9	202
D8	106.5	187	104.3	187	98.2	192	97.7	194	94.9	206	104.1	171

Tableau III.5 : les différentes duretés obtenues sur tous les échantillons

D1 a D8 sont les duretés obtenus a différents points de la pièce embouti comme indiqué dans la **Figure III.40**

III.7.4/Interprétation des résultats :

Après essai d'emboutissage nous pouvons constater que la dureté Vickers qui es a l'état initiale de 180 HV (avant l'emboutissage) a augmentée sur toute la profondeur de l'embouti. L'évolution de la dureté en fonction de la déformation suit la même évolution que la martensite formée ou la déformation est importante.

La forte augmentation de la dureté correspond à la formation de quantités importantes de la martensite au cours de la déformation plastique, en comparant la dureté moyenne obtenu en traction (D1,D2, D3) lors du pliage-dépliage survenant pendant l'écoulement le long des rayons d'outils sont plus importantes que celle obtenu en compression (D5,D6,D7) ce que implique que la phase qui es en traction est plus dure que la phase qui es en compression.

D'après le tableau III.8 la dureté moyenne des différente profondeurs de la pièce emboutie avec rayon 1.5 est plus grande par rapport a celle obtenu avec un rayon de 3.

III.7.5/Interprétation des courbes de dureté en fonction des profondeurs d'emboutissage:

a) la superposition des courbes P10R3 et P10R1.5 :

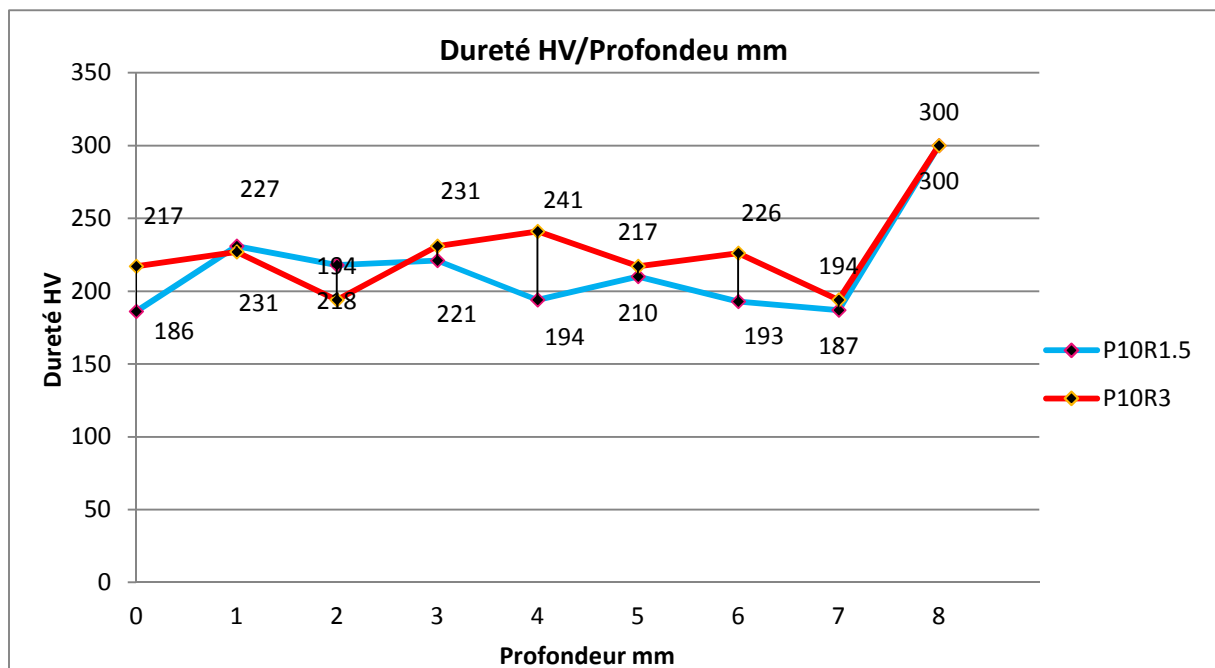


Figure III.39 : Évolution de la dureté/ profondeur 10mm pour poinçon R3 et R1.5

Les courbes de la figure III.41 montre que la courbe dureté /profondeur obtenue a une évolution non linéaire et il présente plusieurs pic de dureté et des points d'inflexion, Le point de dureté le plus grand est observé au début de l'emboutissage.

L'existence des pics de dureté aux endroits de déplacement de poinçon avec R1.5 et R3 et la conséquence d'une interaction physicochimique entre le matériau de la tôle et celui de l'outil ce phénomène apparait particulièrement dans les zones ou il existe des fortes pressions de contact comme le rayon de la matrice et le rayon de poinçon.

b) la superposition des courbes P15R3 et P15R1.5 :

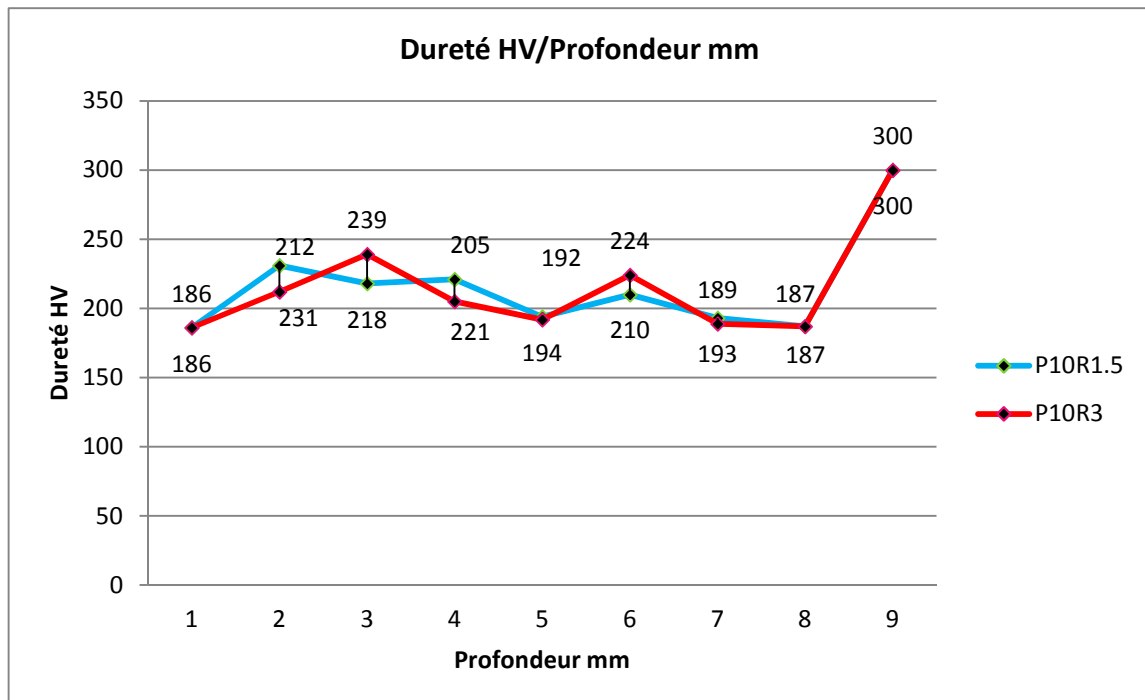


Figure III.40 : Évolution de la dureté/ profondeur 15mm pour poinçon R3 et R1.5

Dans cette figure nous constatons que les courbes ou l'évolution de la dureté en fonction de déplacement présente des allures différent.

La dureté de la courbe P15R1.5 augmente assez rapidement et passe de 229 à un pic de dureté de 243 HV et il diminue jusqu'à qu'il atteint 192 HV tandis que la courbe de P15R3 présente plusieurs pic de dureté, la plus grande est de 241 HV.

A une profondeur de 0 a 7.5 mm la courbe P15R1.5 est au dessus de la courbe P15R3 cela signifie que il y a un durcissement important qui correspond a la formation de quantité importante de martensite.

c) la superposition des courbes P20R3 et P20R1.5 :

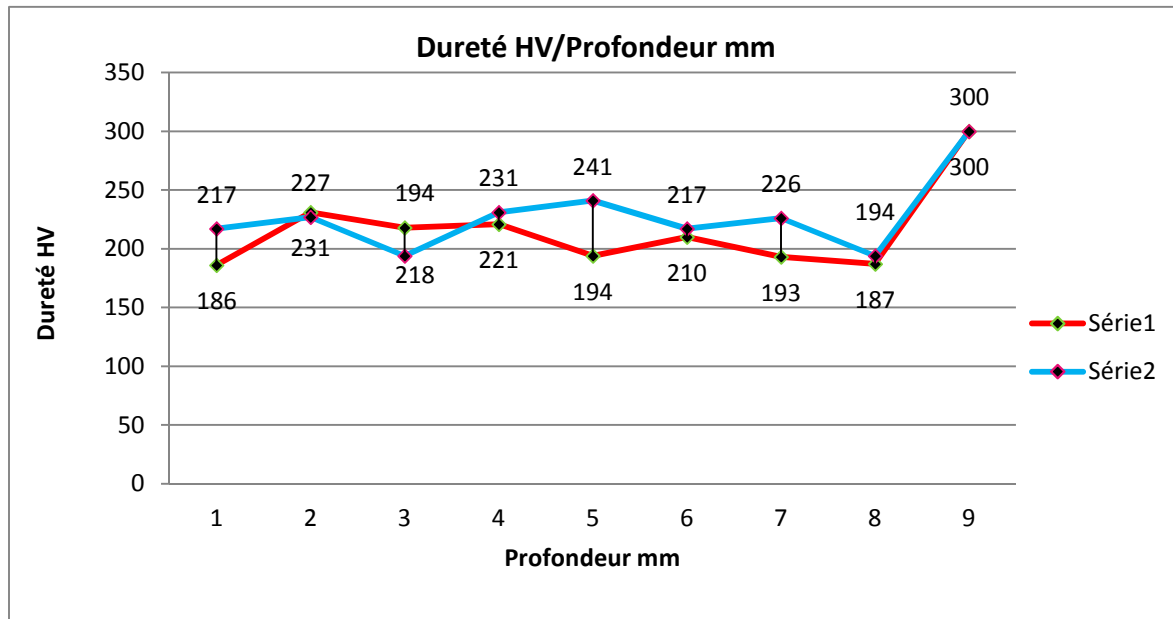


Figure III.41 : Évolution de la dureté/ profondeur 20 mm pour poinçon R3 et R1.5

Les courbes de la figure III.43 montre que la courbe dureté /profondeur obtenue a une évolution non linéaire.

La fluctuation des valeurs de micro dureté pour les courbes P20R3 et P20R1.5 révèle que le procédé d'emboutissage provoque l'effet de l'écroutissage apparaissant lors de la mise en forme qui se traduit par un durcissement structural et ce durcissement permet de rendre le matériau de plus en plus rigide.

Dans la figure La plus grande dureté est obtenue pour la courbe P20R1.5 cela due a la quantité importante de martensite formé, et que la profondeur d'emboutissage sera moins importante par rapport a la courbe P20R3 ce qui est en accord avec la figure III.23.

d) la superposition des courbes P10,P15 et P20 avec R1.5 :

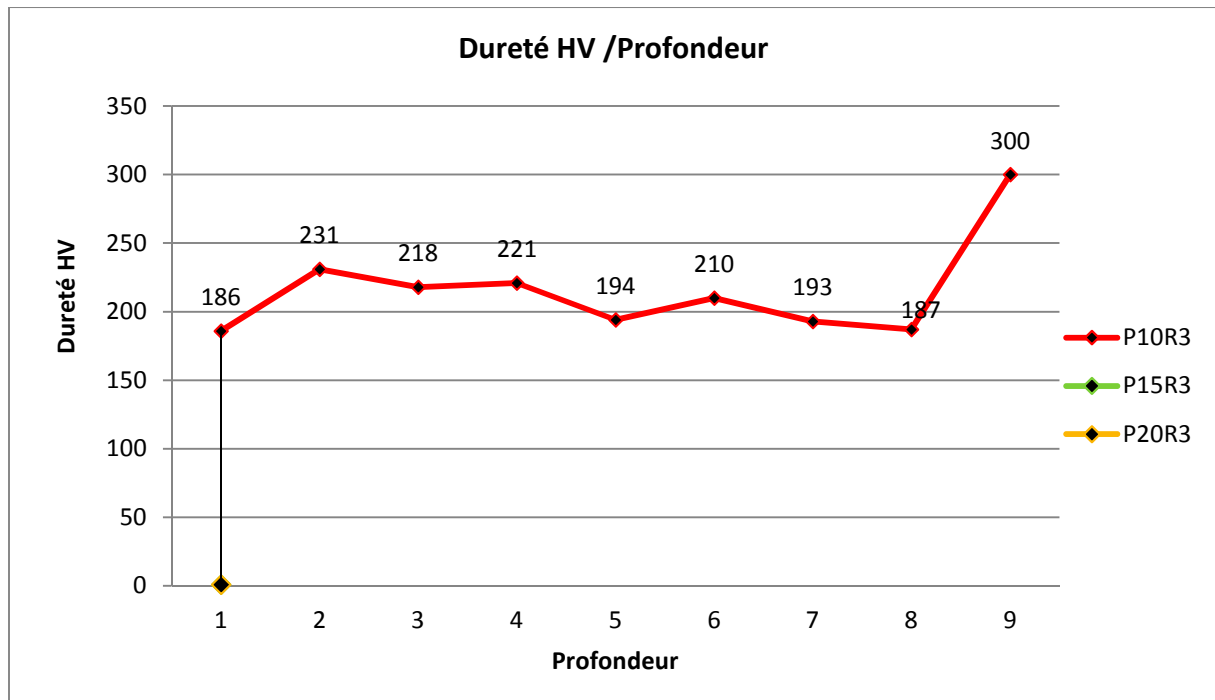


Figure III.42 : Évolution de la dureté/ profondeur (10,15 et 20 mm) pour poinçon R1.5

e) la superposition des courbes P10,P15et P10 avec R3:

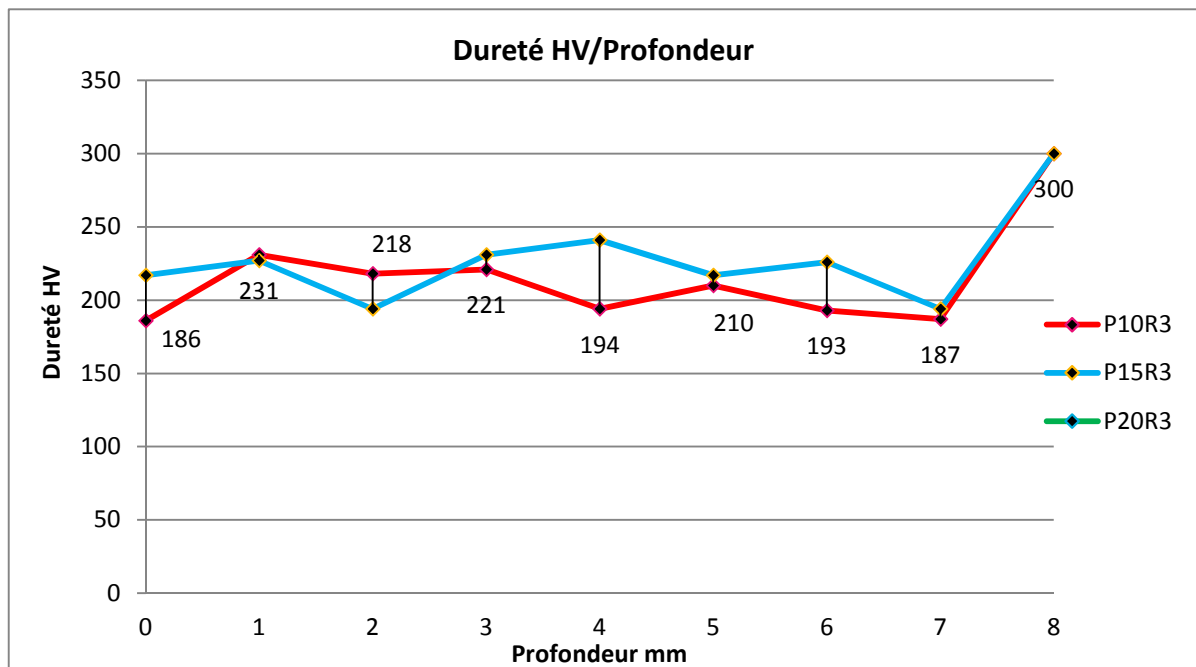


Figure III.43 : Évolution de la dureté/ profondeur (10,15 et 20 mm) pour poinçon R3

Les courbes des figures III44 et III45 montre l'évolution de la dureté/profondeur les courbes dans les deux figures prédit des élargissements entre elle cella due a la différence de profondeur d'emboutissage ainsi que au changement de rayon de poinçon

Pour les deux figures la plus grande dureté est donné par la profondeur P20mm R1.5mm par rapport à P20mm R3mm, cela signifie que la pièce emboutie avec R1.5mm a subit un écrouissage important a la même profondeur d'emboutissage.

Conclusion:

Le comportement mécanique des aciers austénitiques en général dépend essentiellement de la transformation martensitique induite par la déformation plastique de l'austénite pendant l'emboutissage.

Cette partie de ce document dresse un état de description sur la matière première et technique expérimentales de l'emboutissage ou nous aussi fait une comparaison entre deux poinçon avec deux rayons différents et des profondeurs d'emboutissage différentes.

De point de vue expérimental, les essais de mise en forme des pièces emboutées réalisées au cours de ce travail ont permis de comprendre:

- le changement de rayon de poinçon sur la profondeur emboutie provoque le changement des caractéristique mécanique, ca structure micrographique et l'état de la pièce finie
- la géométrie de l'outils (petit rayon de poinçon) : provoque des la striction puis la rupture
- la lubrification ; Une partie de l'énergie dépensée est absorbée par le frottement de la tôle sur l'appareil. L'utilisation d'un lubrifiant permet de diminuer cette perte d'énergie. et que le frottement sur l'arrondi de poinçon influe sur l'emboutissage.
- la force du serre flanc : l'effort de serrage est grand plus la résistance au déplacement du poinçon est grande le frottement est élevé plus la pression moyenne de contact est grande.

Conclusion générale

Dans ce mémoire, le travail a porté sur l'étude expérimentale des aciers trip lors de l'emboutissage. de nombreux travaux effectués portant sur l'effet TRIP, ont été menés sur les aciers fortement alliés, donc nécessitant des coûts de fabrication élevés.

Le premier chapitre, consacre a la caractérisation expérimentale de l'acier trip X2CrNi18-9 (304 L), a permis dans un premier temps, a travers une étude bibliographique, d'introduire les particularités des aciers trips telles que la résistance, la composition chimique, les caractéristiques mécanique et la ductilité. Cette étude bibliographique concernant aussi le comportement plastique des aciers à transformation de phase martensitique qui montre les différents mécanismes liés à cette transformation et les facteurs influençant. La phase martensitique plus dure va alors changer les propriétés du matériau en engendrant une déformation de transformation, un écrouissage accru ainsi qu'une variation de volume. Ces différents effets vont aussi jouer un rôle dans le processus de déformation en emboutissage.

Dans le deuxième chapitre en a décrit le procédé d'emboutissage, leur types, les paramètres lié a la presse, et les modes de déformations qui est possible de rencontrer en emboutissage. L'état mécanique d'une tôle emboutie est défini par les déformations principales ($\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$) et les contraintes principales ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$), les zones sollicité en expansion s'amincissent ($\epsilon_3 < 0$) tandis que celles sollicités en compression s'épaississent ($\epsilon_3 > 0$). La déformation aux quelle une tôle peut être soumise dans une opération d'emboutissage sont limités par l'apparition de la striction et la fissuration, l'apparition de la rupture signifie que l'on a dépassé la capacité d'allongement plastique du métal.

Dans un troisième temps, des essais d'emboutissage ont été réalisés sur six échantillons a température ambiante sur une machine traction compression de type Iberteste, les essais sont présente en fonction de la force et le déplacement de poinçon en faisant varier son rayon et la profondeur d'emboutissage. la comparaison des résultats obtenus montre que le changement de rayon de poinçon a une influence sur la microstructure de la tôle emboutie, la dureté et la profondeur d'emboutissage. Lorsque l'emboutissage est effectué à froid, le métal est écroui, donc sa limite élastique et sa résistance à la rupture augmente alors que sa capacité à l'allongement diminue. L'écrouissage correspond aux modifications que subit le métal lorsque les contraintes qui lui sont appliquée sont suffisamment fortes pour provoquer des déformations plastiques permanente (modifications des la structure interne du métal) et une

influences sur ces propriétés mécaniques. la capacité d'allongement pour le poinçon avec rayon de 1.5 est inférieure à celle avec rayon de 3mm et cela dû à la faible valeur de poinçon ($R=1.5$) donc sa limite élastique et sa résistance à la rupture augmente et le taux de martensite formé et le niveau de contraintes atteints sont beaucoup plus importants. L'utilisation d'un serre flan avec une force calculer et la lubrification assure le contrôle de l'écoulement et la faisabilité de la mise en forme du métal. la présence de point d'inflexion dans les courbes force/déplacement résulte de rayon de poinçon, de la nature de contact défini entre l'outil et la pièce, de la force de serrage, l'état de surface de l'outillage, de la lubrification et de la flexion de la tôle provoquée par la surface d'appui de poinçon et le contre appui sur la matrice.

Le dernier processus à détaillé était la microstructure et la dureté de l'acier TRIP après emboutissage. En fait, l'examen des résultats des essais au cours de l'emboutissage montre que la formation de martensite est la plus intense lorsque le matériau s'écoule le long du rayon de matrice et, dans une moindre mesure, le long du rayon de poinçon ainsi que la forte augmentation de la dureté correspond à la formation de quantités importantes de la martensite au cours de la déformation plastique,

En conclusion, les résultats que nous avons obtenus jusqu'à présent et ceux que nous espérons obtenir dans un avenir proche à l'aide de différentes techniques, en prenant en considération de plusieurs paramètres telle que :

- le frottement entre la tôle, poinçon et matrice
- la température engendrer par le contacte entre la tôle, poinçon, matrice et serre flan
- la lubrification et ces types
- la pression d'emboutissage

Pourront être utilisés afin d'approfondir, d'enrichir nos connaissances et de régler les problèmes d'emboutissage qui es considérer comme le procédé le plus difficile.

Bibliographie

Bibliographie

- [1] G. Beranger, G. Henry, G. Sanz. " livre de l'acier", Ed. SOLLAC, 1996.
- [2] C. CHAUSSIN et G. Hilly « Métallurgie, alliages métalliques » Tome 1, édition DUNOD, Montréal, 1976.
- [3] A. Roos, B. Milet. "Précis de métallurgie Appliquée", Edition Technique et Documentation- Lavoisier (1982).
- [4] J. Paul bailon, J. Marie dorlot." Des matériaux", 3^{eme} édition 2000-2001.
- [5] LABARUSSIAS Thomas Les aciers AHSS a effet TRIP pour la securite automobile 2007-2008
- [6] Mohamed Redaberrahmoun ,transformation martensitique et rupture différée dans l'acier austenitique instable 301In 2006.
- [7] : CASTRO, R. Historique des aciers inoxydables, les aciers inoxydables. 1990. Les éditions de physique
- [8] Experimental and numerical study of the mechanical behavior and kinetics of the martensitic transformation in 304L TRIPsteel: applied to folding (2018)
Z. Sidhoum¹ & R. Ferhoum¹ & M. Almansba² & R. Bensaada² & M. Habak³ & M. Aberkane¹
- [9] Aide-mémoire Métallurgie 2^e édition Métaux • Alliages • Propriétés
Guy Murry, DUNOD
- [10] L'EMBOUITISSAGE DES ACIERS
Alain Col, DUNOD
- [11] LABARUSSIAS Thomas Les aciers AHSS a effet TRIP pour la sécurité automobile 2007-2008
- [12] Mohamed Redaberrahmoun, transformation martensitique et rupture différée dans l'acier austenitique instable 301In 2006
- [13] These EVOLUTION DE LA MICROSTRUCTURE D'UN ACIER INOXYDABLE LEAN DUPLEX LORS DU VIEILLISSEMENT
Jean-Yves Maetz HAL
- [14] A. Redjaïmia "Etude morphologique structural de la décomposition de la ferrite delta dans un acier inoxydable" Thèse de doctorat d'État, 1991, INPL.
- [15] thèse de doctorat Jérôme SERRI Université Paul Verlaine de Metz Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme.

Bibliographie

[16] La microstructure des aciers et des fontes Genèse et interprétation Madeleine Durand-Charre Institut National Polytechnique de Grenoble.

[17] Contrôle de la striction et du plissement en emboutissage par optimisation des efforts serre-flan

L. Ben Ayed — A. Delamézière — J.L. Batoz — C. Knopf- Lenoir

Institut Supérieur d'Ingénierie de la Conception, Equipe de Recherche en

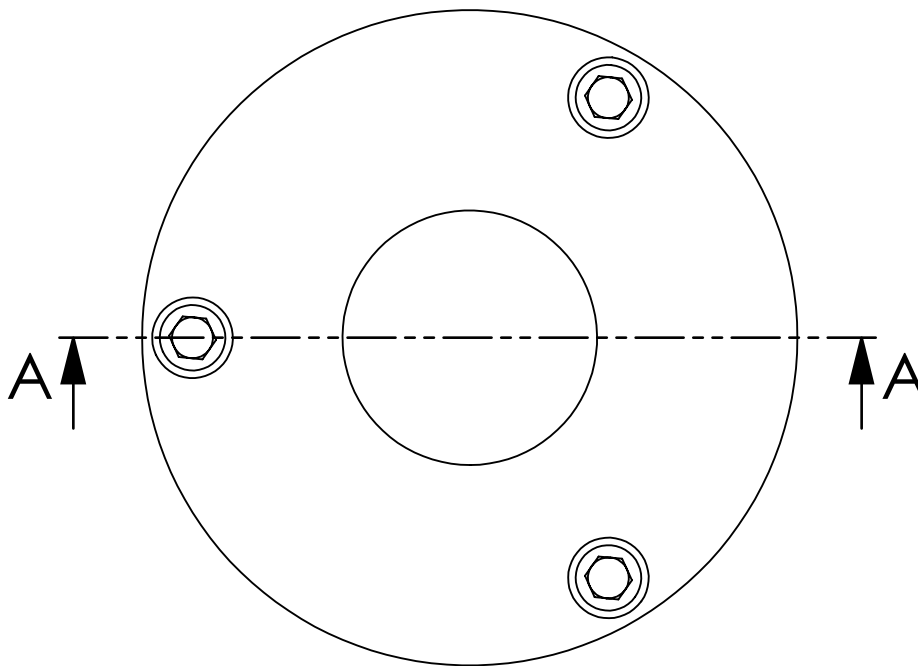
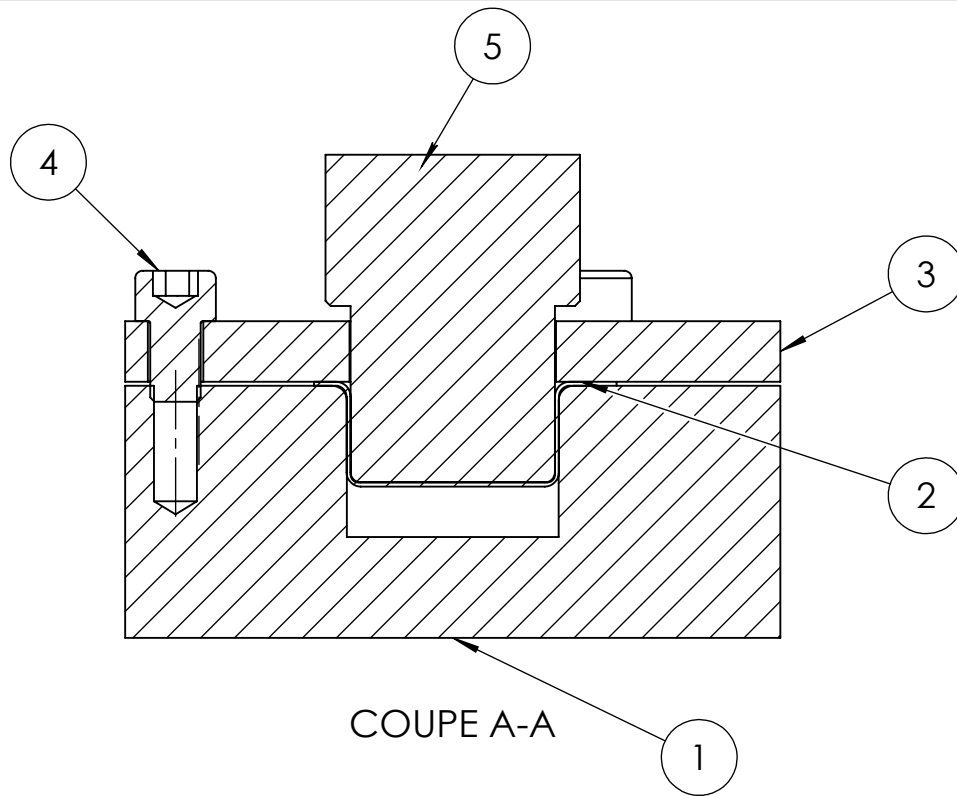
Mécanique et Plasturgie 27 rue d'Hellieule, 88100 Saint-Dié-des-Vosges, France.

[18] Alain Col, 2010 emboutissage des tôles importance des modes de déformations BM7510.

[19] fiche technique acier inoxydable type 304L

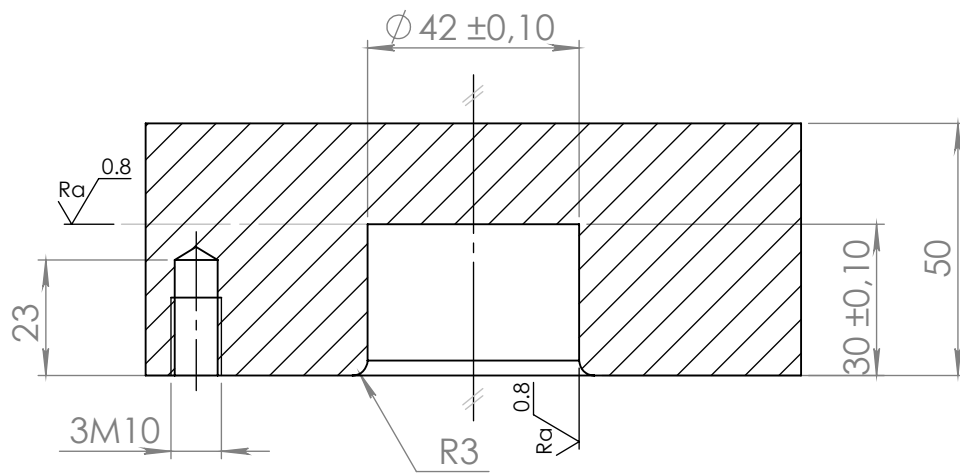
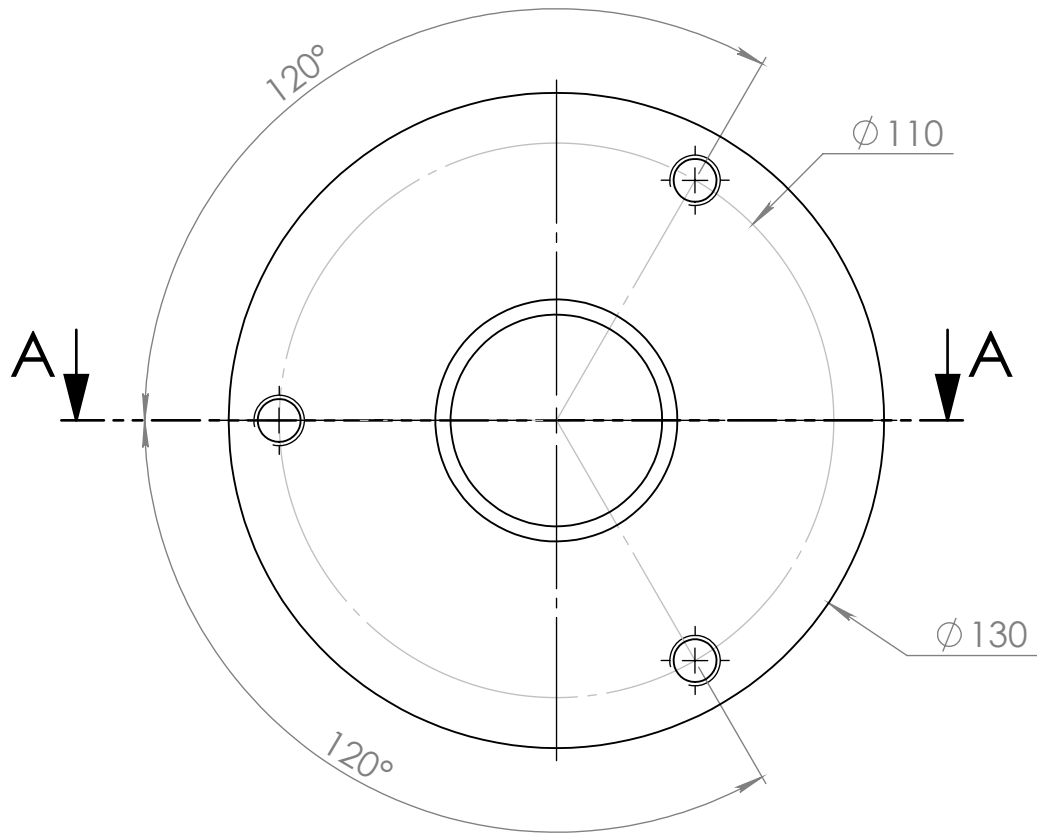
www.pxgroup.com

*Les plans de
dispositif
d'emboutissage*

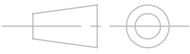


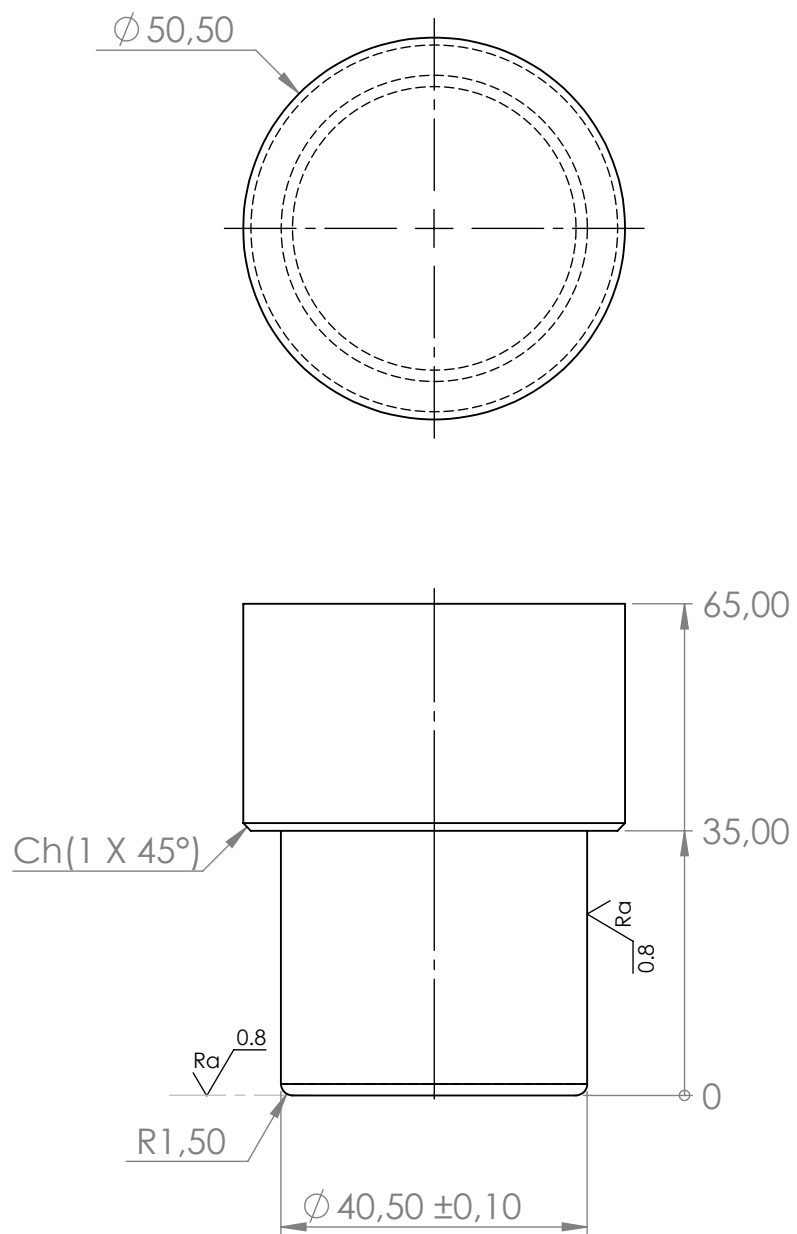
N°	DESIGNATION	MATIERE	QTE
1	matrice	XC48	1
2	piece	304L	1
3	serre flan	XC38	1
4	VIS CHC M10 x 16		3
5	poinçon	XC48	1

ECHELLE 1/1	ASSEMBLAGE OUTIL COMPLET	
	FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION UMMTO	P. FIN D'ETUDE
A4	T.SADOUDI/ N.MEDJBARI	PROMOTION 2018




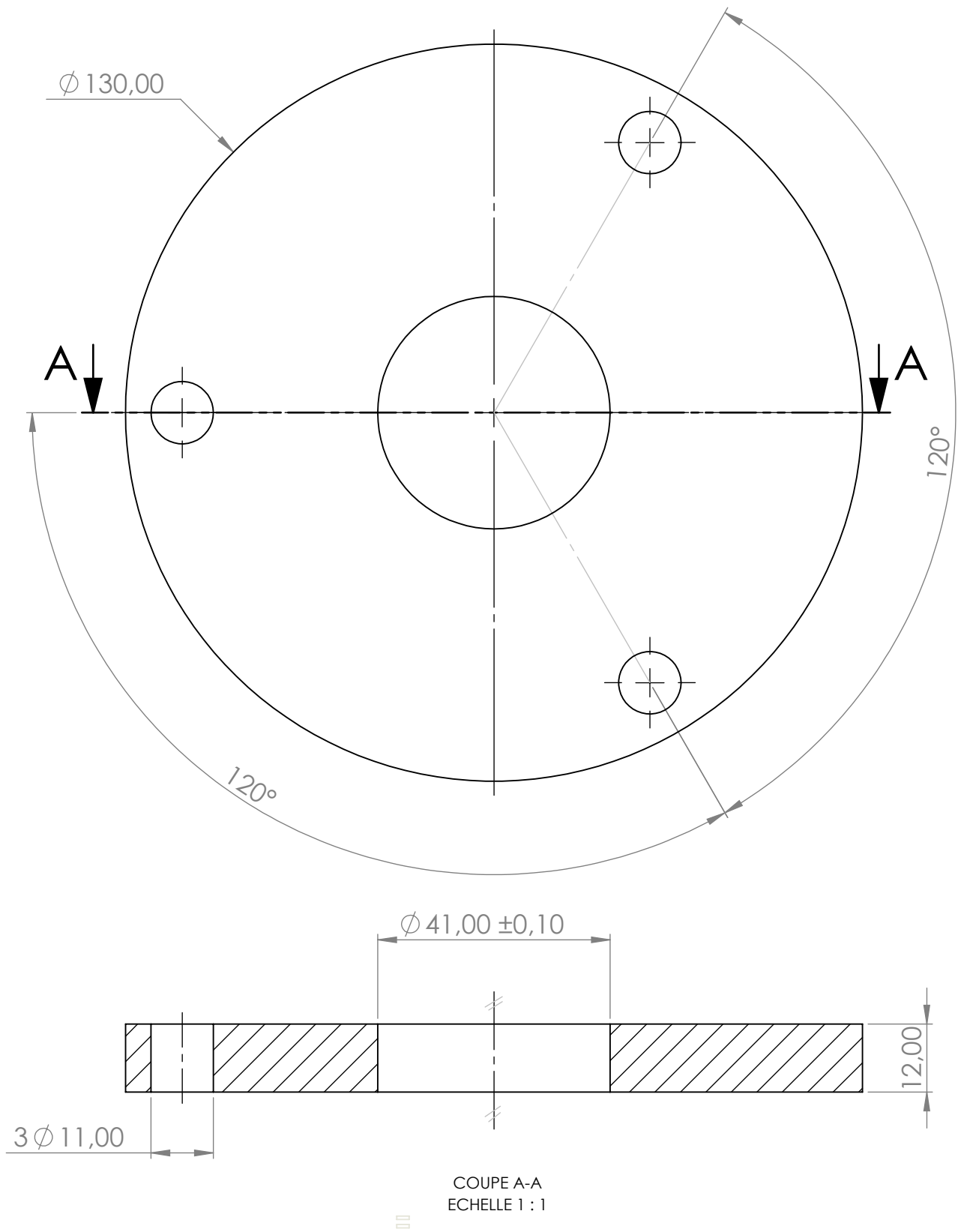
COUPE A-A

ECHELLE 1:1	MATRICE	
	FACULTE DE LA GENIE DE LA CONSTRUCITON UMMTO	P.FIN D'ETUDE
A4	T.SADOUDI/ N MEDJBARI	PROMOTION 2018



|||

xc48	POINCON	
ECHELLE 1:1	POINCON	
	FACULTE DE LA GENIE DE LA CONSTRUCITON UMMTO	P.FIN D'ETUDE
A4	T.SADOUDI/ N MEDJBARI	PROMOTION 2018



XC38	DESIGNATION	
ECHELLE 1:1		
	FACULTE DE LA GENIE DE LA CONSTRUCITON UMMTO	P.FIN D'ETUDE
A4	T.SADOUDI/ N MEDJBARI	PROMOTION 2018